

# STAHL UND EISEN

## ZEITSCHRIFT FÜR DAS DEUTSCHE EISENHÜTTENWESEN

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

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

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

HEFT 17

23. APRIL 1942

62. JAHRGANG

### Ueberwachung des basischen Windfrischverfahrens durch Messung der Strahlung der Konverterflamme.

Von Gerhard Naeser und Hans Krächter in Duisburg-Huckingen.

Mitteilung aus dem Forschungsinstitut der Mannesmannröhren-Werke, Duisburg-Huckingen.

[Bericht Nr. 395 des Stahlwerksausschusses und Mitteilung Nr. 302 der Wärmestelle  
des Vereins Deutscher Eisenhüttenleute im NSBDT.\*.]

*(Schwierigkeiten bei der Ueberwachung der Windfrischverfahren. Die Flammenstrahlung als Hilfsmittel. Angenäherte Bestimmung der Energieverteilung im Spektrum der Thomasflamme. Messungen in verschiedenen Spektralbereichen. Bestimmung des Phosphor-Endgehaltes und Mangangehaltes während des Blasens aus der sichtbaren Strahlung. Herstellung von Stahl mit bestimmtem Phosphorgehalt. Die Ultrarotstrahlung als Hilfsmittel zur Kennzeichnung der Vorgänge bis zum „Uebergang“. Versuche zur Ermittlung des Siliziumgehaltes des Roheisens und der Stahltemperatur.)*

Die Herstellung von Stählen nach den Windfrischverfahren bietet deshalb große Schwierigkeiten, weil die metallurgischen Vorgänge nicht beobachtet und deshalb während des kurzzeitigen Frischverlaufs nicht wesentlich beeinflusst werden können. Die Lenkung der Schmelze beschränkt sich daher auf die Anpassung der Blasezeit und der Menge der Zuschläge und Kühlmittel an die Zusammensetzung und Temperatur des Roheisens, sowie auf das richtige Abfangen der Schmelze, das heute im Thomasverfahren ohne Anwendung von Meßgeräten allein auf Grund von Erfahrungen und durch Beobachten der Konverterflamme und des Bruchgefüges einer Vorprobe geschieht.

Die praktischen Erfahrungen und umfassende Untersuchungen<sup>1)</sup> haben gezeigt, daß Güte und Gleichmäßigkeit des Stahles weitgehend davon abhängen, ob der Blasvorgang im richtigen, von Schmelze zu Schmelze wechselnden Augenblick unterbrochen wird, und ob es gelingt, eine bestimmte Temperatur nicht zu überschreiten. Zu hohe Endtemperaturen und zu lange Blasezeiten verschlechtern bekanntlich den Stahl, weil die Sauerstoff- und besonders die schwer wieder zu vermindernden Stickstoffgehalte mit zunehmender Temperatur und Blasezeit sehr ansteigen. Durch die Erfassung des richtigen Endpunktes wird der Mangan- und Eisenabbrand auf dem niedrigst möglichen Betrag gehalten und damit gleichzeitig der Schwermetallgehalt der Thomasschlacke verringert. Die Grenzen, in denen Temperatur und Blasezeit um die günstigsten Werte schwanken dürfen, sind so eng gezogen, daß ihre Einhaltung auch bei bester praktischer Erfahrung und größtmöglicher Sorgfalt kaum möglich ist, falls nicht genaue Meßverfahren zur Verfügung stehen. Diese sollten unter anderem die Ermittlung des Phosphorgehalts am Ende des Blasens gestatten und die

zu erwartende Endtemperatur bereits zu einem Zeitpunkt erkennen lassen, an dem eine Kühlung noch möglich ist.

Die Beobachtung der Flamme des sauren und basischen Konverters dient schon seit langer Zeit als wichtiges Ueberwachungshilfsmittel, besonders zur Erfassung des richtigen Augenblickes für die Beendigung des Frischens. Die Unsicherheit dieses Verfahrens, die sich am deutlichsten in der Notwendigkeit der Vorprobenentnahme widerspiegelt, und die Abhängigkeit des Thomasverfahrens von erfahrenen Beobachtern haben schon zur Zeit der Einführung der Windfrischverfahren den Wunsch aufkommen lassen, die persönliche Beobachtung durch genaue Meßverfahren zu ersetzen. Die Grundlage dafür lieferten zahlreiche und umfassende Untersuchungen<sup>2)</sup> dieser Flammen mit Spektralgeräten. Die Messungen beschränken sich allerdings ausschließlich auf das enge sichtbare Gebiet des Spektrums. Diese Ergebnisse lassen sich in bezug auf eine Auswertung für die vorliegenden Meßzwecke wie folgt zusammenfassen:

Beim sauren Windfrischverfahren treten gegen Ende des Blasens gewisse Spektrallinien, die von leuchtenden Mangandämpfen stammen, auf, die als Merkmal für die Einhaltung der richtigen Blasezeit dienen können. Auf dieser Erkenntnis beruht die Einführung der kleinen Hand-spektralgeräte, die auch heute noch gute Dienste leisten. Durch Anwendung von Selen-Photoelementen, die den Anschluß von Schreibgeräten ermöglichen, soll in letzter Zeit ein weiterer Fortschritt im Bessemer-Betrieb erzielt worden sein<sup>3)</sup>.

Die Flamme des basischen Konverters dagegen zeigt gerade an dem für die Ueberwachung besonders wichtigen Ende der Frischvorgänge ein anscheinend durch glühenden Staub verursachtes stetiges Spektrum, das keinen hinreichend genauen Rückschluß auf die Vorgänge in der Birne,

\*) Vorgetragen auf den Sitzungen des Unterausschusses für den Thomasbetrieb am 24. April 1941 und des Wärmeausschusses am 13. Mai 1941. — Sonderabdrucke sind vom Verlag Stahleisen m. b. H., Düsseldorf, Postschließfach 664, zu beziehen.

<sup>1)</sup> Gmelins Handbuch der anorganischen Chemie. Hrsg.: Deutsche Chemische Gesellschaft, Berlin. System-Nr. 59: Eisen, Teil A, 1934 bis 1939. S. 648/57.

<sup>2)</sup> Glaser, L. C.: Stahl u. Eisen 40 (1920) S. 73/80, 111/17 u. 188/93. (In dieser Arbeit sind 72 weitere Arbeiten angegeben, auf die wegen Einzelheiten verwiesen sei.)

<sup>3)</sup> Foundry Trade J. 61 (1939) S. 251; vgl. Stahl u. Eisen 60 (1940) S. 104 u. 181.



besonders der Höhe des Phosphorgehalts, gestattet. Aus diesem Grunde hat sich ein optisches Ueberwachungsverfahren im Thomaswerk bisher nicht einführen können.

Die Strahlung der Flamme des basischen Konverters. Bei den Betrachtungen über die zu erwartende Strahlung der Thomaskonverterflamme soll aus grundsätzlichen Erwägungen über die Gasstrahlung die Ultrarotstrahlung, die viel größer als die sichtbare Strahlung ist und bisher nicht beachtet wurde, mit einbezogen werden. Die Strahlung dieser Flamme setzt sich zusammen aus der Bandenstrahlung der Gase und Dämpfe und der stetigen Strahlung des Staubes und der Auswurfbrocken. Die Strahlung kann durch Beugung an den Staubteilchen in qualitativer Hinsicht (Farbe) und durch Absorption, besonders im Ultraroten, durch den Kohlensäure- und Wasserdampfgehalt der Luft mengenmäßig geändert werden. Hinzu kommen noch Strahlungsvorgänge bei der Verbrennung der Gase an der Luft.

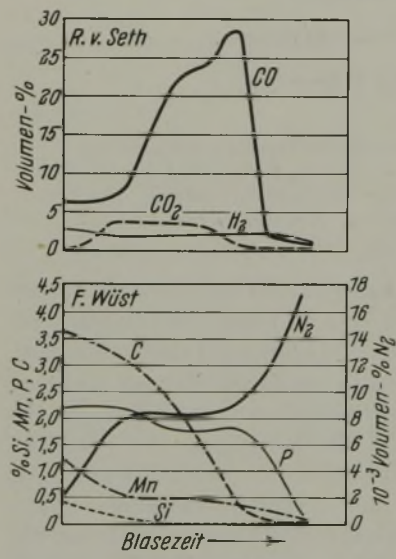


Bild 1. Aenderung der Zusammensetzung der Gase und Schmelze während des Blasens.

Völlig unübersichtlich in bezug auf die Strahlungsstärke ist der Anteil, der von dem glühenden Staub und den größeren festen Teilchen geliefert wird, da deren Zusammenballung und Verteilung in der Flamme von Zufälligkeiten abhängt. Die spektrale Zusammensetzung dagegen ist annähernd bekannt, sie entspricht der Strahlung eines festen Stoffes mit der Strahlungszahl von 0,8 bis 0,9 der entsprechenden, hier unbekanntem Temperatur. Das Spektrum ist stetig, der

Strahlungshöchstwert liegt im nahen Ultrarot. Dagegen können genauere Aussagen über die mutmaßliche Strahlung der heißen Gase gemacht werden, wenn die chemische Zusammensetzung bekannt ist. Die Gasanalyse ist ja gerade die Brücke von der Strahlung zu den metallurgischen Vorgängen im Konverter, die bei der Ueberwachung allein von entscheidender Bedeutung ist und daher erfaßt werden soll. Auf Bild 1 sind die Aenderungen in der chemischen Zusammensetzung der Schmelze und der Gase der Konverterflamme nach den Untersuchungen von R. von Seth<sup>1)</sup> und F. Wüst<sup>1)</sup> während des Frischens eingetragen. Es ist deutlich zu erkennen, wie stark sich die Aenderungen im Stahlbad auf die Zusammensetzung der Abgase auswirken. Leider geht aus der Gasanalyse nicht hervor, warum die Konverterflamme zu manchen Zeitpunkten stark leuchtet. Aus den Untersuchungen über den Wärmeübergang in gasgefeuerten Oefen ist bekannt, daß die Hauptenergieübertragung im Wärmespektrum derartiger Gasgemische in den Banden des Kohlenoxyds, der Kohlensäure und des Wasserdampfes geschieht. Da Stickstoff bei den vorliegenden Temperaturen nicht merklich strahlt, werden die Konvertergase im Anfang während der Verbrennung von Silizium und Mangan sehr wenig Energie abstrahlen, da sie fast nur aus Stickstoff bestehen. Sobald sich größere Mengen Kohlenoxyd und Kohlensäure bilden, tritt die im Ultrarot liegende Bandenstrahlung dieser Gase auf. Hinzu kommen noch die vom Feuchtigkeitsgehalt der

Abgase stammenden ebenfalls im Ultrarot liegenden Banden des Wasserdampfes.

Meßgeräte. Eine erschöpfende Auskunft über die Strahlung der Konverterflamme in allen Wellenlängen während der ganzen Blasezeit kann nur eine Untersuchung mit Hilfe eines Steinsalz-Spektrographen liefern. Eine derartige Arbeit ist sehr langwierig und verlangt umfangreiche meßtechnische Hilfsmittel. Für die vorliegende Untersuchung mußte es genügen, das Spektrum mit Filtern in mehrere größere Bereiche zu unterteilen. Dem Nachteil, daß der Ort im Spektrum sowie die Intensität nicht sehr genau angegeben werden können, steht der Vorteil gegenüber, daß die benutzte Meßanordnung für die Anwendung im laufenden Betrieb geeignet ist.

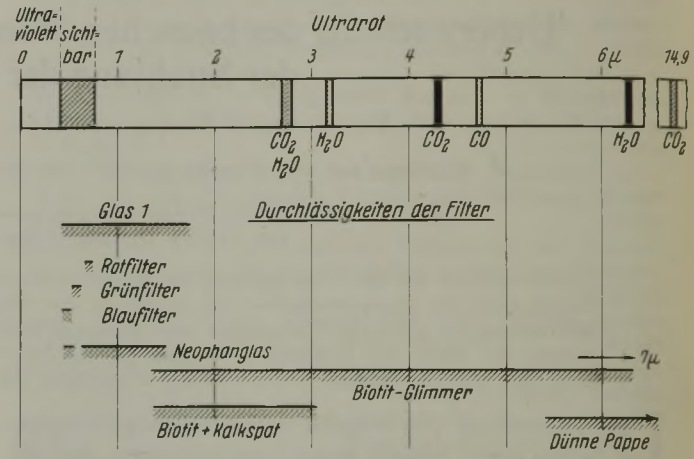


Bild 2. Durchlässigkeiten der Filter. Strahlung von Kohlenoxyd, Kohlensäure und Wasserdampf.

Die Strahlung wurde mit drei verschiedenen Empfängern ermittelt. Die Thermosäule nimmt alle Strahlen auf. Schaltet man ein Biotitfilter (schwarzer Glimmer) davor, so wird das sichtbare Licht zurückgehalten. Eine dicke Spiegelglasscheibe blendet fast das gesamte ultrarote Licht aus. Die Durchlässigkeiten weiterer Filter sind in Bild 2 angegeben. Das „Gesamtstrahlungs-pyrometer“ nimmt nur das gesamte sichtbare Licht und einen verschwindend kleinen Teil ultraroter Strahlung auf. Es entspricht der Thermosäule mit Glasfilter. Schließlich wurde noch ein Selen-Photoelement für einige Messungen benutzt, dessen Empfangsbereich (Bild 3) angeblich im sichtbaren Licht liegen soll.

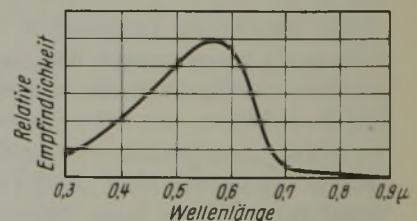


Bild 3. Relative Empfindlichkeit des Selen-Photoelements. (Nach B. Lange.)

Für die Messung der an den Empfängern entstehenden elektrischen Spannungen ist ein Millivoltmeter mit kurzer Einstellzeit erforderlich. Da der für die laufende Betriebsmessung vorgesehene Schnellschreiber mit Photozellenverstärker (Hartmann und Braun) noch nicht zur Verfügung<sup>4)</sup> stand, wurden die Spannungen zunächst mit einem Multiflex-Galvanometer photographisch aufgezeichnet. Für einige Versuche war es notwendig, die Kurve während der Entstehung zu verfolgen. Zu diesem Zweck wurde das photographische Papier durch Transparentpapier ersetzt, das durch einen Synchronmotor mit Uebersetzung

<sup>4)</sup> Die Meßeinrichtung wurde inzwischen geliefert und in Betrieb genommen. Sie besteht aus einem Photozellen-Kompensator mit spitzengelagertem Galvanometer (0 bis 5 mV) sowie einem Linienschreiber mit 30 mm (bzw. 60 mm) Papiervorschub in der Minute. Die Geräte erwiesen sich in jeder Hinsicht (Einstellgeschwindigkeit, Erschütterungsempfindlichkeit) als brauchbar für die vorliegenden Zwecke.



gleichmäßig über der Skala vorbeigezogen wurde. Die Bewegung des Lichtpunktes wurde von Hand nachgezeichnet. Mit dieser Einrichtung konnte die Kurve in ihrem Entstehen während des Blasens verfolgt werden.

**Versuchsergebnisse.**

Als Grundlage für die weiteren Untersuchungen sollte zunächst festgestellt werden, wie sich die Strahlungsenergie im Spektrum verteilt und wie sich diese Verteilung während des Blasens einer Schmelze ändert. Diese Messungen können deshalb keinen Anspruch auf große Genauigkeit erheben, weil die Extinktionskoeffizienten der benutzten Filter in dem wesentlichsten Teil des Spektrums, im Ultraroten, nicht ermittelt werden konnten. Es wurden vielmehr die im Schrifttum<sup>6)</sup> angegebenen Werte in Rechnung gesetzt, die in *Bild 2* eingetragen sind. Trotz dieser Unsicherheit ergibt sich schon ein aufschlußreiches Bild über die Natur der Strahlung der Konverterflamme während des Blasens.

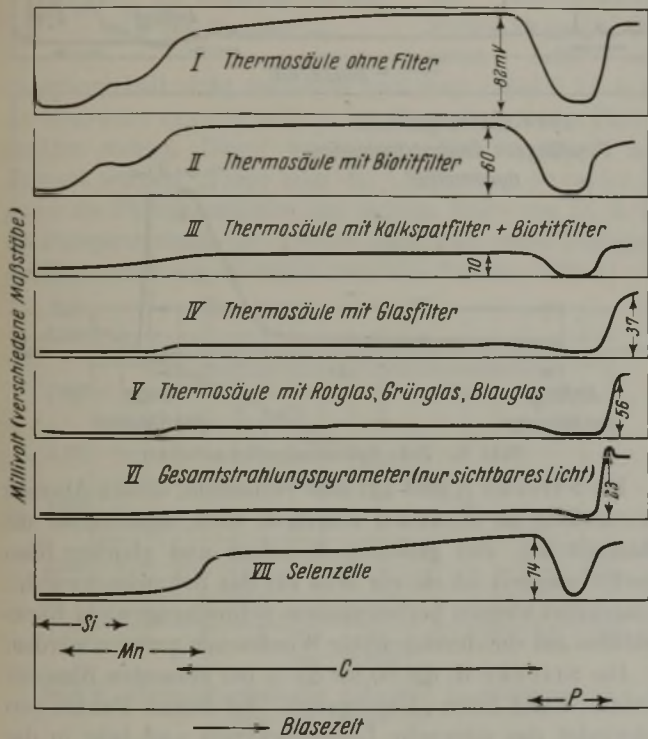


Bild 4. Mit verschiedenen Strahlungsempfängern gemessene Strahlungsenergie während der Blasezeit.

Bei der Auswertung der Millivolt- × Zeit-Linien von *Bild 4*, das die Ergebnisse zusammenfaßt, muß folgendes beachtet werden:

Die Linien sind aus zahlreichen Messungen ausgewählt worden. Die einzelnen Ergebnisse bei gleichem Strahlungsempfänger unterscheiden sich untereinander nur wenig, der Verlauf ist in großen Zügen immer gleich, falls die sonstigen Bedingungen gleichgehalten werden konnten. Die geringen Unterschiede in den Blasezeiten wurden beim Umzeichnen ausgeglichen. Die Ordinaten sind für die einzelnen Linien sehr verschieden und wurden so gewählt, daß die Kurvenzüge etwa gleich hoch liegen. Bei der Messung selbst wurde der Ausgleich durch Aenderung der Vorschaltwiderstände erreicht, die stets so eingestellt wurden, daß die Schreibeinrichtung voll ausgenutzt werden konnte. Die wahren Spannungen sind am Höchstwert der Kurven in einem Pfeil in Millivolt angegeben. Die Angaben über die Bereiche, in denen die einzelnen Elemente verbrennen, sind aus *Bild 1* entnommen.

Die gesamte Strahlungsenergie (vgl. *Bild 4*: I) ist in den ersten Minuten sehr gering; sie steigt über zwei Wende-

punkte während der Verbrennung des Siliziums und Mangans an. Der weitere Anstieg ist dem Kohlenstoff (Kohlenoxyd und Kohlensäure) zuzuschreiben. Nach der Verbrennung des größten Teiles der Kohle erscheint am „Uebergang“ ein ausgesprochener Tiefstwert. Anschließend steigt die Linie wieder fast bis zur gleichen Höhe an. Vergleicht man dieses Bild mit der Linie von II, die zum Unterschied von I kein sichtbares Licht enthält, so ist zunächst ein fast gleicher Verlauf festzustellen. Daraus folgt, daß zu allen Blasezeiten der größte Teil der Strahlungsenergie aus dem Ultraroten stammt. Es war nicht zu erwarten, daß auch im letzten Höchstwert nur ein kleiner Teil der Energie aus dem sichtbaren Teil des Spektrums geliefert wird. Aus dem Vergleich mit einer Messung, die nur den sichtbaren Teil erfaßt (VI), errechnet sich der Anteil der sichtbaren Strahlung zu etwa 20 % der gesamten Strahlung. Schaltet man vor die Thermosäule eine Glasplatte, die das ultrarote Licht verschluckt, so erhält man Linien, die nur einen Höchstwert am Ende enthalten, eine Bestätigung, daß die Strahlungsenergie bis gegen Ende des Blasens fast ausschließlich im Ultraroten liegt. Der Versuch mit Biotitfilter + Kalkspat weist darauf hin, daß die Ultrarotstrahlung beim zweiten Höchstwert anders zusammengesetzt ist als im ersten Hauptteil. Der zweite Höchstwert liegt bei (III) höher als der erste im Gegensatz zur Messung ohne Kalkspat. Die Unterteilung des sichtbaren Spektrums mit Hilfe der Agfa-Lichtfilter (Dreiteilung des Spektrums in blau, grün und rot) ergab keine Unterschiede. Sichtbare Spektrallinien sind demnach für die vorliegenden Meßzwecke nicht geeignet. Völlig unerwartet war das Ergebnis der Messungen mit dem Selen-Photoelement. Der Verlauf der Linie ähnelt dem für die Messungen im reinen Ultrarot; nur im ersten Teil vor der Kohlenstoffverbrennung ist die Intensität der aufgenommenen Strahlung geringer. Die Selenzelle ist demnach, im Gegensatz zu den Angaben des Schrifttums (*Bild 3*), für das Ultrarot empfindlich. Die Empfindlichkeit gegenüber der Thermosäule beträgt dagegen nur  $1/10$  bis  $1/20$ . Wie zu erwarten, stimmen die Linien für die Thermosäule bei Ausschaltung der Wärmestrahlung durch ein Glasfilter und für das „Gesamtstrahlungs-pyrometer“ überein. Dieses Gerät erfaßt nur das gesamte sichtbare Licht, weil das Glas die ultraroten Strahlen verschluckt.

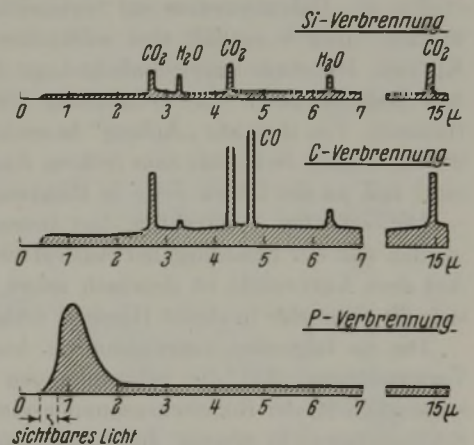


Bild 5. Wahrscheinliche Energieverteilung im Spektrum der Thomaskonverterflamme. (Schematisch.)

Aus diesen Ergebnissen wurde *Bild 5* entworfen, das schematisch die Energieverteilung des gesamten Spektrums der Thomaskonverterflamme für die drei wichtigsten Blaseabschnitte wiedergibt.

Beim Beginn des Blasens wird die Hauptmenge des Sauerstoffs für die Oxydation des Siliziums und anschließend des Mangans verbraucht. Dem entweichenden heißen Stickstoff ist nur wenig Kohlenoxyd und Wasserstoff beigemischt, die beim Verbrennen im Ultrarot strahlen. Während der Verbrennung des Kohlenstoffs nimmt der Kohlenoxyd- und Kohlensäuregehalt des Gases zu, die Ultrarotstrahlung wird stärker. Der Steilabfall der Millivolt-Zeit-Linie (*Bild 4*:

<sup>6)</sup> Müller-Pouillet's Lehrbuch der Physik und Meteorologie, 11. Aufl. Hrsg.: L. Pfaundler, Bd. 2. Braunschweig 1929. S. 1369.



I und II) fällt mit der Beendigung der Kohlenstoffverbrennung (Bild 1) zusammen. Der niedrigste Wert (Bild 4, I und II) tritt zu dem Zeitpunkt auf, an dem die „Flamme“ nur aus heißem Stickstoff besteht, der keine Strahlung ausstrahlt. Der zweite Höchstwert (Bild 4, I und II) wird durch die Strahlung des nunmehr in den Konverterabgasen in großen Mengen auftretenden Eisenoxydul- und Manganoxydulstaubes verursacht, der wie ein fester Körper von etwa  $1600^\circ$  im wesentlichen im nahen Ultrarot und auch schon stark im sichtbaren Gebiet strahlt.

Für die vorliegende meßtechnische Aufgabe ist das Ergebnis wichtig, daß die Ultrarotstrahlung zur Erfassung der Vorgänge während des gesamten Blasevorganges, besonders bis zum Uebergang, die sichtbare Strahlung dagegen für das Ende des Blasevorganges und damit zur Erkennung der Phosphorverbrennung geeignet ist.

#### Messung der gesamten sichtbaren Strahlung mit einem „Gesamtstrahlungs-pyrometer“.

Da die ersten Strahlungsmessungen mit einem Gesamtstrahlungs-pyrometer bereits Hinweise auf die metallurgischen Vorgänge an dem zunächst besonders wichtig erscheinenden Ende des Blasevorganges erkennen ließen, wurden mit diesem Gerät größere Versuchsreihen durchgeführt. Gegenüber der Thermosäule hat das Gesamtstrahlungs-pyrometer den Vorteil, daß die Messung mit Hilfe der Optik unabhängig von der Entfernung gemacht werden kann. Hinzu kommt, daß derartige Geräte in Eisenhüttenbetrieben vielfach vorhanden sind und daß die Spannungen für die Aufzeichnung mit den neuerdings durchgebildeten Schnell-schreibern und Photozellenverstärkern ausreichen.

Das Pyrometer wurde etwa 5 m von der Konverterflamme entfernt aufgestellt und seitlich so gegen die Mitte der Flamme gerichtet, daß keine Strahlung aus dem Innern des Konverters in den Empfänger gelangen konnte. Die Spannung des Pyrometers wurde auf die oben bereits beschriebene, behelfsmäßige Aufzeichnungseinrichtung gegeben. Die störenden Erschütterungen konnten durch Aufstellen des Galvanometers auf Gummifüßen ausgeschaltet werden. Bild 6 enthält drei willkürlich herausgegriffene Kurven. Die etwas ungewöhnliche Lage der Anfangspunkte war bedingt durch die zylindrische Form der Schreibtrommel. Von dem mit „Anfang“ bezeichneten Punkt läuft die Linie nach rechts bis zum rechten Ende des Bildes und setzt sich an der linken Seite in Richtung des Pfeiles fort.

Die scharfen senkrechten, fast linienförmigen Spitzen werden von der Strahlung der Auswurfbrocken verursacht. Aus dem Kurvenbild ist demnach sofort zu erkennen, wie sich die Schmelze in dieser Hinsicht verhalten hat.

Die im folgenden vorgenommene Auswertung hat zur Voraussetzung, daß die Schwankungen in der Windgeschwindigkeit, der Roheisenzusammensetzung sowie in dem Schmelzengewicht gewisse, durch Sonderversuche noch festzulegende Grenzen nicht überschreiten. Nach den bisherigen Beobachtungen stören die normalen Schwankungen die Ergebnisse in bezug auf die zunächst am wichtigsten erscheinende Verbrennung des Phosphors nicht. Dagegen erscheint es wohl möglich, daß die bisher nicht zu einer Beziehung zwischen der Zusammensetzung des Bades und der Strahlung führenden Auswertungsversuche gelingen, wenn Windgeschwindigkeit und Schmelzengewicht in noch engeren Grenzen gleichgehalten oder nach genauer Messung in Rechnung gesetzt werden.

Zur Erleichterung der Auswertung wurden die Kurven nach dem in Bild 6 angegebenen Schema unterteilt und mit den Buchstaben A bis D bezeichnet. Die Längen wurden in mm gemessen; 1 mm entspricht 2,7 s. Die Linien sind

stark verkleinert wiedergegeben; die wahre Länge betrug etwa 400 mm.

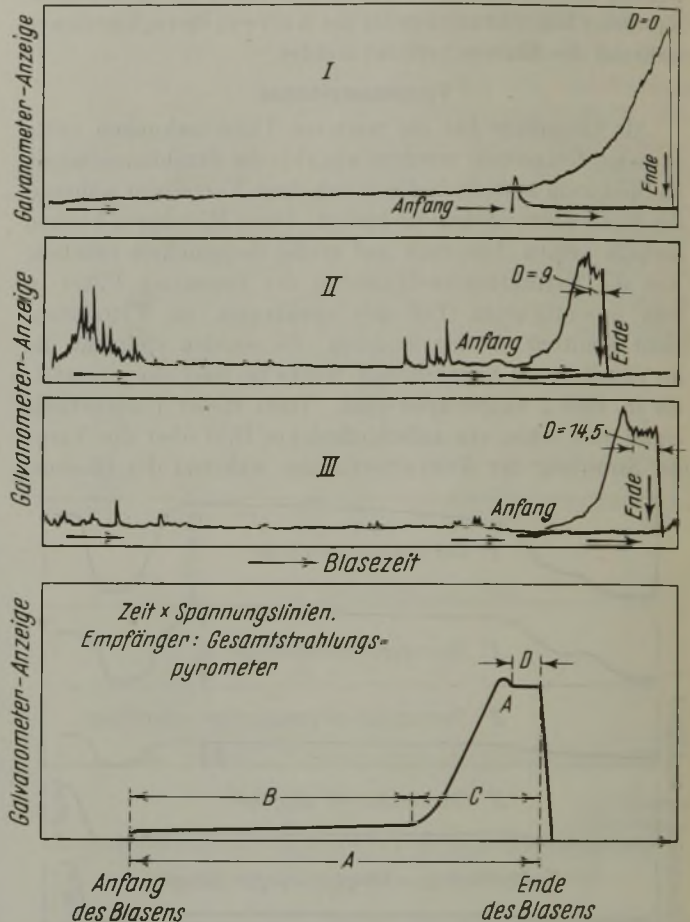


Bild 6. Zeit-Spannungs-Schaubilder.

Die Strecke A gibt auf dem Schaubild, dessen Abszisse zweckmäßig in Sekunden eingeteilt wird, unmittelbar die Blasezeit an. Bei gleichem Roheisen und gleicher Blasegeschwindigkeit ist sie ein Maß für das Schmelzengewicht. Umgekehrt können bei bekanntem Schmelzengewicht Rückschlüsse auf die durchgesetzte Windmenge gezogen werden.

Die Strecke B, die 80 bis 85 % der gesamten Blasezeit umfaßt, endet beim „Uebergang“. An diesem Punkte verschwindet das schwache Linienspektrum und geht in das bereits mehrfach erwähnte stetige Spektrum über. Während der Zeit B verbrennt das Silizium vollständig, Mangan und Kohlenstoff zum größten Teil. Die Verbrennung dieser Elemente wirkt sich auf die gesamte sichtbare Strahlung nicht aus. Die Linie verläuft ohne Unstetigkeiten fast parallel zur Grundlinie. Der kleine, bei allen Versuchen beobachtete Anstieg dürfte auf eine Temperaturzunahme der Strahlung zurückzuführen sein. Die Länge von B hängt bei sonst gleichen Voraussetzungen von der Konzentration der verbrennenden Elemente Silizium, Mangan und Kohlenstoff ab. Der Einfluß auf diesen Zeitabschnitt ist für die drei Elemente verschieden und wird durch die zur Verbrennung eines Gewichtsteiles erforderliche Sauerstoff- oder Windmenge geregelt. Für je einen Teil Silizium, Mangan und Kohlenstoff sind 1,1, 0,3 bzw. 1,3 Teile Sauerstoff erforderlich. Eine Änderung des Kohlenstoff- oder Siliziumgehaltes sollte sich demnach besonders bemerkbar machen. Es konnte jedoch lediglich ein eindeutiger Anstieg der Strecke B mit zunehmendem Siliziumgehalt festgestellt werden (Bild 7).

Im Bereich der Strecke C verbrennt im wesentlichen nur der Phosphor; die zu erwartende Beziehung zwischen dem Phosphorgehalt der Schmelze und der Länge von C ist zu erkennen und kann zu einer ungefähren, für die Gesamt-



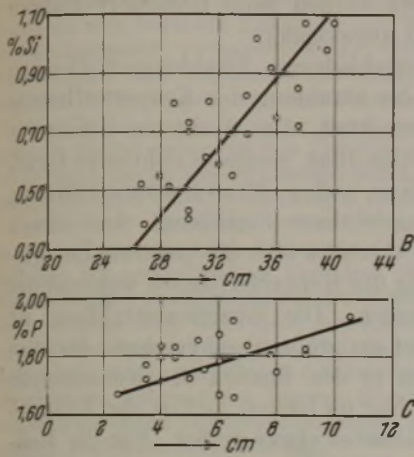


Bild 7. Beziehungen zwischen der Länge von B und C und dem Anfangsgehalt des Roheisens an Silizium und Phosphor.

Phosphorgehalt nicht noch sehr hoch liegt (Bild 6, I), d. h. der Konverter zu zeitig gekippt wurde, nach Art eines Haltepunktes stehen. Dieser waagerechte Teil ist mit D bezeichnet worden. Trägt man die Längen der Strecke D gegen die Phosphorgehalte am rechten Ende von D, d. h. die Phosphorgehalte der Proben nach dem ersten Umlegen des Konverters ein, so erhält man eine Gerade (Bild 8).

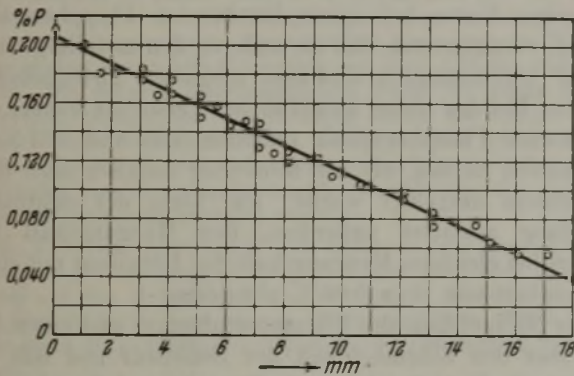


Bild 8. Phosphorgehalt der Schmelze in Abhängigkeit von der Länge D.

Das bedeutet aber, daß der Beginn des Haltepunktes, der Punkt A, mit einem ganz bestimmten Phosphorgehalt des Stahles zusammenfällt. Dieser ausgezeichnete Punkt ist abhängig vom Schmelzengewicht, der Blasgeschwindigkeit und dem Anfangsgehalt an Phosphor und lag bei der vorliegenden Arbeitsweise bei 0,20 % P. Von dieser Konzentration ab ging die Phosphorverbrennung etwa verhältnismäßig mit der Blasezeit, die Beziehung zwischen Phosphorgehalt und Blasedauer bzw. Länge des „Haltepunktes“ wird durch eine Gerade dargestellt. Die Neigung dieser Geraden hängt von dem Schmelzengewicht und der Blasgeschwindigkeit ab. Sie muß durch eine Eichung bestimmt werden, d. h. die Länge des Haltepunktes muß statt in Minuten in % P der Schmelze angegeben werden. Der Meßbereich liegt zwischen 0,20 und 0,05 % P, umfaßt also gerade das Gebiet, das für die Stahlherstellung wichtig ist. Die Frischgeschwindigkeit betrug 0,0034 % P/s. Will man z. B. einen Stahl herstellen, dessen Phosphorgehalt zwischen 0,060 und 0,070 % P liegt, so muß man die Blasezeit mit einer Genauigkeit von 3 s einhalten. Aus den Versuchen ergab sich die Treffsicherheit zu  $\pm 0,01$  % P unter Betriebsverhältnissen, d. h. bei kleinen Schwankungen der Schmelzengewichte, der Temperatur und der Windgeschwindigkeit.

überwachung nützlichen Phosphorbestimmung im Roheisen dienen (Bild 7). Eine Auswertung dieses Zusammenhanges für eine Ermittlung der besonders wichtigen kleinen Phosphorgehalte am Ende des Blasens ist jedoch nicht möglich, da die Bestimmung zu ungenau wird.

Nach Durchschreiten eines Strahlungshöchstwertes fällt die Millivoltkurve wieder ab und bleibt dann, falls der

Das Verfahren wird im Betrieb wie folgt durchgeführt: Gleichzeitig mit dem Einschalten des Windes wird der Schnellschreiber in Tätigkeit gesetzt, der sich im Steuerraum befindet. Der Steuermann beobachtet den Verlauf der Millivoltkurve. Sobald nach Ueberschreiten des Höchstwertes eine bestimmte, dem gewünschten Phosphorgehalt entsprechende Länge des „Haltepunktes“ geschrieben worden ist, wird der Konverter gekippt.

Nach diesem Verfahren wurden mehrere Schmelzen geblasen. Es gelang in allen Fällen, allein aus dem Kurvenbild den geforderten Phosphorgehalt zwischen 0,06 und 0,07 % P einzuhalten. Dabei ist jedoch zu beachten, daß die angeführte Genauigkeit nur dann erreicht werden kann, wenn, wie bereits mehrfach erwähnt wurde, die den metallurgischen Verlauf im wesentlichen bestimmenden Einflüsse, besonders die Blasgeschwindigkeit und die Temperatur, nur in engen Grenzen schwanken und den Verhältnissen bei der Eichung ähneln. Die Festlegung dieser Grenzen und der heute zum Teil noch nicht bekannten günstigsten Bedingungen ist die Aufgabe weiterer Forschungsarbeit. Das vorliegende Meßverfahren, über dessen Leistungsfähigkeit erst nach umfassenden Betriebserfahrungen endgültige Aussagen gemacht werden können, soll dazu dienen, durch messende Verfolgung der Vorgänge die Einhaltung bestimmter Bedingungen zu ermöglichen.

Die Möglichkeit, den Frischvorgang bei einem ganz bestimmten Phosphorgehalt zu unterbrechen, hat große Bedeutung für die Herstellung von Stählen gleichmäßiger Güte. Mit der Festlegung des Phosphorgehaltes sind die Grenzen, in denen die Gehalte an Kohlenstoff, Sauerstoff und Stickstoff schwanken, stark eingengt. Die Güte des Stahles wird aber hauptsächlich von der Konzentration dieser Elemente bestimmt. Es erscheint auch wichtig, daß die weiteren metallurgischen Maßnahmen, z. B. eine Desoxydation mit Ferromangan oder Aluminium oder auch nur eine Aufkohlung des Stahles auf einen bestimmten Betrag, leichter gelingen, wenn die Sauerstoffgehalte von Schmelze zu Schmelze nicht zu stark wechseln.

Der enge Zusammenhang zwischen dem Phosphorgehalt der Schmelze und den anderen Begleitelementen geht aus dem Manganabbund in dem Bereich zwischen 0,20 und 0,05 % P hervor.

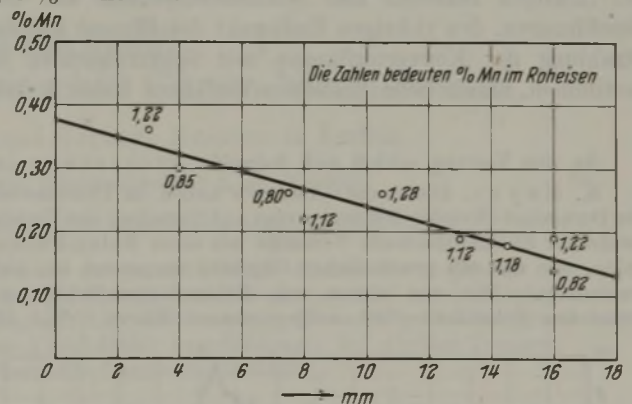


Bild 9. Mangangehalt der Schmelzen in Abhängigkeit von der Länge D.

Die Linie D kann auch unmittelbar in % Mn geeicht werden. Die Zahlen sind nicht so genau wie die Phosphorwerte, da sich die Schwankungen im Mangangehalte des Roheisens auf die Mangangehalte des Stahles auswirken. Die Streuung der Werte in Bild 9 läßt erkennen, daß die Genauigkeit für viele Zwecke, z. B. für die Bemessung von Oxydationsmitteln, ausreicht. Die Angabe ist dann besonders wertvoll, wenn keine Zeit zur Durchführung einer chemischen Analyse vorhanden ist.



## Messungen im Ultrarot.

Die Anzahl der unter Benutzung der Ultrarotstrahlung durchgeführten Messungen reicht noch nicht aus, um eingehende Rückschlüsse auf die Vorgänge im Konverter in der Zeit bis zum Uebergang aus der Wärmestrahlung der Flamme zu ziehen. Bisher konnte festgestellt werden, daß der Siliziumgehalt des Roheisens aus der Länge der Grundlinie bis zum ersten Knick (Bild 4, I und II) ermittelt werden kann. Die Frage, ob die Mangangehalte des Roheisens so eng mit dem ersten Steilanstieg verbunden sind, daß eine Manganbestimmung möglich ist, steht noch offen.

Besonders wichtig erscheint die Temperaturermittlung der Schmelze während des Blasens, weil die Einhaltung einer bestimmten Endtemperatur neben dem richtigen Abfangen der Schmelze für die Stahlgüte entscheidend ist. Es muß schon frühzeitig erkennbar sein, ob die Schmelze nach richtiger Beendigung des Blasens zu heiß werden wird oder nicht. Nur dann ist es möglich, durch Zugabe von Kühlmitteln wie Schrott oder Erz eine zu starke Stickstoff- und Sauerstoffaufnahme zu verhindern. Die wenigen bisher vorliegenden Ergebnisse lassen erkennen, daß die Höhe des ersten, langgestreckten Höchstwertes (Bild 4, I und II), besonders kurz vor dem Steilabfall, mit der Temperatur im Konverter in Zusammenhang steht.

Da die Ultrarotstrahlung zur Erfassung der Vorgänge bis zum „Uebergang“, die sichtbare Strahlung vom „Uebergang“ bis zum Kippen des Konverters geeignet ist, wird man die Strahlungslinie in zwei Teilen aufnehmen. Die moderne Schalttechnik bietet zahlreiche Möglichkeiten, diese Umschaltung vollautomatisch zu gestalten oder durch Druckknopfsteuerung vorzunehmen.

Ueber Betriebserfahrungen und weitere Versuche, die hauptsächlich den Einfluß von Fehlern, wie zu geringer Kalkzusatz oder ungünstige Zusammensetzung des Roheisens, auf die Ausbildung der Strahlungskurven betreffen, wird später von anderer Seite berichtet werden.

## Zusammenfassung.

Die Höhe der Begleitelemente und damit die Güte des Thomasstahles hängen im wesentlichen von der Einhaltung der richtigen Blasezeit und Schmelztemperatur ab. Die Bemühungen, den richtigen Endpunkt des Blasens aus der Strahlung der Konverterflamme mit Spektralgeräten zu bestimmen, haben beim basischen Verfahren bisher keinen

Erfolg gehabt. Dagegen werden beim Bessemerverfahren Spektralgeräte vielfach angewendet.

Mit Hilfe von verschiedenen Strahlungsempfängern wurde die Aenderung der Strahlung der Konverterflamme während des Blasens ermittelt. Das Spektrum wurde wie folgt aufgeteilt: Rot, Grün, Blau, gesamtes sichtbares Licht, gesamte Ultrarotstrahlung, nahes Ultrarot, fernes Ultrarot, gesamte sichtbare + unsichtbare Strahlung. Aus diesen Messungen konnte ein Ueberblick über die spektrale Energieverteilung der Strahlung der Konverterflamme während des Blasens gewonnen werden. Die Energieabstrahlung ist immer im Ultrarotgebiet am größten; sie geschieht bis zum Uebergang vornehmlich in den Banden des Kohlenoxyds und der Kohlensäure. Nur im letzten Teil ist der Energieanteil des sichtbaren Gebietes etwas größer. Für die Meßtechnik folgt daraus, daß die Ultrarotstrahlung zur Untersuchung bis zum Uebergang und die sichtbare Strahlung nach dem Uebergang geeignet sind.

Zahlreiche Messungen im sichtbaren Licht ergaben, daß in der Millivolt-Zeit-Linie ein kennzeichnender Punkt auftritt, bei dem die Schmelzen einen bestimmten Phosphorgehalt haben. Ermittelt man durch eine Eichung die Abbrandgeschwindigkeit des Phosphors in der Gegend dieses Phosphorgehaltes unter der Bedingung, daß die normalen Schwankungen im Schmelzengewicht und in der Windgeschwindigkeit nicht überschritten werden, so kann man den Konverter auf Grund der am Schnellschreiber entstehenden Kurve bei einem bestimmten Phosphorgehalt kippen, vorausgesetzt, daß die anderen den metallurgischen Ablauf bestimmenden Einflüsse möglichst gleichgehalten werden. Bei den bisher ausgeführten Versuchen konnte der gewünschte Phosphorgehalt zwischen 0,06 und 0,07 % P eingehalten werden, als der Konverter lediglich nach dem Kurvenbild umgelegt wurde. Die Linie der sichtbaren Strahlung gestattet außerdem, den Mangangehalt des Stahles bei gleichem Mangangehalt des Roheisens mit einer Genauigkeit von etwa 0,08 % abzulesen.

Die Millivoltlinie des Ultrarotempfängers gibt einen Anhalt über den Siliziumgehalt des Roheisens und läßt erkennen, ob die Schmelze zu heiß wird, so daß rechtzeitig Kühlmittel zugegeben werden können, um eine zu große Stickstoffaufnahme zu verhindern. Starker Auswurf ist an den scharfen Zacken der Linie zu erkennen. Die Strahlung wird zweckmäßig bis zum Uebergang im ultraroten, von da ab im sichtbaren Teil des Spektrums ermittelt.

\*

\*

\*

An den Vortrag schloß sich folgende Erörterung an.

K. Mayer, Dortmund: Auch wir haben im Thomaswerk des Dortmund-Hoerder Hüttenvereins auf Anregung des Vereins Deutscher Eisenhüttenleute Versuche mit einer Selen-Photocelle, der nur ein gewöhnliches Objektiv vorgesetzt ist, aufgenommen. Die von einem mit Bolometerverstärker ausgerüsteten Schnellschreiber aufgenommene Kurve (Bild 10)

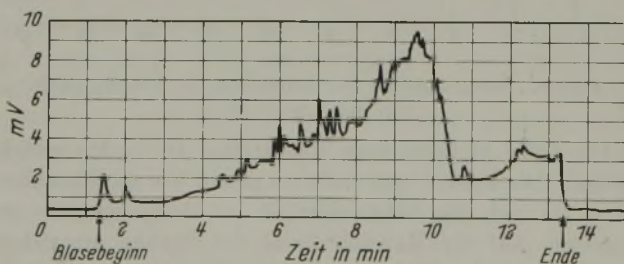


Bild 10. Strahlung der Konverterflamme, aufgenommen mit dem Siemens-Bolometer-Schreibgerät.

ist der von Herrn Naeser in Bild 4 gezeigten Kurve 7 sehr ähnlich: Erst ein geringer Anstieg bei der Siliziumverbrennung, weiter ein steiler, durch einen kleinen Stillstand unterbrochener

Anstieg bei der Kohlenstoffverbrennung, und dann ein steiler Abfall, der den Uebergang anzeigt. Die Kurve steigt dann wieder etwas an, und wir glauben bemerkt zu haben, daß sie nach einem kleinen Maximum am Ende konstant bleibt. Doch ist dieser Punkt noch ungeklärt, da wir bisher nur wenig Diagramme aufnehmen konnten.

Wir glauben, daß der Anfang der Kurve, der uns die Silizium-, Kohlenstoff- und vielleicht auch Manganverbrennung anzeigt, wichtig ist, um daraus gewisse Rückschlüsse auf den Verlauf des Thomasverfahrens zu ziehen. Die bisherigen Kurven des Herrn Naeser zeigen erst vom Uebergang an einen Anstieg und sagen nur wenig über die erste Zeit des Blasvorganges aus. Ob es möglich sein wird, an jedem Konverter einen Schnellschreiber, der besonders gegen Erschütterungen sehr empfindlich ist, anzubringen, wird die Zukunft lehren.

W. Bading, Huckingen: Die von Herrn Naeser mitgeteilten Versuchsergebnisse lassen in der großen Linie schon den Weg erkennen, der beschritten werden soll, um die Schmelze während des gesamten Blaseverlaufs zu erfassen. Als erstes Ergebnis wurde die Festlegung des Endphosphorgehaltes ermittelt. Daß hierbei zunächst auf vergleichbare Schmelzen hinsichtlich Gewicht und Zuschlag hingearbeitet wurde, liegt auf der Hand. Der nächste Schritt wird also sein, den Verlauf der Kurven im Abschnitt D zu ermitteln und betrieblich brauchbar



zu gestalten, wenn die Betriebsbedingungen schwanken, also durch an sich bekannte Umstände und Zufälligkeiten die Entphosphorungszeit verlängert wird. Während ein erfahrener Blasemeister den Endpunkt der Entphosphorung bei veränderten Bedingungen mit wünschenswerter Genauigkeit durch visuelle Beobachtung festlegen kann, hat er aber keine Möglichkeit, die Schmelzen bis zum Uebergang so zu beobachten, daß er die durch das Setzen der Chargen bedingten Schwankungen erkennt, die einer stets gleichmäßigen Stahlgüte entgegenstreben.

Es kommt also für den weiteren Verlauf der Untersuchungen darauf an, den gesamten Blaseverlauf so sichtbar zu gestalten, daß das temperaturmäßige Verhalten der Schmelzen und die Reaktionsgeschwindigkeiten durch den Kurvenverlauf erkennbar sind. Gelingt dies, wozu nach den Anfangsergebnissen berechnete Hoffnungen vorliegen, so wird man in der Lage sein, schon bald nach dem Hochstellen der Schmelze die notwendigen Verbesserungen während des Blasens vorzunehmen, um so, auch bei schwankenden Betriebsbedingungen, immer auf eine gleichmäßige Stahlgüte hinzuwirken.

Dies ist in kurzen Worten der Weg, den wir eingeschlagen haben; wobei wir uns jedoch darüber im klaren sind, daß die Versuche sehr lange Zeit in Anspruch nehmen werden, bis sie betriebsreif sind, d. h. bis der Blasemeister ein Hilfsinstrument an der Hand hat, das ihm gestattet, die Schmelzen auf exakte Art zu überwachen.

Die Ausführungen von Herrn Mayer möchte ich dahingehend ergänzen, daß wir die Absicht haben, an jedem Konverter einen Schnellschreiber aufzustellen, damit nicht nur der Blasemeister, sondern auch zu seiner Unterstützung der Steuermann den Schmelzverlauf verfolgen kann.

Um schließlich auf die Windmengenmessung einzugehen, von der Herr Frerich berichtete, möchte ich herausstellen, daß auch wir der Auffassung sind, daß eine genaue Windmengenmessung an jedem Konverter erforderlich ist. Die Gesamtwindmenge wird in Huckingen gemessen, jedoch gibt es noch keinen Mengemesser, der an jedem Konverter die Windmenge anzeigt, wenn alle Konverter aus einer Leitung gespeist werden. Die dadurch unvermeidlichen Stöße vor jedem Konverterventil beeinflussen die Messung durch die bisher verwendeten Instrumente sehr stark. Im Augenblick ist eine neue Windmengenmessung auf elektrischer Grundlage in Arbeit, die ungefährdet von diesen auftretenden Druckstößen eine exakte Mengemessung aufzuzeichnen vermag.

B. Frerich, Dortmund: Ich halte es bei Neubau von Thomasanlagen für dringend nötig, daß jeder Konverter, ähnlich wie das auf den Hermann-Göring-Werken in Watenstedt bereits geschehen ist, eine eigene Gebläsemaschine erhält. Es würde damit die zukünftige Arbeitsweise sehr erleichtert werden können.

H. Bansen, Rheinhausen: Wenn auch das Thomasverfahren in einer Ueberwachung durch den Blasemeister sehr ein-

fach erscheint, so soll man doch jede Möglichkeit benutzen, ihn zu entlasten und die Beobachtung zu verfeinern. Die Strahlungsmessung baut sich auf wissenschaftlichen Grundlagen auf. Da bisher aber nicht geklärt ist, die Strahlung welchen Stoffes man eigentlich mißt, ist eine große Erfahrung zur Deutung der Meßergebnisse notwendig. Die Fortführung der Versuche lohnt sich auf alle Fälle.

Auch durch die Windmengenmessung, auf die die Herren Bading und Jacobs hinwiesen, kann man die Verfolgung des Schmelzverlaufes unterstützen. Bei meiner langjährigen Beschäftigung damit bin ich auf die Schwierigkeiten gestoßen, die sich aus dem vorher nicht bekannten Windverbrauch je t Roheisen infolge der Schwankungen der Roheisenzusammensetzung, des Verbrennungsverhältnisses des Kohlenstoffgehaltes zu Kohlenoxyd und Kohlensäure und des schwankenden Eisenabbrandes ergeben. Die Störungen der Windmessung durch Schwingungen fallen beim Blasen mit Turbogebäsen fort.

R. Frerich, Vorsitzender: Herr Naeser hat uns in seiner Arbeit Verhältnisse und Tatsachen aufgewiesen, die uns bisher völlig unbekannt waren. Er hat uns damit einen Weg gezeigt, auf dem möglichst alle Thomaswerker forschend weiterschreiten sollten. Herr Naeser stellte fest, daß es bei seinen Versuchen möglich gewesen ist, mit einem Meßgerät Festpunkte während der kurzen Zeit des Frischvorganges augenblicklich zu ermitteln. Außerdem war es mit dem gleichen Meßgerät möglich, den Endpunkt der Entphosphorung zu erkennen. Das mag uns im Augenblick noch so ungewöhnlich klingen, daß wir alle sicher noch Bedenken haben. Das soll und darf uns aber nicht hindern, nun auch von uns aus die Verhältnisse zu untersuchen. Wir werden dann gemeinsam feststellen, ob sich die Anregungen des Herrn Naeser verwirklichen lassen. Ob sich unsere Hoffnungen im vollen Umfange erfüllen werden, weiß ich nicht. Das Endziel aber, das uns winkt, ist sowohl in qualitativer als auch betrieblicher Hinsicht so verlockend, daß wir an den Anregungen des Herrn Naeser nicht tatenlos vorübergehen können.

G. Naeser, Huckingen: Ich kann der in der Aussprache mehrfach betonten Ansicht nur zustimmen, daß der Windmengenmessung besondere Beachtung geschenkt werden muß. Die Einführung meßtechnischer Verfahren im Thomasbetrieb wird sich, genau wie bei anderen Schmelzöfen, nicht auf die Messung einer Größe beschränken dürfen. So kann die Flammenstrahlung nur dann einen genauen Einblick in die Vorgänge im Konverter vermitteln, wenn andere abhängige Größen, wie die Gewichte von Eisen, Zuschlägen und Wind, entweder ermittelt oder in gewissen Grenzen gleichgehalten werden. Zur Festlegung dieser Grenzen müssen noch Erfahrungen gesammelt werden. Dann wird die beschriebene Strahlungsmessung geeignet sein, die Frischvorgänge im laufenden Betrieb zu überwachen und durch Einhaltung günstigster, heute teilweise noch unbekannter Bedingungen eine Verbesserung des Thomasstahles zu erzielen.

## Die Wirkung von Stickstoff in austenitischen und austenitisch-ferritischen Chrom-Nickel-Stählen.

Von Robert Scherer, Gerhard Riedrich und Herbert Kessner in Krefeld.

Mitteilung der Forschungsstelle der Deutschen Edelstahlwerke, A.-G., Krefeld.

[Bericht Nr. 585 des Werkstoffausschusses des Vereins Deutscher Eisenhüttenleute im NSBDT.\*.]

*(Einfluß von Stickstoff auf die Festigkeitseigenschaften. Verschiebung der Grenzlinien des Austenit-Ferrit-Gebietes im Gefügeschaubild der Chrom-Nickel-Stähle durch etwa 0,15 und 0,25 % N<sub>2</sub>. Stickstoffhaltige rost- und säurebeständige Chrom-Nickel-Stähle. Die austenitstabilisierende Wirkung des Stickstoffes beim Stahl mit 18% Cr und 8% Ni. Verhalten stickstoffhaltiger austenitischer und austenitisch-ferritischer Chrom-Nickel-Stähle nach Glühungen bei erhöhten Temperaturen. Stickstoffhaltige austenitische hitzebeständige Chrom-Nickel-Stähle.)*

Im Eisen und in den üblichen Stählen sind die Stickstoffgehalte im allgemeinen sehr gering. Im Gegensatz zu Eisen und den übrigen Stählen haben dagegen Chrom und auch hochchromhaltige Stähle bekanntlich eine beträchtlich höhere Aufnahmefähigkeit für Stickstoff, wie bereits im Jahre 1926 von F. Adcock<sup>1)</sup> festgestellt wurde. Adcock beobachtete ferner an stickstoffhaltigen Proben mit 17,5

und 24,5 % Cr und sehr niedrigen Kohlenstoffgehalten, also an an sich ferritischen Chromeisenproben, nach Abschrecken von 1250° bzw. von 1220° im Feingefüge Inseln martensitähnlicher Struktur oder feinlamellaren und perlitähnlichen Aussehens. In den Jahren 1934 und 1935 konnte von V. N. Krivobok<sup>2)</sup> eine Erklärung für dieses beobachtete Feingefüge dahin gehend gegeben werden, daß durch Stickstoff ähnlich wie durch Kohlenstoff die Chromgrenze des abgeschnürten  $\gamma$ -Gebietes nach höheren Chromgehalten ver-

\* ) Erstattet in der 44. Vollsitzung des Werkstoffausschusses am 19. November 1941. — Sonderabdrucke sind vom Verlag Stahlisen m. b. H., Düsseldorf, Postschließfach 664, zu beziehen.

<sup>1)</sup> J. Iron Steel Inst. 114 (1926) S. 117/26; vgl. Stahl u. Eisen 47 (1927) S. 65/66.

<sup>2)</sup> Metal Progr. 26 (1934) Nr. 5, S. 21/25; Trans. Amer. Soc. Met. 23 (1935) S. 1/60.



schoben wird. In den Jahren 1933 und 1935 wurde von R. Franks<sup>3)</sup> festgestellt, daß durch Stickstoff bei ferritischen Chromstählen im gegossenen Zustand eine Kornverfeinerung und im warmverarbeiteten Zustand eine bedeutende Verringerung des Kornwachstums nach Halten bei hohen Temperaturen erzielt wird und beim austenitischen Stahl mit 18 % Cr und 8 % Ni eine Streckgrenzen-erhöhung eintritt.

G. Riedrich<sup>4)</sup> zeigte im Jahre 1940 an unmagnetischen Baustählen mit 17 bis 18 % Mn, daß durch Stickstoff bei austenitischen Mangan-Chrom-Stählen eine gleich starke Erhöhung der Streckgrenze wie beim austenitischen Stahl mit 18 % Cr und 8 % Ni hervorgerufen wird und daß Stickstoff den Austenit beständiger macht. Im gleichen Jahre wurde von R. Scherer<sup>5)</sup> dargelegt, daß bei Stahl mit 18 % Cr und 8 % Ni durch Stickstoff die Tiefziehbarkeit verbessert wird, und es wurde mitgeteilt, daß bei hochlegierten Chrom-Nickel-Stählen ein etwa 0,10prozentiger Stickstoffgehalt 3 bis 4 % Nickel zu ersetzen in der Lage sei. Fast gleichzeitig wurde von W. Tofaute und H. Schottky<sup>6)</sup> eine Bestätigung dafür an Stählen mit etwa 23 % Cr erbracht. Dazu sei erwähnt, daß bereits im Jahre 1939 in einer nichtöffentlichen Sitzung der Arbeitsgruppe „Legierte Stähle“ von F. Rapatz darauf hingewiesen worden war, daß Stickstoff zur Erzeugung austenitischer nichtrostender Stähle zum Teil das Nickel ersetzen könne.

#### Festigkeitseigenschaften der Chrom-Nickel-Stähle mit Stickstoff.

In welchem Maße die 0,2-Grenze des austenitischen Stahls mit 18 % Cr und 8 % Ni durch verschieden hohe Stickstoffgehalte beeinflusst wird, geht aus *Bild 1* hervor. Ohne absichtlichen Stickstoffzusatz (0,015 % N<sub>2</sub>) wurde eine 0,2-Grenze von

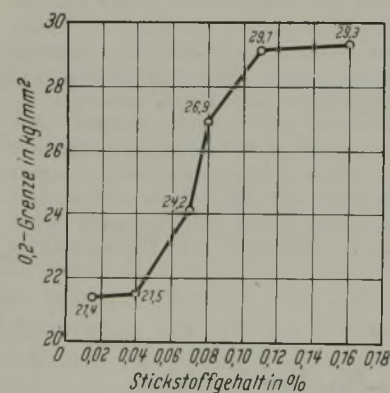


Bild 1. Einfluß von Stickstoff auf die 0,2-Grenze bei Stahl mit 18 % Cr und 8 % Ni.

21,4 kg/mm<sup>2</sup> ermittelt. Durch 0,04 % N<sub>2</sub> wird die 0,2-Grenze noch nicht beeinflusst. Bei 0,07 % N<sub>2</sub> steigt die 0,2-Grenze auf 24,2 und erreicht mit 0,11 % N<sub>2</sub> 29,1 kg/mm<sup>2</sup>, um dann bei weiterem Stickstoffzusatz diesen Wert nicht mehr wesentlich zu überschreiten.

Um die höchstmögliche 0,2-Grenze zu erzielen, sind demnach bei dem Stahl mit 18 % Cr und 8 % Ni 0,10 bis 0,12 % N<sub>2</sub> erforderlich. Höhere Stickstoffgehalte sind praktisch wirkungslos. Auch bei austenitisch-ferritischen Chrom-Nickel-Stählen wird die Streckgrenze durch Stickstoff im gleichen Maße erhöht. So hat z. B. ein austenitisch-ferritischer Stahl, der zu 60 % aus Austenit und zu 40 % aus Ferrit besteht (Stahl 4, *Zahlentafel 1*), ohne Stickstoff eine 0,2-Grenze von 43,6 kg/mm<sup>2</sup>. Die im Vergleich zu dem austenitischen Stahl mit 18 % Cr und 8 % Ni höhere 0,2-Grenze ist auf den 40prozentigen Ferritanteil zurückzuführen<sup>7)</sup>. Ein austenitisch-ferritischer Stahl mit gleichem Austenit- und Ferritgehalt und einem

Stickstoffgehalt von 0,14 % (Stahl 5, *Zahlentafel 1*) hat dagegen eine 0,2-Grenze von 52,7 kg/mm<sup>2</sup>. Auch bei den austenitisch-ferritischen Chrom-Nickel-Stählen wird durch einen höheren Stickstoffgehalt keine nennenswerte weitere Erhöhung der 0,2-Grenze erzielt, denn ein Chrom-Nickel-Stahl mit 0,29 % N<sub>2</sub> und mit ebenfalls 60 % Austenit und 40 % Ferrit (Stahl 6, *Zahlentafel 1*) hat fast die gleiche 0,2-Grenze wie der austenitisch-ferritische Chrom-Nickel-Stahl mit 0,14 % N<sub>2</sub>.

Zahlentafel 1. 0,2-Grenze austenitischer, austenitisch-ferritischer und ferritisch-austenitischer Chrom-Nickel-Stähle, austenitischer Mangan-Chrom-Stähle und austenitischer Chrom-Mangan-Stähle ohne und mit Stickstoff nach Abschrecken von 1050° in Wasser.

Stahl	C %	Si %	Mn %	Cr %	Ni %	N <sub>2</sub> %	0,2-Grenze kg/mm <sup>2</sup>	Gefüge
1	0,08	0,31	0,59	17,37	8,82	—	21,4	100 % Austenit
2	0,11	0,48	0,42	18,03	8,61	0,13	29,2	100 % Austenit
3	0,10	0,37	0,48	17,68	8,52	0,17	29,6	100 % Austenit
4	0,10	0,53	0,55	25,44	8,45	—	43,6	60 % Austenit 40 % Ferrit
5	0,13	0,54	0,68	25,26	4,92	0,14	52,7	60 % Austenit 40 % Ferrit
6	0,11	0,52	0,48	25,96	3,49	0,29	54,2	60 % Austenit 40 % Ferrit
7	0,12	0,68	0,75	26,26	3,32	—	48,3	20 % Austenit 80 % Ferrit
8	0,14	0,73	0,61	25,36	1,41	0,15	46,2	20 % Austenit 80 % Ferrit
9	0,34	0,32	17,93	5,81	1,77	—	24,6	100 % Austenit
10	0,32	0,44	18,03	6,72	2,04	0,09	35,9	100 % Austenit
11	0,15	0,82	7,78	14,44	1,52	—	25,6	100 % Austenit
12	0,16	0,68	7,93	14,96	1,42	0,11	36,2	100 % Austenit

Bei austenitisch-ferritischen Chrom-Nickel-Stählen mit Austenitgehalten unter 30 % wird die Streckgrenze durch Stickstoff nicht erhöht, denn der stickstoffhaltige austenitisch-ferritische Chrom-Nickel-Stahl 8 (*Zahlentafel 1*) mit 20 % Austenit und 80 % Ferrit hat praktisch die gleiche 0,2-Grenze wie der austenitisch-ferritische Chrom-Nickel-Stahl 7 (*Zahlentafel 1*) mit ebenfalls 20 % Austenit und 80 % Ferrit ohne Stickstoff. Die übrigen mechanischen Eigenschaften werden bei gleichem Gefügebau durch Stickstoff nicht in nennenswerter Weise beeinflusst.

Wie einleitend erwähnt, wird auch bei austenitischen Mangan-Chrom-Stählen durch Stickstoff eine fast gleich starke Erhöhung der 0,2-Grenze hervorgerufen (Stähle 9 und 10, *Zahlentafel 1*). Das gleiche gilt für austenitische Chrom-Mangan-Stähle (Stahl 11 und 12, *Zahlentafel 1*).

#### Einfluß des Stickstoffs auf das Feingefüge.

Einleitend wurde angeführt, daß Stickstoff ähnlich wie Kohlenstoff bei hochchromhaltigen Stählen das  $\gamma$ -Gebiet nach höheren Chromgehalten erweitert<sup>2)</sup>. Die das  $\gamma$ -Gebiet erweiternde Wirkung von Stickstoff wurde auch bei hochlegierten Chrom-Nickel-Stählen festgestellt, so daß sich in dem Gefügeschaubild der Chrom-Nickel-Stähle die Grenzlinien des Austenit-Ferrit-Gebietes durch Stickstoff nach niedrigeren Nickelgehalten verschieben.

*Bild 2* zeigt das Gefügeschaubild der Chrom-Nickel-Stähle, in das auch das Gebiet der austenitisch-ferritischen Stähle mit etwa 0,10 % C eingezeichnet ist<sup>7)</sup>. Daraus ist zu entnehmen, daß z. B. ein 18prozentiger Chromstahl mit etwa 7 % Ni kurz oberhalb des Austenit-Ferrit- bzw. Austenit-Martensit-Ferrit-Gebietes liegt, daß ein 20prozentiger Chromstahl mindestens 9,5 % Ni enthalten muß, damit er rein austenitisch ist, und ein 25prozentiger Chromstahl mindestens 18 % Ni. Damit ein 20prozentiger Chromstahl noch im Austenit-Ferrit-Gebiet liegt, sind etwa 5,5 % Ni und bei einem 25prozentigen Chromstahl etwa 4 % Ni erforderlich.

<sup>3)</sup> Iron Age 132 (1933) Nr. 10, S. 10/13; Amer. Soc. Met. 23 (1935) S. 968/94.

<sup>4)</sup> Stahl u. Eisen 60 (1940) S. 815/18 (Werkstoffaussch. 509).

<sup>5)</sup> Chem. Fabrik 13 (1940) S. 373/79.

<sup>6)</sup> Arch. Eisenhüttenw. 14 (1940/41) S. 71/76.

<sup>7)</sup> Scherer, R., G. Riedrich und G. Hoch: Arch. Eisenhüttenw. 13 (1939/40) S. 53/57 (Werkstoffaussch. 471).



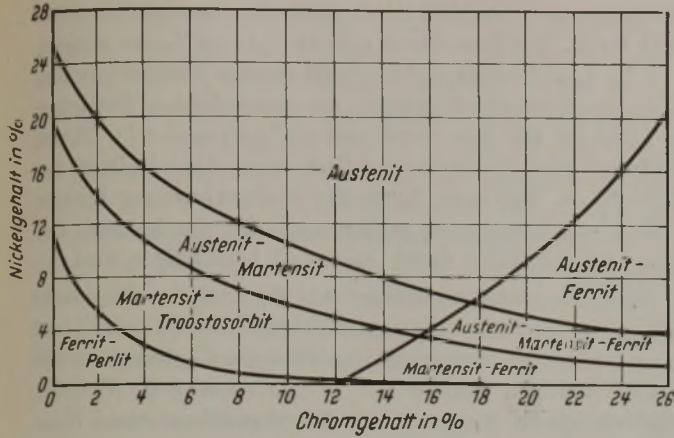


Bild 2. Gefügeschaubild der Chrom-Nickel-Stähle. (Nach E. Maurer; ergänzt durch R. Scherer, G. Riedrich und G. Hoch.)

Bild 3 gibt das Austenit-Ferrit-Gebiet von Chrom-Nickel-Stählen mit etwa 0,10 % C, die zusätzlich etwa 0,15 bzw. etwa 0,25 % N<sub>2</sub> enthalten, wieder. Die betreffenden Versuchsstähle sind in *Zahlentafel 2* angeführt. Der Uebersicht wegen sind nur die Chrom-Nickel-Versuchsstähle mit etwa 0,15 % N<sub>2</sub> in *Bild 3* eingetragen. Außerdem sind die Grenzlinien des Austenit-Ferrit-Gebietes der Chrom-Nickel-Stähle ohne Stickstoff mit schwach ausgezogenen Linien eingezeichnet. Die 18- bis 20%-Cr-Ecke des Austenit-Ferrit-Gebietes mit etwa 0,25 % N<sub>2</sub> ist nur schwach gestrichelt, da sich Chrom-Nickel-Stähle mit weniger als 20 % Cr mit einem Stickstoffgehalt von etwa 0,25 % schwer herstellen lassen. Aus diesem Gefügeschaubild geht hervor, daß durch Stickstoff die Grenzlinien des Austenit-Ferrit-Gebietes nach niedrigeren Nickelgehalten verschoben werden, und man kann daraus

entnehmen, wieviel Nickel durch Stickstoff gefügemäßig ersetzbar ist. Ein 18prozentiger Chromstahl mit etwa 0,15 % N<sub>2</sub> liegt demnach bereits mit 5,5 % Ni kurz oberhalb des Austenit-Ferrit- bzw. Austenit-Martensit-Ferrit-Gebietes. Ein 20prozentiger Chromstahl mit dem gleichen Stickstoffgehalt benötigt nur 6,5 % Ni, um rein austenitisch zu sein, und ein 25prozentiger Chromstahl nur 14 % Ni. Mit 0,25 % N<sub>2</sub> benötigt ein 20prozentiger Chromstahl nur 5,5 % Ni und ein 25prozentiger Chromstahl nur 12 % Ni zur Erzielung eines rein austenitischen Gefüges. Ein 20prozentiger Chromstahl mit etwa 0,15 % N<sub>2</sub> ist noch mit etwa 2,5 % Ni austenitisch-ferritisch und ein 25prozentiger mit etwa 1 % Ni.

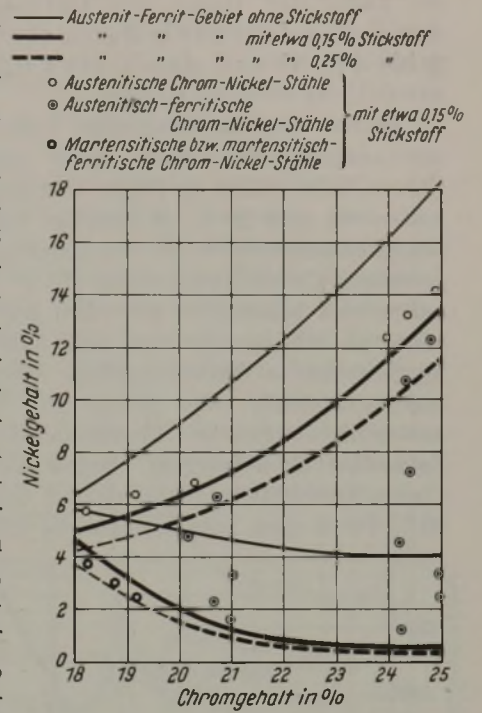


Bild 3. Verschiebung der Grenzlinien des Austenit-Ferrit-Gebietes im Gefügeschaubild der Chrom-Nickel-Stähle durch etwa 0,15 und 0,25 % N<sub>2</sub>.

Zahlentafel 2. Zusammensetzung, Festigkeitseigenschaften, magnetische Sättigung und Gefüge der Chrom-Nickel-Versuchsstähle mit etwa 0,15 und 0,25 % N<sub>2</sub> nach Abschrecken von 1100° in Wasser zur Festlegung des Austenit-Ferrit-Gebietes im Gefügeschaubild der Chrom-Nickel-Stähle.

Stahl	O %	Cr %	Ni %	N <sub>2</sub> %	Streckgrenze kg/mm <sup>2</sup>	Zugfestigkeit kg/mm <sup>2</sup>	Bruchdehnung (L = 10 d) %	Ein-schnürung %	Kerbschlag-zähigkeit <sup>1)</sup> mkg/cm <sup>2</sup>	Magnetische Sättigung 4 π J Gauß	Gefüge
13	0,09	19,23	2,39	0,148	103,2	140,7	3,8	6,2	2,4	11 960	Martensit + 25 % Ferrit
14	0,12	18,75	3,08	0,159	91,6	127,4	9,2	15,3	3,4	12 350	Martensit + 5 % Ferrit
15	0,10	18,25	3,87	0,141	78,2	116,2	16,2	21,1	6,7	8 920	Martensit
16	0,08	18,23	5,49	0,153	35,8	88,5	40,1	49,6	18,3	820	Austenit
17	0,14	19,17	6,42	0,162	34,2	76,2	44,6	46,3	24,5	430	Austenit
18	0,12	20,98	1,54	0,150	48,5	82,9	40,0	52,4	17,6	6 780	50 % Austenit + 50 % Ferrit
19	0,10	20,70	2,32	0,144	49,0	87,3	42,6	57,7	20,4	3 970	70 % Austenit + 30 % Ferrit
20	0,09	21,05	3,37	0,137	50,5	82,9	46,5	65,2	23,2	2 740	80 % Austenit + 20 % Ferrit
21	0,14	20,21	4,85	0,141	44,5	78,4	47,2	68,7	20,2	1 620	90 % Austenit + 10 % Ferrit
22	0,12	20,76	6,22	0,153	42,3	77,2	43,8	63,9	24,3	620	95 % Austenit + 5 % Ferrit
23	0,10	20,33	6,79	0,147	40,7	75,4	44,7	69,2	23,8	90	100 % Austenit + 0 % Ferrit
24	0,13	24,36	1,21	0,153	49,5	73,8	22,2	55,0	2,4	8 680	30 % Austenit + 70 % Ferrit
25	0,14	25,03	2,38	0,150	62,5	73,6	23,0	60,0	4,7	7 540	45 % Austenit + 55 % Ferrit
26	0,11	24,99	3,32	0,144	63,5	76,5	25,8	59,0	13,6	6 320	55 % Austenit + 45 % Ferrit
27	0,15	24,26	4,57	0,142	59,5	76,4	27,2	61,5	17,7	4 630	65 % Austenit + 35 % Ferrit
28	0,13	24,48	7,10	0,134	60,0	77,5	34,2	60,7	18,6	3 080	80 % Austenit + 20 % Ferrit
29	0,12	24,32	10,75	0,137	59,8	79,4	33,4	59,3	19,4	2 060	90 % Austenit + 10 % Ferrit
30	0,11	24,78	12,22	0,162	48,9	75,2	36,6	58,5	21,3	950	95 % Austenit + 5 % Ferrit
31	0,13	24,02	12,52	0,143	46,5	73,2	38,6	61,8	23,2	110	100 % Austenit + 0 % Ferrit
32	0,09	24,32	13,17	0,138	47,3	74,8	35,2	59,7	23,8	80	100 % Austenit + 0 % Ferrit
33	0,13	20,66	1,42	0,248	49,5	84,5	40,0	52,4	22,7	4030	70 % Austenit + 30 % Ferrit
34	0,08	20,78	2,32	0,235	48,5	87,4	41,4	54,8	22,2	3410	80 % Austenit + 20 % Ferrit
35	0,11	20,58	3,31	0,262	43,6	86,7	44,0	56,4	23,4	1430	90 % Austenit + 10 % Ferrit
36	0,09	20,13	4,61	0,255	44,5	78,5	42,0	56,7	24,8	580	95 % Austenit + 5 % Ferrit
37	0,09	20,03	5,71	0,243	41,6	76,3	41,7	53,9	22,1	70	100 % Austenit + 0 % Ferrit
38	0,12	25,08	1,42	0,261	52,0	72,6	19,0	51,0	2,1	9720	25 % Austenit + 75 % Ferrit
39	0,11	24,96	2,35	0,259	62,5	80,2	27,0	60,3	9,4	6660	45 % Austenit + 55 % Ferrit
40	0,11	24,96	3,32	0,268	62,5	82,8	28,5	62,8	11,8	5680	60 % Austenit + 40 % Ferrit
41	0,11	25,38	4,66	0,253	61,0	82,8	30,0	61,5	16,4	4010	70 % Austenit + 30 % Ferrit
42	0,13	24,39	7,34	0,239	62,4	83,2	32,2	60,4	17,8	2730	80 % Austenit + 20 % Ferrit
43	0,13	24,92	9,53	0,246	57,4	81,5	34,4	58,2	20,6	1890	90 % Austenit + 10 % Ferrit
44	0,14	25,03	12,01	0,251	48,7	77,9	33,6	59,7	21,8	90	100 % Austenit + 0 % Ferrit

1) Probe von 10 × 10 × 55 mm<sup>3</sup> mit 3 mm tiefem Rundkerb von 2 mm Dnr.



Je nach der Höhe des Chromgehaltes können demnach gefügemäßig durch etwa 0,15 % N<sub>2</sub> etwa 2 bis 4 % Ni und durch etwa 0,25 % N<sub>2</sub> etwa 2,5 bis 6 % Ni ersetzt werden.

Als rost- und säurebeständige Werkstoffe kommen nicht nur austenitische, sondern auch austenitisch-ferritische Chrom-Nickel-Stähle in Frage, und zwar bis zu Ferritgehalten von etwa 20 %, da derartige Stähle fast gleich gute Zähigkeit aufweisen wie die rein austenitischen. Austenitisch-ferritische Chrom-Nickel-Stähle mit 10 bis 20 % Ferrit verhalten sich bekanntlich außerdem gegen Kornzerfall günstiger als rein austenitische, und derartige Stähle können durch geeignete Warmbehandlung kornzerfallbeständig gemacht werden<sup>7)</sup>. Das gleiche gilt für stickstoffhaltige austenitisch-ferritische Chrom-Nickel-Stähle. Wie aus *Zahlentafel 2* hervorgeht, zeigen austenitisch-ferritische Chrom-Nickel-Stickstoff-Stähle mit Gehalten bis zu etwa 30 % Ferrit noch gute mechanische Eigenschaften. So hat

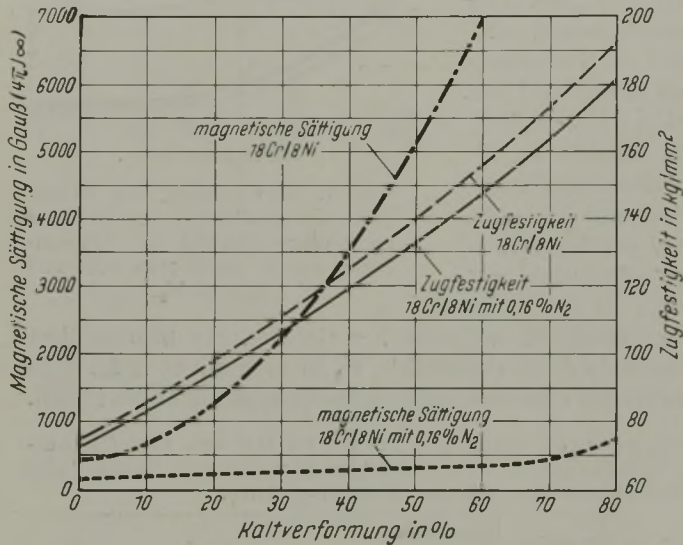


Bild 4. Magnetische Sättigung und Zugfestigkeit von Stahl mit 18 % Cr und 8 % Ni ohne und mit Stickstoff in Abhängigkeit von der Kaltverformung.

z. B. Stahl 19 (*Zahlentafel 2*) mit 30 % Ferrit eine Dehnung von etwa 40 % und eine Kerbschlagzähigkeit von etwa 20 mkg/cm<sup>2</sup>, Stahl 28 mit 20 % Ferrit eine Dehnung von etwa 34 % und eine Kerbschlagzähigkeit von etwa 18 mkg/cm<sup>2</sup> oder Stahl 41 mit 30 % Ferrit eine Dehnung von 30 % und eine Kerbschlagzähigkeit von etwa 16 mkg/cm<sup>2</sup>.

Für rost- und säurebeständige Zwecke kommen also austenitische und austenitisch-ferritische Chrom-Nickel-Stickstoff-Stähle mit etwa 0,10 % C, 20 bis 25 % Cr, 4 bis 5,5 % Ni und etwa 0,20 % N<sub>2</sub> in Frage, die gute Verarbeitbarkeit, hohe Zähigkeit, gute chemische und interkristalline Beständigkeit aufweisen.

**Einfluß von Stickstoff auf das Verhalten des Stahles mit 18 % Cr und 8 % Ni bei der Kaltverformung.**

Auch bei den austenitischen Chrom-Nickel-Stählen wird durch Stickstoff in gleicher Weise wie bei austenitischen Mangan-Chrom-Stählen<sup>4)</sup> der Austenit beständiger.

Es ist bekannt, daß der austenitische Stahl mit 18 % Cr und 8 % Ni nach Kaltverformung nicht mehr austenitisch bleibt, sondern mit steigender Kaltverformung mehr und mehr in Martensit umgewandelt wird. Durch diesen Vorgang steigt die magnetische Sättigung von etwa 500 Gauß im nicht kaltverformten Zustand mit steigender Kaltverformung stark an<sup>8)</sup>. Der Stahl mit 18 % Cr und 8 % Ni hat nach 20prozentiger Kaltverformung eine magnetische

<sup>8)</sup> Schafmeister, P., und A. Gotta: Arch. Eisenhüttenw. 5 (1931/32) S. 427/30.

Sättigung von etwa 1300 Gauß, nach 60prozentiger von etwa 7000 Gauß. Bei dem Stahl mit 18 % Cr, 8 % Ni und rd. 0,15 % N<sub>2</sub> tritt dagegen bei gleich starker Kaltverformung keine nennenswerte Erhöhung der magnetischen Sättigung ein (*Bild 4*). Bei dem Stahl mit 18 % Cr und 8 % Ni mit Stickstoff wird demnach praktisch keine Umwandlung des Austenits in Martensit durch die Kaltverformung hervorgerufen, was dadurch zu erklären ist, daß der Austenit der Chrom-Nickel-Stähle durch Stickstoff beständiger wird.

Durch die austenitstabilisierende Wirkung des Stickstoffs wird jedoch die Verfestigungsfähigkeit durch Kaltverformung keineswegs beeinträchtigt; denn die Zugfestigkeit des stickstoffhaltigen Stahles mit 18 % Cr und 8 % Ni steigt praktisch gleich stark an wie bei demselben Stahl ohne Stickstoff. Das gleiche gilt auch für austenitische Chrom-Mangan-Stähle<sup>9)</sup>.

Es stehen demnach Werkstoffe zur Verfügung, die bei der hohen Zugfestigkeit von 160 bis 200 kg/mm<sup>2</sup> unmagnetisch sind.

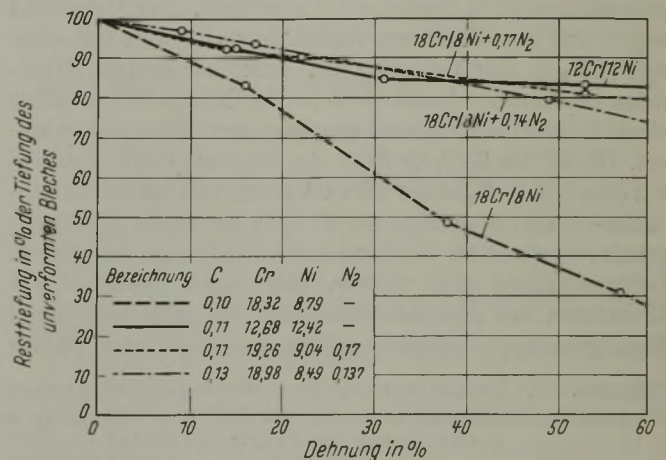


Bild 5. Tiefziehbarkeit nach dem Keilzug-Tiefungsverfahren von Stählen mit 18 % Cr und 8 % Ni mit Stickstoff im Vergleich zu Stählen mit 18 % Cr und 8 % Ni sowie mit 12 % Cr und 12 % Ni.

Die austenitstabilisierende Wirkung des Stickstoffs wirkt sich ferner bei jedem Kaltverformungsvorgang, insbesondere bei der Herstellung von tiefgezogenen Teilen, günstig aus. Zur Beurteilung der Tiefziehbarkeit hat sich das Keilzug-Tiefungsverfahren<sup>10)</sup> sehr gut bewährt.

In *Bild 5* sind die Resttiefungskurven des Stahles mit 18 % Cr und 8 % Ni, des Stahles mit 12 % Cr und 12 % Ni sowie zweier Stähle mit 18 % Cr, 8 % Ni und rd. 0,15 % N<sub>2</sub> wiedergegeben<sup>5)</sup>. Durch den Stickstoffgehalt von etwa 0,15 % erzielt man demnach bei dem Stahl mit 18 % Cr und 8 % Ni die gleiche Tiefziehbarkeit wie bei dem Stahl mit 12 % Cr und 12 % Ni, der sich bekanntlich besser tiefziehen läßt als der Stahl mit 18 % Cr und 8 % Ni. Daraus ergibt sich, daß die Tiefziehbarkeit des Stahles mit 18 % Cr und 8 % Ni durch Stickstoff beträchtlich verbessert wird. Diese Versuchsergebnisse haben in der Praxis ihre Bestätigung gefunden.

**Verhalten nach dem Einfluß erhöhter Temperaturen.**

Die stickstoffhaltigen austenitischen und austenitisch-ferritischen Chrom-Nickel-Stähle kommen nicht nur als rost- und säurebeständige, sondern auch als hitzebestän-

<sup>9)</sup> Rapatz, F.: Stahl u. Eisen 61 (1941) S. 4076 (Werkstoff-aussch. 564).

<sup>10)</sup> Kayseler, H., H. Lassek, W. Püngel und E. H. Schulz: Stahl u. Eisen 54 (1934) S. 993/98; Techn. Zbl. prakt. Metallbearb. 47 (1937) S. 228/31. Kayseler, H., und W. Püngel: Mitt. Kohle- u. Eisenforsch. 2 (1939) S. 141/55; Techn. Zbl. prakt. Metallbearb. 49 (1939) S. 37/41; vgl. Stahl u. Eisen 60 (1940) S. 570/71.



dige Werkstoffe in Frage. Daher ist ihre Versprödungsneigung nach Glühungen bei erhöhten Temperaturen zu untersuchen. Von W. Tofaute und H. Schottky<sup>6)</sup> wurde gezeigt, daß ein stickstoffhaltiger Chrom-Nickel-Stahl mit 0,06 % C, 22,5 % Cr, 4,13 % Ni und 0,29 % N<sub>2</sub> nach Dauerglühungen bei 500° am stärksten versprödet. Der austenitische Stahl mit 18 % Cr und 8 % Ni zeigt dagegen bekanntlich nach Dauerglühung bei 800° den stärksten Zähigkeitsabfall<sup>11)</sup>. Daß dieser Unterschied nicht etwa auf den Stickstoffgehalt zurückzuführen ist, geht aus Versuchsergebnissen hervor, die an Chrom-Nickel-Stickstoff-Stählen mit etwa 20 und 25 % Cr nach Dauerglühungen bei 200 bis 900° erhalten wurden (Bilder 6 und 7).

Wie aus den Bildern 6 und 7 hervorgeht, ist die Versprödung der austenitischen Chrom-Nickel-Stickstoff-Stähle Nr. 23 und Nr. 32 (Zahlentafel 2) nach 100stündiger Glühung

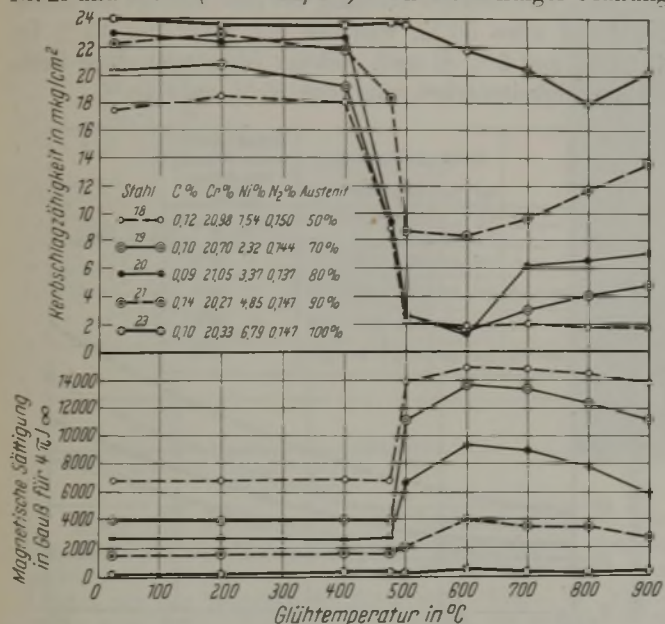


Bild 6. Kerbschlagzähigkeit und magnetische Sättigung nach 100stündiger Glühung bei 200 bis 900° von Stählen mit etwa 20 % Cr, 0,15 % N<sub>2</sub> und 1,5 bis 7 % Ni (vorher von 1100° in Wasser abgeschreckt).

bei Temperaturen von 200 bis 900° am stärksten bei 800°. Es verhalten sich demnach rein austenitische Chrom-Nickel-Stähle mit Stickstoff hinsichtlich des Temperaturgebietes der Versprödung nach Dauerglühung bei erhöhten Temperaturen wie austenitische Chrom-Nickel-Stähle ohne Stickstoff. Ob durch Stickstoff die Versprödungsneigung austenitischer Chrom-Nickel-Stähle verstärkt<sup>12)</sup> oder verringert wird, bedarf noch eingehender Vergleichsversuche.

Die Versprödungsneigung der austenitisch-ferritischen Chrom-Nickel-Stickstoff-Stähle ist jedoch von derjenigen der rein austenitischen sehr verschieden. Nach 100stündiger Glühung bei Temperaturen bis zu 400° tritt in der gleichen Weise wie bei den austenitischen Chrom-Nickel-Stickstoff-Stählen keine Beeinträchtigung der Kerbschlagzähigkeit ein. Nach 100stündiger Glühung über 400° sinkt jedoch die Kerbschlagzähigkeit beträchtlich ab.

Bei den austenitisch-ferritischen Stählen Nr. 18, 19, 20 und 21 (Zahlentafel 2) wird der Tiefstwert der Kerbschlagzähigkeit nach 100stündiger Glühung bei 500 und 600° erreicht (Bild 6). Nach 100stündiger Glühung bei Temperaturen über 600° zeigt sich wieder ein Anstieg der Kerbschlagzähigkeit, ausgenommen bei Stahl Nr. 18 mit dem niedrigsten Nickelgehalt.

<sup>11)</sup> Strauss, B., H. Schottky und J. Hinnüber: Z. anorg. allg. Chem. 188 (1930) S. 309/24; vgl. Stahl u. Eisen 50 (1930) S. 1473.

<sup>12)</sup> Franks, R.: Iron Age 132 (1933) Nr. 10, S. 10/13.

Die im Vergleich zu den austenitischen Chrom-Nickel-Stickstoff-Stählen verschiedenartige Versprödungsneigung der austenitisch-ferritischen Chrom-Nickel-Stickstoff-Stähle Nr. 18 bis 21 ist, wie an Hand von Sättigungsmessungen bewiesen werden kann, darauf zurückzuführen, daß diese Stähle infolge ihres Ferritgehaltes zur Versprödung bei 400 bis 500° neigen und daß außerdem der Austenit nach einer Glühung von 100 h bei 500 bis 900° infolge des niedrigen Nickelgehaltes nicht beständig genug ist. Daß der Zähigkeitsabfall dieser Stähle nach 100stündiger Glühung bei Temperaturen über 400° zum Teil durch die 400- bis 500°-Versprödung hervorgerufen wird, ergibt sich daraus, daß der Zähigkeitsabfall nach Glühung bei 475° keine Veränderung der magnetischen Sättigung bewirkt. Bekanntlich wird durch die 400- bis 500°-Versprödung ferritischer Chromstähle die ma-

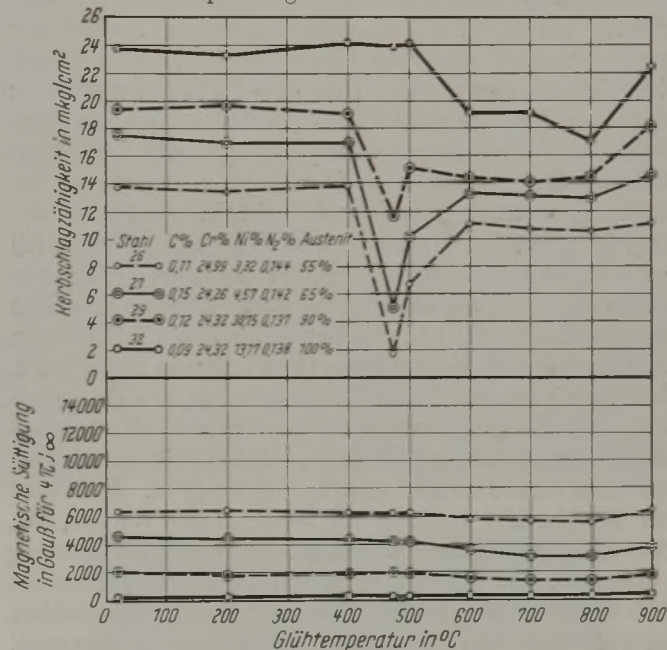


Bild 7. Kerbschlagzähigkeit und magnetische Sättigung nach 100stündiger Glühung bei 200 bis 900° von Stählen mit etwa 25 % Cr, 0,15 % N<sub>2</sub> und 3 bis 13 % Ni (vorher von 1100° in Wasser abgeschreckt).

gnetische Sättigung ebenfalls nicht beeinflusst<sup>13)</sup>. Nach der 100stündigen Glühung bei 500° kommt eine weitere Versprödungsursache hinzu, da die Kerbschlagzähigkeit noch weiter gesunken ist. Andernfalls müßte die Kerbschlagzähigkeit nach dieser Glühung bei 500° wieder ansteigen, da die Versprödungsneigung des Ferrits bei 500° geringer ist als bei 475°<sup>13)</sup>. Der stärkere Abfall der Kerbschlagzähigkeit nach der Langzeitglühung bei 500° ist auf eine teilweise Umwandlung des Austenits in Martensit zurückzuführen, denn die magnetische Sättigung steigt beträchtlich an, und zwar um so stärker, je geringer der Nickelgehalt ist. Nach der 100stündigen Glühung bei 600° ist im Vergleich zu der bei 500° praktisch keine Veränderung der Kerbschlagzähigkeit eingetreten, obwohl den magnetischen Sättigungsmessungen nach eine stärkere Zersetzung des Austenits in Martensit vor sich gegangen ist. Daß trotzdem die Kerbschlagzähigkeit gegenüber der Glühung bei 500° nicht weiter gesunken ist, läßt sich damit erklären, daß bei 600° die 400- bis 500°-Versprödung nicht mehr vorhanden ist. Die Kerbschlagzähigkeit des Stahles Nr. 18 mit dem niedrigsten Nickelgehalt zeigt nach 100stündiger Glühung bei Temperaturen über 600° keine Veränderung. Das gleiche trifft praktisch für die magnetische Sättigung zu. Bei den drei Stählen mit höherem Nickelgehalt liegt nach 100stündiger Glühung bei

<sup>13)</sup> Riedrich, G., und F. Loib: Arch. Eisenhüttenw. 15 (1941/42) S. 175/82 (Werkstoffaussch. 556).



Temperaturen über 600° die Kerbschlagzähigkeit höher. Da die magnetischen Sättigungskurven fallen, ist die höhere Kerbschlagzähigkeit nach der Langzeitglühung bei Temperaturen von über 600° im Vergleich zu der bei 600° darauf zurückzuführen, daß bei diesen Temperaturen die Umwandlung des Austenits in Martensit schon wieder geringer wird. Die magnetische Sättigung der rein austenitischen Chrom-Nickel-Stickstoff-Stähle Nr. 23 und 32 erfährt keinerlei Veränderung nach der Glühung von 100 h bei erhöhten Temperaturen. Eine Erklärung für den Zähigkeitsabfall dieser Stähle nach Dauererwärmung bei Temperaturen von 600 bis 900° kann daher in diesem Zusammenhang nicht gegeben werden.

Die drei austenitisch-ferritischen Chrom-Nickel-Stickstoff-Stähle mit etwa 25% Cr, Nr. 25, 27 und 29 (siehe Zahlentafel 2) zeigen die stärkste Versprödung nach Dauererwärmung bei 475° (Bild 7), und zwar ist die Versprödung um so stärker, je größer der Ferritanteil ist. Es ist verständlich, daß bei diesen Stählen die 400- bis 500°-Versprödung stärker in Erscheinung tritt als bei den Stählen mit etwa 20% Cr, da die Neigung zur Versprödung bei 400 bis 500° mit steigendem Chromgehalt zunimmt. Im Gegensatz zu den austenitisch-ferritischen Chrom-Nickel-Stickstoff-Stählen mit etwa 20% Cr (Bild 6) ist bei denen mit etwa 25% Cr (Bild 7) nach der Langzeitglühung bei 500° keine Erhöhung der magnetischen Sättigung zu verzeichnen. Es tritt also bei diesen Stählen infolge des höheren Chrom- und zum Teil höheren Nickelgehaltes die Umwandlung eines Teiles des vorliegenden Austenits in Martensit oder Ferrit nicht ein, und die gegenüber dem Ausgangszustand niedriger liegende Kerbschlagzähigkeit muß demnach bei diesen Stählen allein auf die Versprödung bei 400 bis 500° zurückgeführt werden. Auch nach der 100stündigen Glühung bei Temperaturen von 600, 700, 800° und zum Teil von 900° ist noch eine gewisse Versprödung vorhanden. Bei diesen Temperaturen kann es sich um die 400- bis 500°-Versprödung nicht mehr handeln, desgleichen auch nicht um eine Umwandlung des Austenits in Martensit, da die magnetischen Sättigungskurven nicht ansteigen. Die magnetische Sättigung fällt sogar nach den Langzeitglühungen bei 600 bis 800° im geringen Maße ab. Es ist daher sehr wahrscheinlich, daß die Verminderung der Zähigkeit nach den 100stündigen Glühungen in dem Temperaturgebiet von 600 bis 800° auf Ausscheidung der unmagnetischen Eisen-Chrom-Verbindung zurückzuführen ist.

Aus diesen Ergebnissen dürfte hervorgehen, daß die Versprödungsneigung austenitisch-ferritischer Chrom-Nickel-Stickstoff-Stähle nach längerem Halten bei erhöhten Temperaturen praktisch die gleiche ist wie bei austenitisch-ferritischen Chrom-Nickel-Stählen ohne Stickstoff.

Da die Versprödungsneigung austenitisch-ferritischer Chrom-Nickel-Stickstoff-Stähle nach Glühung bei erhöhten Temperaturen stärker ist als bei rein austenitischen Chrom-Nickel-Stickstoff-Stählen, so empfiehlt es sich, als rost- und säurebeständige Werkstoffe, sofern Temperaturbeanspruchungen über 300° vorkommen, rein austenitische Chrom-Nickel-Stickstoff-Stähle zu verwenden. Das gleiche gilt für die Auswahl hitzebeständiger Stähle.

**Hitzebeständige Chrom-Nickel-Stickstoff-Stähle.**

Auch bei hitzebeständigen Chrom-Nickel-Stählen kann ein Teil des Nickels durch Stickstoff ersetzt werden. Die Zunderbeständigkeit wird dadurch nicht verringert, wie aus Bild 8 hervorgeht.

Bei diesen hitzebeständigen stickstoffhaltigen Chrom-Nickel- oder Chrom-Nickel-Silizium-Stählen handelt es sich um rein austenitische Stähle. Es wurde also aus dem oben angeführten Grunde nur so viel Nickel durch Stickstoff

ersetzt, daß ein rein austenitisches Gefüge gewährleistet ist. Aus den Zunderverlustkurven ist zu entnehmen, daß die stickstoffhaltigen austenitischen Chrom-Nickel- oder Chrom-Nickel-Silizium-Stähle trotz des niedrigeren Nickelgehaltes in ihrer Zunderbeständigkeit eher etwas besser sind als der bekannte hitzebeständige Stahl mit 25% Cr, 20% Ni und 2% Si. Besonders hervorgehoben werden soll der Stahl mit etwa 21,5% Cr, 12,5% Ni, 1,5% Si und 0,20% N<sub>2</sub>, der beschaffungsmäßig am günstigsten liegt und dessen Zunderbeständigkeit sogar etwas besser ist als diejenige des bekannten Stahles mit 25% Cr, 20% Ni und 2% Si. Es ist noch darauf hinzuweisen, daß ein derartiger Chrom-Nickel-Silizium-Stickstoff-Stahl bei Temperaturen von 600 bis 900° bedeutend weniger zur Versprödung neigt; denn der Kerbschlagzähigkeitsverlust nach 100stündiger Glühung bei 800° beträgt bei diesem Stahl nur etwa 50%, während der Stahl mit 25% Cr, 20% Ni und 2% Si nach gleicher Glühdauer einen Kerbschlagzähigkeitsverlust von etwa 85% aufweist<sup>14</sup>).

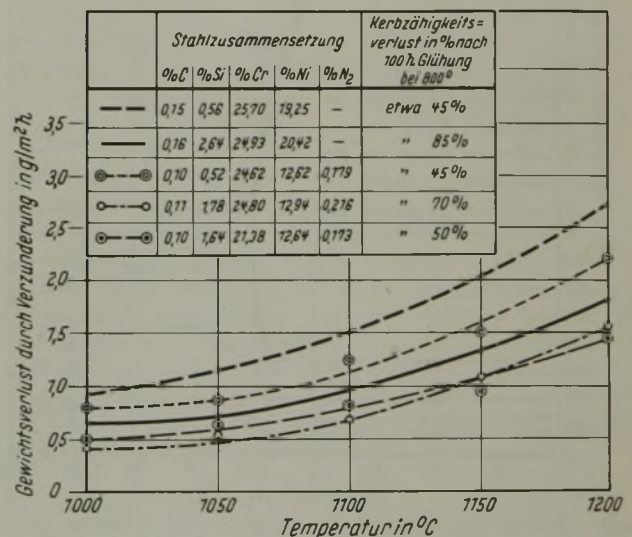


Bild 8. Zunderbeständigkeit austenitischer Chrom-Nickel-Stähle mit und ohne Stickstoff.

**Zusammenfassung.**

Durch 0,10 bis 0,12% N<sub>2</sub> wird bei austenitischen und austenitisch-ferritischen Chrom-Nickel-Stählen die 0,2-Grenze um etwa 8 kg/mm<sup>2</sup> erhöht, bei den austenitisch-ferritischen jedoch nur dann, wenn der Austenitanteil über 30% beträgt. Die übrigen Festigkeitseigenschaften werden bei gleichbleibendem Gefügebau nicht nennenswert beeinflusst. Gefügemäßig können je nach der Höhe des Chromgehaltes durch 0,15% N<sub>2</sub> etwa 2 bis 4% Ni und durch etwa 0,25% N<sub>2</sub> etwa 2,5 bis 6% Ni ersetzt werden. Stickstoff macht den Austenit der Chrom-Nickel-Stähle beständiger. Die Neigung zur Versprödung nach Glühen bei erhöhten Temperaturen wird durch Stickstoff nicht beeinflusst. Als rost- und säurebeständig sind austenitische und austenitisch-ferritische Stähle mit etwa 0,10% C, 21 bis 25% Cr, 4 bis 5,5% Ni und etwa 0,20% N<sub>2</sub> geeignet. Als hitzebeständiger Werkstoff wird ein austenitischer Stahl mit etwa 0,15% C, 22% Cr, 13% Ni, 1,5% Si und 0,20% N<sub>2</sub> an Stelle des bis 1200° hitzebeständigen Stahles mit etwa 0,15% C, 25% Cr, 20% Ni und 2% Si vorgeschlagen.

\* \* \*

Die Erörterung wird zusammen mit dem Bericht von H. Krainer und M. Nowak-Leoville<sup>15</sup>) veröffentlicht werden.

<sup>14</sup>) Riedrich, G.: Stahl u. Eisen 61 (1941) S. 852/60 (Werkstoffaussch. 555).

<sup>15</sup>) Arch. Eisenhüttenw. 15 (1941/42) Heft 11: Mai.



## Umschau.

### Die Herstellung nahtloser Rohre durch die vereinigte Wirkung von Streckwalzen und Führungsscheiben.

Nach W. Trinks<sup>1)</sup> war das Diescher-Verfahren das erste Schrägwalzverfahren zur Herstellung von dünnwandigen nahtlosen Rohren. Trinks beschreibt die neueste Anlage der Pittsburgh Steel Co. in Allenport sowie den Aufbau der Anlage und das Streckgerüst. Da das Verfahren in Deutschland seit langem bekannt ist<sup>2)</sup>, soll hier nur kurz auf diesen ersten Teil des Aufsatzes eingegangen werden.

Wie Bild 1 zeigt, ersetzt Diescher im Schrägwalzwerk die Führungen für das Walzgut durch große, entsprechend geformte, angetriebene Scheiben. Mit Hilfe dieser Scheiben wird sodann die auf eine zylindrische Dornstange aufgeschobene Luppe zum dünnwandigen Rohr ausgestreckt.

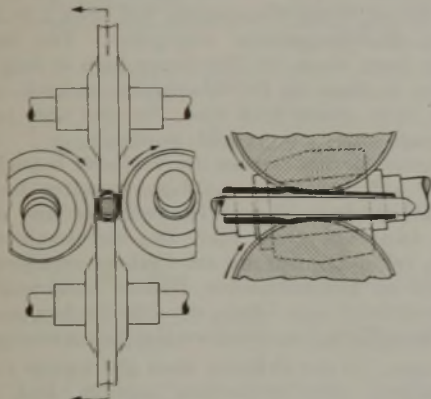


Bild 1. Darstellung des Schrägwalzverfahrens für dünnwandige Rohre nach Diescher.

Bild 2 zeigt die Anlage von der Auslaufseite aus. Oben links sieht man den Wärmofen, das ebenfalls mit Scheiben ausgerüstete Diescher-Lochwalzwerk sowie den Rost, auf dem die Luppen vor das Diescher-Streckwalzwerk rollen. Im Vordergrund links ist der Rollgang zu erkennen, auf dem die Rohre durch das Kammwalzgerüst aus dem Streckwalzwerk austreten. Aus diesem Rollgang gelangen sie durch Auswerfer über einen Querschlepper in den Rollgang rechts. Hier werden die Dornstangen aus den Rohren ausgezogen. Die Dorne laufen auf dem Rollgang weiter und werden am Ende über einen Querrost wieder zurück zum Streckwalzwerk gebracht, wo sie in die Luppen eingefädelt werden. Die Rohre werden in eine Mulde ausgeworfen und von dieser der Fertigbearbeitung zugeführt.

Bild 3 zeigt das Streckgerüst von der Einlaufseite aus. Beachtlich ist die Anstellung der Schrägwalzen, die über zwei Spindeln je Einbaustück erfolgt, um jedes Nachgeben oder Schaukeln der Einbaustücke zu vermeiden. Das senkrechte Einstellen der Führungsscheiben erfolgt ebenfalls durch Spindeln, die über Schneckengetriebe und Handräder bewegt werden. Die Anstellung ist in der Mitte des Ständers hohl ausgebildet, um zum Entfernen der Scheiben Kranketten hinablassen zu können. Nach dem Einstellen der Scheiben werden die Scheibenträger besonders festgespannt. Dazu dienen das Handrad in der Mitte unterhalb der oberen Anstellung für diese und das unten rechts an der waagerechten Welle sitzende Handrad für den unteren Scheibenträger. Die untere Scheibe wird in senkrechter Richtung durch das unten links vorgesehene Handrad verstellt. Das ganz links über diesem Handrad liegende Rad dient zur seitlichen Einstellung der oberen Scheibe. Alle diese Handräder sind auf der hinteren Seite des Gerüsts ebenfalls vorgesehen. Jede Seite der Walzen und Scheiben wird also für sich eingestellt. Der links neben dem Gerüst stehende Mann vermittelt eindrucksvoll die Größe des Gerüsts. Die schwere Bauart ist gewählt worden, um auch beim Walzen dünnwandiger Rohre die erforderliche Genauigkeit zu erreichen und jedes Federn und Nachgeben auszuschließen. Erwähnenswert ist noch, daß das Streck-

walzwerk so hinter dem Lochwalzwerk angeordnet ist, daß die Rohrluppe mit dem Ende in das Streckwalzwerk eingestoßen wird, welches das Lochwalzwerk zuletzt verlassen hat. Es geschieht dies, weil der Durchmesser der Rohrluppe meist am Austrittsende etwas kleiner wird, wodurch eine größere Abkühlung dieses Endes beim Durchschieben der Dornstange eintritt. Dadurch, daß man dieses Ende zuerst in das Streckwalzwerk einführt, wird die Abkühlzeit verkürzt und erreicht, daß das Lochstück das Streckwalzwerk mit möglichst gleicher Temperatur durchläuft.

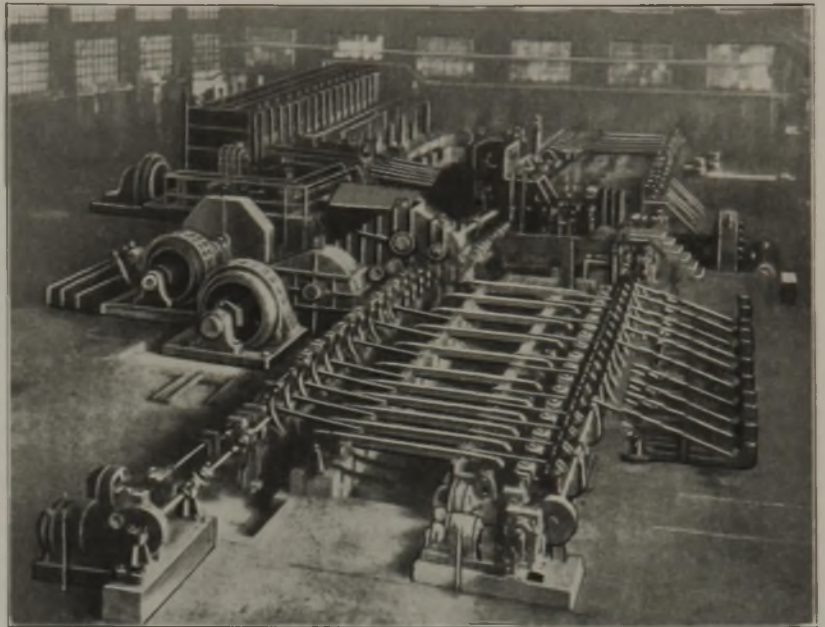


Bild 2. Anlage von der Auslaufseite aus.

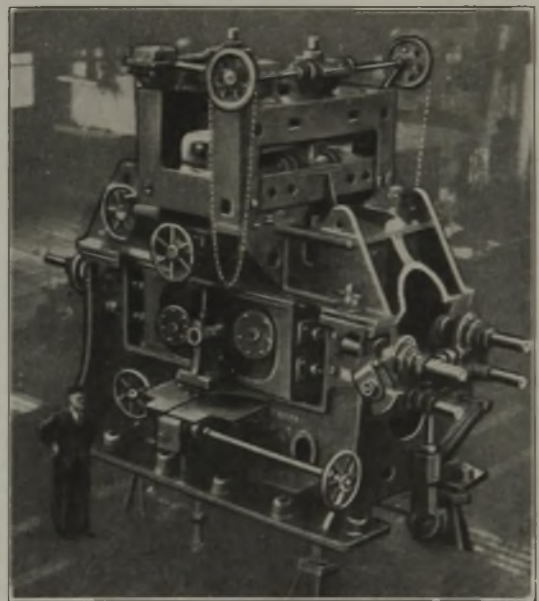


Bild 3. Streckgerüst von der Einlaufseite aus.

In seinen weiteren Ausführungen befaßt sich W. Trinks mit der Theorie des Walzvorganges. Die Schrägwalzen haben eine Neigung von  $6^\circ$  zur Laufrichtung des Rohres und eine Umfangsgeschwindigkeit von etwa 4 m/s. Dieser Umfangsgeschwindigkeit sowie der Schräglage von  $6^\circ$  würde eine Austrittsgeschwindigkeit des Walzgutes aus dem Walzwerk von 0,4 m/s entsprechen. Das Rohr läuft jedoch infolge der Einwirkung der Scheiben mit 0,5 m/s aus dem Walzwerk aus, weil die Scheiben bedeutend schneller umlaufen und bestrebt sind, das Rohr durch das Walzwerk hindurchzuziehen. Da sich das Rohr in schneller Umdrehung befindet und infolge der ziehenden Wirkung der Scheiben diese auch in der Längsrichtung auf dem Rohr rutschen, so kann, wie der Verfasser ausführt, folgende Ueberlegung angestellt werden.

Würden die Scheiben so schnell umlaufen, daß ihre Umfangsgeschwindigkeit der — infolge der Schräglage der Walzen

<sup>1)</sup> Blast Furn. 29 (1941) S. 408/13 u. 420.

<sup>2)</sup> Gorken, T. H.: Iron Age 131 (1933) S. 237/38. Knox, I. D.: Steel 92 (1933) Nr. 7, S. 17/19; vgl. Stahl u. Eisen 53 (1933) S. 559/61. Lobkowitz, G. B.: Röhrenind. 26 (1933) S. 73/75. Demag-Nachr. 8 (1934) Nr. 2, S. C 22/24.



gegebenen — Austrittsgeschwindigkeit des Rohres entsprechen würde, so fände lediglich in der Querrichtung durch das Drehen des Rohres eine Reibung des Werkstoffes an den Scheiben statt. Diese Reibung würde so hoch sein, daß bei dünnwandigen Rohren der Werkstoff in die Spalte zwischen den Schrägwalzen und den Scheiben (Bild 4) bei a eindringen würde. Die Rohre würden aufgerissen und Schrott werden. Läßt man nun die Scheiben schneller umlaufen, so entsteht Reibung zwischen dem Rohr und den Scheiben in der Längsrichtung. Dadurch wird die Reibung in der Querrichtung vermindert.

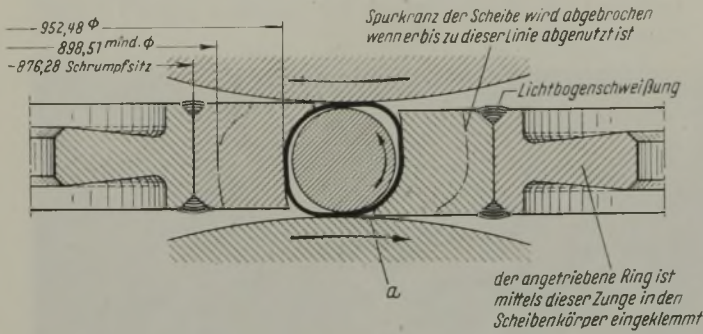


Bild 4. Einfluß der Walzen bei dünnwandigen Rohren.

Führungsscheibenabstand . . . . .	54,00 mm	Rohrdurchmesser . . . . .	52,38 mm
Walzenabstand . . . . .	50,40 mm	Wandstärke . . . . .	1,587 mm
Dorndurchmesser . . . . .	47,62 mm		

Unter der Voraussetzung, daß die Reibung durch die Geschwindigkeit nicht beeinflußt wird, gibt es eine Geschwindigkeit der Scheiben, bei der jeder Widerstand gegen die Drehung des Rohres fortfällt. Dies ist dann der Fall, wenn die Scheibe so schnell läuft, daß der Auftreffpunkt des Rohres auf die Scheibe sich auf der Scheibe während der Querbewegung dieses Punktes so weit fortbewegt, daß er am Ende der Querbewegung vom Auftreffpunkt und von dem Punkt, an dem das Rohr die Scheibe verläßt, gleich weit entfernt ist (Bild 5). Die Entfernung 1 bis 3 ist gleich 2 bis 3. Da beide Bewegungen in gleicher Zeit erfolgen, so kann dafür die Geschwindigkeit eingesetzt werden. Die Geschwindigkeit der Scheibe errechnet sich dann einfach  $4/2 : \sin 6^\circ = \text{rd. } 19 \text{ m/s}$ .

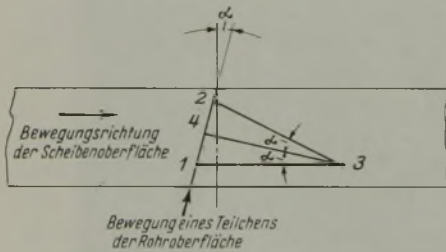


Bild 5. Darstellung der Rohrbewegung.

So beachtlich diese Ueberlegungen auch sind, so können sie doch wenig zur Klärung der Vorgänge beim Walzen beitragen, da die Berührung des warmen Stahles mit den Walzen und Scheiben zu örtlichen Abkühlungen und damit zu Veränderungen der Reibungsverhältnisse führt. Das Messen der jeweiligen Oberflächentemperatur im Augenblick der Berührung ist außerordentlich schwierig. Es sind daher auch bisher keine derartigen Messungen vorgenommen oder versucht worden. Man hat sich damit begnügt, die Temperatur der Rohrluppe beim Eintritt und Austritt aus den Walzen zu messen, und hat festgestellt, daß das auslaufende Rohr eine höhere Temperatur hat als die einlaufende Rohrluppe, wenn das Streckverhältnis bei den genannten Geschwindigkeiten den Wert zwei nicht wesentlich überschreitet.

Um den Dorn kühl zu halten und ihn nach dem Walzvorgang leicht aus dem Rohr entfernen zu können, wird das Rohr nicht fest aufgewalzt. Die Scheiben werden vielmehr in einem größeren Abstand, als der Fertigwandstärke des Rohres entspricht, vom Dorn eingestellt, so daß sich das Rohr im Durchmesser etwas vergrößern kann. Man kann sagen, daß die Wandstärke des Rohres durch die Einstellung der Schrägwalzen, der Rohrdurchmesser jedoch durch die Einstellung der Scheibenwalzen bedingt ist. Es geht daraus hervor, daß der Durchmesser der Dornstange zur Herstellung einer bestimmten Rohrsorte in gewissen Grenzen veränderlich ist, wobei naturgemäß alle im Umlauf befindlichen Dorne denselben Durchmesser haben müssen, da die Einstellung der Walzen nicht für jeden Dorn

besonders eingestellt werden kann. In seitlicher Richtung müssen die Scheiben an der Einlaufseite des Rohres möglichst nahe an die Schrägwalzen herangestellt werden, damit das Rohr nicht in den Spalt zwischen Schräg- und Scheibenwalzen eindringen kann. Aus diesem Grunde sind die Scheiben auch etwas einseitig profiliert. Ihre Haltbarkeit war anfangs ein Problem; es wurde jedoch bald dadurch gelöst, daß man auf einen Scheibenkörper aus Stahl einen Ring aus hartem Stahl aufschweißte, der 25 % Cr und 12 % Ni enthielt. Mit solchen Scheiben hat man nach Angabe des Verfassers bis zu 20 000 Rohre gewalzt, ehe eine Nacharbeit erforderlich war.

Der Kraftverbrauch der Anlage schwankt je nach der Größe der herzustellenden Rohre und ist bei den dünnwandigen Rohren höher als bei den dickwandigen. Für Rohre von 67 mm Dmr. beträgt der Stromverbrauch je Nettotonne Rohr für sämtliche Antriebe rd. 800 kW bei einer Rohrlänge von etwa 6 m. Im Streckwalzwerk allein werden nach Angabe des Verfassers für die Verdrängung von 1 cm<sup>3</sup> Werkstoff bei einer Wandstärke von 2,3 mm in der Sekunde etwa 58 PS verbraucht. Davon entfallen auf die Führungsscheiben etwa 25 % des Verbrauches der Schrägwalzen. Die Werkzeugkosten werden für Rohre von 67 mm bei rd. 3 mm Wandstärke mit etwa 2,50 RM je Nettotonne des Enderzeugnisses angegeben. Die beste Leistung ergibt sich dann, wenn die Rohrluppe halb so lang ist wie das fertige Rohr, da dann die Durchlaufzeiten im Loch- und im Streckwalzwerk etwa gleich groß sind. Es sind aber auch schon Streckungsgrade von 1 : 5 erreicht worden.

Zum Schlusse seines Berichtes weist der Verfasser besonders darauf hin, daß die auf der Diescher-Anlage erzeugten Rohre eine äußerst gleichmäßige Wandstärke haben und daß ihre Oberflächen tadellos glatt sind. Das Streckwalzwerk hat die Eigenschaft, selbst Luppen mit am Umfang verschiedenen dicken Wandstärken zu konzentrischen Rohren auszuwalzen. In bezug auf Konzentrität und Glätte der Oberflächen lassen sich mit keinem anderen Verfahren gleichwertige Rohre erzeugen.

Die Ueberlegungen, die der Erfinder über die richtige Umfangsgeschwindigkeit der Scheiben anstellt, sind beachtlich, können aber, wie der Verfasser selbst zugibt, kaum zur Klärung des Walzvorganges herangezogen werden. Wie Versuche ergeben haben, ist der Reibungskoeffizient durchaus nicht bei allen Geschwindigkeiten gleich. Er nimmt vielmehr mit zunehmender Geschwindigkeit ab. Damit ist aber auch die vom Erfinder durchgeführte Berechnung unrichtig und praktisch wertlos. Weiter ist bekannt, daß ein gleitender Körper schon durch kleine Kräfte aus seiner Bahn gebracht werden kann. Ueberträgt man diese beiden Tatsachen auf das Diescher-Verfahren, so bedeutet das, daß der Widerstand gegen die Drehbewegung bei schnell laufenden Scheiben auf einen Bruchteil der Größe sinken muß, die vorhanden wäre, wenn die Scheibenumfangsgeschwindigkeit gleich der Austrittsgeschwindigkeit des Rohres wäre. Je schneller sich die Scheiben drehen, um so kleiner müssen die Reibungswiderstände werden. Dagegen wird die Reibungsarbeit und damit der Verschleiß der Scheiben mit zunehmender Geschwindigkeit größer werden. Bei einer bestimmten Scheibengeschwindigkeit ist die Querreibung so weit gesunken, daß sie auch von einem dünnwandigen Rohr überwunden wird, ohne daß sich dieses in die Spalte zwischen Schräg- und Scheibenwalzen hineindrückt. Wie der Versuch beweist, ist dies bei einer Geschwindigkeit von 11 bis 12 m/s der Fall. Wegen der weiter ansteigenden Reibungsarbeit ist es nicht ratsam, die Scheibengeschwindigkeit noch zu steigern. Die Durchführung praktisch brauchbarer Berechnungen dürfte infolge Fehlens aller genauen Unterlagen äußerst schwierig, ja fast unmöglich sein.

J. Severin.

**Leistungssteigerung durch Berufsbildung<sup>1)</sup>.**

Neben den anerkannten Anlernberufen des Hochöfners, Thomas-, Siemens-Martin- und Elektrostahlwerkers zur Ausbildung von Hüttenjungleuten hat sich auf einem gemischten Eisenhüttenwerk die planvolle Erwachsenenbildung zu hüttenmännischen Erstmännern bewährt.

Diese Erwachsenenlernung geht von der Tatsache aus, daß die Ausbildung der Erstleute der verschiedenen Berufsarten in den Hüttenbetrieben nach wie vor ausschließlich im Betriebe selbst und durch den Betrieb vorgenommen werden muß. Nach wie vor muß auch die Betriebsleitung ihre geeigneten Leute unter Berücksichtigung des Bedarfs an bald einzusetzenden Ersatzkräften auswählen. Zum Unterschied gegen früher wird aber heute der so ausgewählte „dritte“ oder „zweite“ Mann einer

<sup>1)</sup> Auszug aus einem Vortrag des Verfassers vor der Industrie-Abteilung der Wirtschaftskammer Westfalen und Lippe.



Tafel 1. Anlernplan für den ersten Gießer im Thomas-Stahlwerk.  
(Bearbeiter: Dipl.-Ing. Mayer, Dortmund.)

Dauer der Anlernung: 26 Wochen

A. Uebersicht über Gang und Dauer der praktischen Ausbildung an folgenden Arbeitsplätzen.

I. Allgemeine Ausbildung:		II. Besondere Ausbildung:	
Dolomitanlage . . . . .	8 Wochen	Stopfenmacher . . . . .	18 Wochen
Dritter Konvertermann . . . . .	3 Wochen	Pfannenmaurer . . . . .	2 Wochen
Pfannenbühne . . . . .	3 Wochen	Trichtermacher . . . . .	2 Wochen
	2 Wochen	Gespannmacher . . . . .	2 Wochen
		Kokillenmann . . . . .	2 Wochen
		Gießer . . . . .	8 Wochen

B. Uebersicht über die zu gewinnenden Fertigkeiten und Kenntnisse.

Ausbildung im Betrieb			Theoretischer Unterricht		
Wochen	Arbeitsplatz	Nähere Kennzeichnung der Arbeit	Std.	Vorträge und Aussprachen	Zeichnungen und Hausaufgaben
I. 3	Dolomitanlage, Kollergänge, Steinpressen, Bodenstampfer, Bodenschmelzen	Alle Arbeiten der Dolomitanlage, Mahlen von Rohdolomit und Ausbruch, Bereiten von Teerdolomitmischung für Steine, Böden, Verdichtung, Pressen von Konvertersteinen, Stampfen der Böden zum Einsetzen, Einsetzen der Böden.	6	Dolomit, Teer, Mischung, Pressen von Steinen, Druck, Böden, Brennen der Böden usw.	Zeichnungen: Schema der Dolomitanlage, Steine, Böden. Ueber jeden Vortrag muß eine schriftliche Hausaufgabe gemacht werden.
3	3. Konvertermann, Manganschmelzer, Spiegelschmelzer usw.	Alle einfachen Arbeiten, die auf der Konverterbühne vorkommen, um eine gewisse Einsicht in die dortigen Arbeitsvorgänge zu erhalten.	6	Erzeugung des Roheisens (Hochofen), Mischeranlage, Konverteranlage und Beschreibung sämtlicher Nebenanlagen wie Kalkbunker, Kalkbühne usw. Beschreibung des Blasvorganges.	Zeichnungen: Schema des Hochofens, Mischeranlage, Konverteranlage, Konvertergefäß
2	Pfannenbühne	Ausmauerung und Ausbesserung der Pfannen.	4	Feuerfeste Steine und ihre Verwendung im Thomaswerk.	Gießpfanne mit Einzelzeichnung.
II. 2	Stopfenmacher	Anfertigung der Stopfen.	4	Ausführliche Beschreibung und Erklärung sämtlicher Arbeiten auf der Gießgrube unter besonderem Hinweis auf mögliche Fehlerquellen und unter Berücksichtigung der Verhältnisse im Thomaswerk. Stopfenanfertigung, Stopfentrocknung, Einsetzen der Ausgüsse in die Pfanne, Einbau der Stopfenstange, Trichterausmauerung, Gespann, Oberguß. Vor- und Nachteile. Gespannplatten, Ausmauerung der Platten. Herstellung der Kokillen. Kokillenarten, Kokillenpflege. Standzeiten der Blöcke bei verschiedenen Stahlorten. Abgießen einer Schmelze. Einfluß von Temperatur und Gießzeit. Blockfehler: Risse, Schalen, Blasen, Lunken. Stahlorten: Stahlanalysen. — Rechte und Pflichten des Vorarbeiters. Menschenführung.	Stopfenstange, Trichter, Gespannplatte. Alle im Thomaswerk gebräuchlichen Kokillensorten, Schema der Gießgrube.
2	Pfannenmann	Fertigmachen der Pfannen zum Gießen.	4		
2	Trichtermacher	Anfertigung der Trichter.	4		
2	Gespannmacher	Ausmauerung der Gespanne.	4		
2	Kokillenmann	Einsetzen der Kokillen, Pflege der Kokillen.	4		
8	Gießer	Führen und Abgießen von Schmelzen.	16		
26			52		

Bemerkung: Die verhältnismäßig kurzfristige Ausbildungsdauer von 26 Wochen rechtfertigt sich dadurch, daß für den Posten des ersten Gießers nur bereits betriebsereifere Leute ausgewählt werden.

Berufsart, der zum Erstmann aufrücken soll, für eine bestimmte Frist in ein ausdrückliches Anlernverhältnis genommen. Wer also in seinem Beruf vorwärtskommen will, wird sich Mühe geben, diese „Chance“ zu erhalten, zumal da von vornherein für ihn festliegt, was er sich innerhalb dieser Frist an Fertigkeiten und Kenntnissen erwerben muß. Er wird sich daher anstrengen, innerhalb der Anlernzeit all das zu erlernen, was man von ihm erwartet, und deshalb auch viel stärker das Gefühl haben, in einen wichtigen und achtenswerten Beruf hineinzuwachsen.

Die Anlernung gliedert sich in eine allgemeine und besondere praktische Anlernung im Betrieb und in den begleitenden theoretischen Unterricht von zwei Stunden je Woche. Die Anlerndauer ist für jede Berufsart verschieden und beträgt wenigstens ein halbes Jahr, oft ein Jahr und mehr, wobei man berücksichtigen muß, daß es sich bei diesen Anlernlingen bereits um betriebskundige und betriebsereifere Leute handelt; denn wie könnte man sonst in einer Frist von weniger als einem Jahr einen ersten Schmelzer im Siemens-Martin-Werk „herausbringen“, wenn dieser Mann nicht schon als dritter und zweiter Schmelzer gearbeitet hätte.

Die Anlernung wird in allen wichtigen Zügen durch Anlernpläne geregelt, durch die festgelegt ist, welche Fertigkeiten im zeitlichen Nacheinander geübt und welche Kenntnisse zu ihrem vollen Verständnis hinzuerworben werden müssen. Von der Ausbildung der Hüttenjungeleute her wurde der fruchtbare Gedanke übernommen, während der Anlernung noch einmal das Betriebsganze in den Blick zu rücken. Verwirklicht wird dieser Gedanke dadurch, daß man etwa den zweiten Schmelzer im Siemens-Martin-Werk, der in 26 Wochen Anlernung den letzten Schliff für die Arbeit als erster Schmelzer erhalten soll, zunächst zwei Wochen lang auf dem Schrottplatz, dann je eine Woche lang bei den Pfannenmännern, Stopfenmachern, Trichtermachern und Gespannmachern arbeiten läßt und ihn endlich wiederum je zwei Wochen lang neben einen tüchtigen Kokillenmann und ersten Gießer stellt. In diesen neun Wochen kann ein guter Ueberblick über die Arbeiten auf dem Schrottplatz und in der Gießhalle ge-

wonnen werden, denn es handelt sich ja, wohlgerneht, nicht um blutige Betriebsneulinge. Das ist die allgemeine praktische Ausbildung, auf die der begleitende theoretische Unterricht entsprechend klärend eingeht.

Dann setzt mit insgesamt 17 Wochen die besondere praktische Ausbildung ein: Vier Wochen bei der Ofenzustellung, sechs Wochen als zweiter und dritter Schmelzer unter der besonderen Aufsicht eines tüchtigen ersten Schmelzers, dann nochmals sechs Wochen als zweiter und erster Schmelzer und endlich — selbstständig — die letzte Woche als erster Schmelzer. Der Unterricht begleitet auch diesen besonderen Ausbildungsgang mit je zwei Wochenstunden; selbstverständlich müssen im Anschluß an den Unterricht auch Niederschriften und Ausarbeitungen sowie Zeichnungen hergestellt werden. Als Beispiel für solche Anlernpläne ist der Anlernplan für den ersten Gießer im Thomas-Stahlwerk als *Tafel 1* beigelegt. War die Arbeit in der Probeweche zufriedenstellend, sind also die praktischen Fertigkeiten erworben und durch selbständiges Arbeiten erhärtet worden, dann wird der Anlernling zu einer Prüfung zugelassen, die der Facharbeiterprüfung der Lehrberufe ähnelt. Ueber die erfolgreich bestandene Fertigungs- und Kenntnissprüfung wird ein werklches Anlernzeugnis ausgestellt.

Die Durchführung einer solchen planmäßigen beruflichen Erwachsenenbildung setzt zunächst voraus, daß jeder Betrieb die personellen Vorbedingungen dafür schafft, indem er einen Ausbildungsbeauftragten ernennt, der für alle im Betrieb vorgenommenen Ausbildungsarbeiten — seien es jugendliche oder erwachsene Anlernlinge — richtunggebend und verantwortlich ist. Ausbildungsbeauftragter wird in der Regel ein technischer Oberbeamter sein, der diese Tätigkeit nebenamtlich übernimmt. Sodann müssen an allen in den Ausbildungsplänen vorgesehenen Arbeitsplätzen erfahrene Fachleute (Arbeiter, Vorarbeiter oder Meister) die Durchführung der praktischen Ausbildung der ihnen zugewiesenen Anlernlinge gemäß den in den Anlernplänen festgelegten Angaben übernehmen. Auch wenn diese Leute nicht Werkmeister sind, können sie bei erfolgreicher Tätigkeit den



Titel „Anlernmeister“ erhalten und gegebenenfalls auch das Leistungsbuch<sup>1)</sup>, für das diese Möglichkeit ausdrücklich vorgesehen und gesagt ist, daß derjenige, der besondere Ausbildungserfolge erzielt, ohne dabei seine eigene Arbeit zu vernachlässigen, das Leistungsbuch erhalten kann.

Diese Neuordnung, gekennzeichnet durch Anlernpläne für bestimmte Berufsarten, Anlernzeugnis als Beurkundung der erfolgreichen Anlernung, Ausbildungsbeauftragte und Anlernmeister und durch eine werklliche Arbeitsgemeinschaft der Ausbildungsbeauftragten und der zuständigen Betriebsvorsteher als Steuerungsorgan ist erstmalig in einem Hüttenwerk ausgeübt und mit Erfolg durchgeführt worden.

Karl Bretschneider, Dortmund.

## Archiv für das Eisenhüttenwesen.

### Wie können die Gesetze der Statik für den Entwurf und die Entwicklung der Ofengewölbe nutzbar gemacht werden?

Gustav Neumann<sup>2)</sup> legt die Notwendigkeit der Forschungsarbeit auf dem Gebiete der Ofengewölbe dar. Das Verhalten der Ofengewölbe im Dauerbetrieb und bei auftretenden Aufheizungen und Abkühlungen muß durch planmäßige Beobachtungen und Nachmessungen im Betrieb geklärt werden. Die vorliegende Arbeit behandelt die Anwendung der Gesetze der Statik auf unbelastete Ofengewölbe. Die Konstruktion der Stützlinie wird an ausführlichen Beispielen gezeigt. Der mögliche Stützlinienverlauf in Kreisbogengewölben von größter, mittlerer und kleinster Stichhöhe wird gezeigt. Es ergibt sich die Folgerung, daß das Kreisbogengewölbe unzweckmäßig ist, weil es keiner der möglichen Stützlinien folgt. Besonders gilt dies für Gewölbe mit großer oder mittlerer Stichhöhe, bei kleinem  $d/r$ -Verhältnis kann es aber auch für flache Gewölbe gelten, vor allem wenn man berücksichtigt, daß bei Hochtemperaturöfen die innere, hochoberhitze Gewölbeschicht ( $\Delta d$ ) keine oder nur eine geringe Druckfestigkeit hat und somit nur die verbleibende äußere Schale für die Aufnahme der Stützlinie in Betracht kommt, das maßgebende Verhältnis also nicht das ursprüngliche  $d/r$ , sondern nur noch  $\frac{d - \Delta d}{r}$  ist. Im Dauer-

betrieb verringert sich dieses Verhältnis durch Abschmelzung und Abbröckelung noch mehr. Die einzige statisch richtige Form eines unbelasteten Gewölbes ist das Seilliniengewölbe, d. h. eine Gewölbeform, bei der die einzelnen Wölbsteine so angeordnet sind, daß ihre Schwerpunkte (oder angenähert, bei nicht zu großem  $d/r$ -Verhältnis, ihre Mitten) der umgekehrten Seillinie folgen. Man kann die Seillinie in jeder beliebigen Vergrößerung auf die Wölbungsschablone übertragen.

Weiter wird ausgeführt, wie der Verlauf der Stützlinie von der Genauigkeit und Beständigkeit der Ausführung, von der Lage der Angriffspunkte der Verankerung und von sonstigen Außenkräften (z. B. am Uebergang in die Seitenwand) sowie von im Betrieb auftretenden Dehnungen und Formänderungen abhängt und wie sich die Stützlinie durch eine gewisse Selbstregelung solchen unübersehbaren Einflüssen und Veränderungen des Gewölbes anpaßt.

Ferner wird der Einfluß der Wärmedehnungen und einer Isolierung des Gewölbes gezeigt; an zwei Konstruktionsbeispielen wird ausgeführt, wie man durch statisch-nachgiebige Verankerung und gelenkige Widerlagerabstützung dem Gewölbe die Möglichkeit geben kann, den auftretenden Wärmedehnungen frei zu folgen und hierbei eine günstige, möglichst lange Haltbarkeit gewährleistende Stützlinie zu ermöglichen.

### Beitrag zur Anwendung des lichtelektrischen Kolorimeters nach Hirschmüller-Bechstein in der Stahlanalyse.

Von Heinrich Endraß<sup>3)</sup> wird die Anwendung des lichtelektrischen Kolorimeters nach Hirschmüller-Bechstein in der Stahlanalyse beschrieben. Im besonderen wird auf die Verfahren für die photometrische Bestimmung von Mangan, Chrom, Vanadin und Molybdän eingegangen. Für Molybdän werden die heute üblichen Verfahren überprüft und andere Farbreaktionen auf ihre Auswertungsmöglichkeit untersucht. Unter ihnen wird die Farbreaktion Molybdat-Brenzcatechin für eine quantitative Molybdänbestimmung ausgewertet.

<sup>1)</sup> Vgl. K. Bretschneider: Stahl u. Eisen 61 (1941) S. 177/85 (Betriebsw.-Aussch. 181).

<sup>2)</sup> Arch. Eisenhüttenw. 15 (1941/42) S. 437/45 (Wärme-stelle 301).

<sup>3)</sup> Arch. Eisenhüttenw. 15 (1941/42) S. 447/51.

### Der Verschleiß bei metallischer Gleitreibung, besonders seine Beeinflussung durch die Wärme.

Der Verschleißvorgang bei rein gleitender metallischer Reibung wurde von Wilhelm Rädiker<sup>1)</sup> unter besonderer Berücksichtigung der Wärmewirkung mit einer Vorrichtung untersucht, die die Verschleißkörper zusätzlich zu kühlen und zu beheizen erlaubte. Der überprüfbare Temperaturbereich lag zwischen  $-190$  und  $+700^\circ$ . Die Beanspruchungsart bei der Vorrichtung war ähnlich derjenigen, wie sie in der Versuchseinrichtung nach M. Spindel<sup>2)</sup> erzeugt wird. Die benutzten Gleitgeschwindigkeiten waren 1,8 und 9,5 m/s.

Die Untersuchungen wurden an unlegierten Stählen mit 0,04 bis 0,73 % C, Gußeisen, nichtrostenden Chrom- und Chrom-Nickel-Stählen sowie an Manganhartstahl durchgeführt. Bei den meisten Werkstoffen fiel der Verschleiß mit steigender Temperatur zunächst ab, stieg dann aber wieder an. Bei der gewählten Beanspruchungsart trat der Verschleiß in dreierlei Form auf: 1. Zungen- oder Schuppenbildung, 2. Abtragung von Fließschichten und 3. oxydischer Abrieb. Im ersten Falle war der Verschleiß hoch, verursacht durch unmittelbare Berührung und gegenseitige Reaktion der aufeinander gleitenden Metalle. Durch vermehrte Eigenerwärmung oder künstlich zugeführte Wärme wurde er stark vermindert. Die Fließschichtbildung setzt hohe Temperatur in den äußersten Schichten der aufeinander reibenden Körper voraus, erzeugt durch künstliche Aufheizung oder Zufuhr großer Mengen von Reibungswärme durch hohe Gleitgeschwindigkeit. Der Verschleiß war hierbei hoch, wenn der fast immer über der Fließschicht liegende Oxydfilm durchstoßen wurde. Er war niedrig, wenn die Fließschicht unter der unverletzten Oxydhaut vorwärts bewegt und nur an den Auslaufstellen in Form von dünnen Blättchen abgestoßen werden konnte. Der Abrieb war dann mit oxydischem Staub untermischt. Diese dritte Form des Verschleißes ist an das Auftreten hoher Temperaturen bei gleichzeitig geringer Verformung in der Gleitebene gebunden. Die drei Verschleißformen fließen ineinander über. Zwischen der Temperatureinwirkung und dem Verschleißverlauf in Abhängigkeit von der Belastung und Gleitgeschwindigkeit wurden Zusammenhänge nachgewiesen.

Die Versuchsergebnisse über den Einfluß von Gleitweg, Belastung, Härte- und Gefügestand der Proben, Gleitgeschwindigkeit sowie von Schmier- und Schleifmittelzusatz auf den Verschleiß deckten sich in vielen Einzelheiten mit den Feststellungen im Schrifttum. So dürfte der beobachteten geradlinigen Abhängigkeit des Verschleißvolumens vom Gleitweg, seiner Abnahme mit der Härte des beanspruchten Werkstoffs, seiner un stetigen Aenderung mit der Belastung und seiner Abnahme beim Uebergang von niedriger auf hohe Gleitgeschwindigkeit eine gewisse Allgemeingültigkeit bei metallischer Gleitreibung zukommen.

### Das Zustandsschaubild stickstoffhaltiger Chrom- und Chrom-Mangan-Stähle.

Zur Herstellung von Chrom-Stickstoff-Stählen wurde von Helmut Krainer und Otto Mirt<sup>3)</sup> kohlenstoffarmes Ferrochrom mit Ammoniak verstickt. Als zweckmäßige Nitrier-temperatur wurden 700 bis 900° ermittelt. Diese Vorlegierung wird dem Stahlbad zugesetzt, nachdem sich die Hauptmenge des Chroms gelöst hat. Die im Stahl erzielbaren Stickstoffgehalte betragen etwa  $\frac{1}{75}$  des Chromgehaltes.

Es wurden 17 Eisen-Chrom-Stickstoff-Legierungen erschmolzen und dilatometrisch, magnetisch, mikroskopisch und röntgenographisch untersucht. Auf Grund der Ergebnisse wurde ein Schnitt durch die Eisenecke des Zustandsschaubildes Eisen-Chrom-Stickstoff für ein Verhältnis von Chrom zu Stickstoff wie 75 : 1 ausgearbeitet. Durch den Stickstoff wird der  $\gamma$ -Bereich und die  $\gamma/\alpha$ -Mischungslücke bedeutend erweitert. Bei den angewandten Stickstoffgehalten werden erst Legierungen mit mehr als 30 % Cr rein ferritisch.

An weiteren 35 Stählen mit 10 bis 35 % Cr, 2 bis 23 % Mn und 0,11 bis 0,44 % N<sub>2</sub> wurden im abgeschreckten und teils zusätzlich bei verschiedenen Temperaturen geglühten Zustand Härte-, Kerbschlagzähigkeits-, magnetische, mikroskopische und röntgenographische Untersuchungen durchgeführt. Die sich ergebenden Phasengrenzen für Chrom-Mangan-Stickstoff-Stähle im abgeschreckten und bei 700° geglühten Zustand wurden in zwei Schaubildern dargestellt. Stickstoff erweitert in Chrom-Mangan-Stählen den Beständigkeitsbereich des Austenits und

<sup>1)</sup> Arch. Eisenhüttenw. 15 (1941/42) S. 453/66 (Werkstoff-aussch. 582).

<sup>2)</sup> Z. VDI 66 (1922) S. 1071/72.

<sup>3)</sup> Arch. Eisenhüttenw. 15 (1941/42) S. 467/72 (Werkstoff-aussch. 583).



verschiebt die Grenze für das Auftreten der spröden  $\sigma$ -Phase etwas zu höheren Chromgehalten.

#### Einfluß geringer Nickelgehalte auf die Eigenschaften hochfester schweißbarer Chrom-Mangan-Stahlbleche.

Bei der Untersuchung des Einflusses geringer Nickelgehalte bis 0,4 % auf die Eigenschaften von hochfesten schweißbaren Chrom-Mangan-Stahlblechen stellten Walter Eilender, Heinrich Arend und Eugen Schmidtmann<sup>1)</sup> fest, daß durch Nickelsteine eine Verbesserung der Festigkeitseigenschaften erzielt werden kann. Hingegen tritt eine Lufthärtung bei den  $\gamma$ -Grobkornstählen und damit eine starke Aufhärtung in der Uebergangszone der Schweißnähte auf, so daß die Stähle tunlichst nickelfrei oder als  $\gamma$ -Feinkornstähle erschmolzen werden. Die Schweißbrissigkeit trat bei einem Kohlenstoffgehalt von 0,27 % besonders bei  $\gamma$ -Grobkornstählen in dem Einspannschweißversuch nach Focke-Wulf<sup>2)</sup> deutlich in Erscheinung. Ein Vergleich zweier Stähle mit diesem Kohlenstoffgehalt läßt den Schluß zu, daß die Schweißbempfindlichkeit durch Nickel begünstigt wird. Auch die Wärmebehandlung übt einen Einfluß auf die Schweißbempfindlichkeit aus, denn die vergüteten Bleche sind schweißbempfindlicher als die normalgeglühten. Werden die nickelhaltigen Stähle demnach als  $\gamma$ -Feinkornstähle erschmolzen, so sind sie ohne weiteres als hochfeste schweißbare Bleche zu verwenden. Bei höheren Nickelgehalten sind die  $\gamma$ -Grobkornstähle auf Grund der starken Aufhärtung und Schweißbempfindlichkeit abzulehnen.

<sup>1)</sup> Arch. Eisenhüttenw. 15 (1941/42) S. 473/74.

<sup>2)</sup> Müller, J.: Luftf.-Forschg. 17 (1940) S. 97/105; vgl. Stahl u. Eisen 60 (1940) S. 914/15.

#### Der Spannungsabfall in Stahlschrauben bei höherer Temperatur unter Last.

Zur Untersuchung des Verhaltens von Schrauben verschiedener Abmessung bei höheren Temperaturen unter Last ist es nach Karl Wellinger und Ernst Keil<sup>1)</sup> zur Erlangung vergleichbarer Ergebnisse zweckmäßig, die Einflüsse, die von der Verformung des verspannten Teiles herrühren, auszuschalten. Das bereits früher angewandte Verfahren des Verspannens von Schrauben an dicken Klötzen, wobei die Anfangsspannung aus der Verlängerung der Schraube beim Anziehen, die Restspannung aus der Verkürzung der Schraube beim Lösen der Muttern ermittelt werden konnte, konnte nicht ganz befriedigen. Wenn auch durch vorsichtiges Erwärmen Temperaturunterschiede und damit zusätzliche, das Ergebnis beeinflussende Spannungen vermieden werden, so kann doch jeweils nur die Anfangsbelastung und die Restbelastung ermittelt werden. Durch eine besonders entwickelte Versuchseinrichtung entsprechend der Vorrichtung für Dauerstandsversuche unter Aufnahme von Zeit-Spannungs-Kurven war es möglich, den zeitlichen Verlauf des Nachlassens der Schraubenspannkraft zu verfolgen.

Die erhaltenen Restspannungen verspannter Schrauben nach 24stündigem Glühen bei 500° sowie die bei der gleichen Temperatur an Schrauben und an zylindrischen Stäben über 45 h aufgenommenen Zeit-Belastungs-Kurven zeigen, daß bei den untersuchten Schraubenverbindungen nicht so sehr die Spannung im Schaft und die Festigkeitseigenschaften des Schraubenwerkstoffes, als vielmehr der Werkstoff der Muttern und die Gewindeform von Einfluß sind.

<sup>1)</sup> Arch. Eisenhüttenw. 15 (1941/42) S. 475/78.

## Patentbericht.

### Deutsche Patentanmeldungen<sup>1)</sup>.

(Patentblatt Nr. 16 vom 16. April 1942.)

Kl. 7 a, Gr. 13, N 44 169. Elektromagnetische Vorrichtung zum Geschlossenhalten und Wiederschließen der Klappen von Walzgutumführungen. Hermann Nehlsen, Düsseldorf-Meererbusch.

Kl. 7 a, Gr. 27/02, S 135 792. Vorrichtung zum Verstellen der Walzgut-Ein- und -Ausführungen. Erf.: Walter Krämer, Dahlbruch i. W. Anm.: Siemens, Siegener Maschinenbau-A.-G., Dahlbruch i. W.

Kl. 18 c, Gr. 3/15, R 104 825. Verfahren und Vorrichtung zum Härten von Stahl im Gasmuffelofen. Louis Renault, Billancourt, Seine (Frankreich).

Kl. 18 d, Gr. 2/10, K 157 245. Verwendung von Eisen-Nickel-Chrom-Legierungen für magnetisch beanspruchte Gegenstände. Erf.: Dr. phil. Hermann Fahlenbrach, Essen-Steele. Anm.: Fried. Krupp A.-G., Essen.

Kl. 18 d, Gr. 2/40, St 54 376; Zus. u. Pat. 697 272. Verwendung einer Chrom-Molybdän-Eisen-Legierung. Stahlwerke Röchling-Buderus, A.-G., Wetzlar.

Kl. 42 k, Gr. 20/03, S 126 685. Verfahren zum Feststellen von Fehlstellen in Werkstücken. Dr. Richard Seiler, Berlin-Reinickendorf.

Kl. 42 k, Gr. 21/03, A 91 322. Elektromagnetischer Feindehnungsmesser. Erf.: Dr.-Ing. Ernst Lehr, Augsburg. Anm.: Askania-Werke, A.-G., Berlin-Friedenau.

Kl. 42 k, Gr. 21/03, D 82 417. Dehnungsmesser für kleine Meßlängen. Erf.: Heinrich Freise, Berlin-Adlershof. Anm.: Deutsche Versuchsanstalt für Luftfahrt, e. V., Berlin-Adlershof.

Kl. 42 k, Gr. 24/03, M 150 885. Vorrichtung zum Prüfen von Blechen auf Tiefziehfähigkeit. Erf.: Wilhelm Steinhauser, Augsburg. Anm.: Messerschmitt, A.-G., Augsburg.

Kl. 49 g, Gr. 1, H 150 595. Betrieb eines hydraulisch bewegten Gegenschlaghammers. Erf.: Martin Küpper, Berlin-Reinickendorf, und Ernst Müller, Duisburg. Anm.: Hydraulik, G. m. b. H., Duisburg.

Kl. 75 c, Gr. 6, M 150 637. Verfahren zur Herstellung verschleißfester Rohre. Erf.: Dr. Karl Handzik, Riesa (Elbe). Anm.: Mitteldeutsche Stahlwerke, A.-G., Riesa.

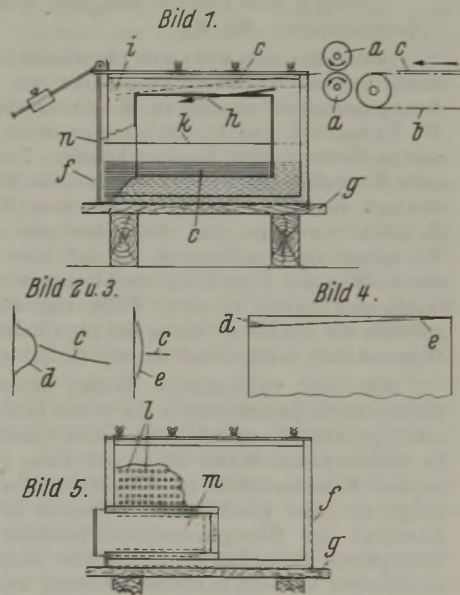
Kl. 80 b, Gr. 8/14, A 92 474. Mörtel für Magnesiasteine oder magnesiahaltige Steine. Erf.: Dr.-Ing. Kamillo Konopicky, Köln. Anm.: Alterra, A.-G., Luxemburg.

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

### Deutsche Reichspatente.

Kl. 81 e, Gr. 129, Nr. 714 891, vom 10. November 1937; ausgegeben am 9. Dezember 1941. Remy, van der Zypen & Co. in Andernach. (Erfinder: Wilhelm Hondrich in Andernach.) *Stapelvorrichtung für Bleche.*

Die Förderrollen a leiten das vom Band b abgenommene Blech c auf die Führungsleisten d, e des unten und bei f offenen und auf einer Holzunterlage g stehenden Stapelkastens (Bild 1). Die Leisten d, e sind stark gewölbt (Bilder 2 und 3) und haben einen in der Wanderrichtung der Bleche sich verengernden Innenabstand (Bild 4). Dabei wölbt sich das freie vordere Ende des Bleches c in der Mitte nach unten durch (Bild 2), während das andere Ende eben bleibt, weil es von den Rollen a noch festgehalten wird. Aus diesem Grunde bleibt das Blech auf den Leisten d, e so lange liegen, bis es beinahe die ganze Kastenlänge durchwandert hat. Wenn die Rollen a das Blech auch am Hinterende freigeben, biegt sich das Blech auf seiner ganzen Länge nach unten durch und gleitet von den Leisten ab (Bilder 2 und 3). Darauf stößt das in Pfeilrichtung h wandernde Blech gegen die einstellbare Blattfeder i und wird dadurch abgebremst, wobei es an seinem vorderen Ende einen Augenblick festgehalten wird, was zur Folge hat, daß das schräg ankommende Blech eine ungefähr waagerechte Lage k annimmt. Da die Luft aus dem Stapelkasten durch die Oeffnungen l (Bild 5) oder die Oeffnung m und die offene Seite bei f nicht sofort entweichen kann, wird unter der Blechtafel im Kasten ein Luftpolster gebildet, und die Blechtafel senkt sich verhältnismäßig langsam auf den bereits vorhandenen Stapel. n sind nachgiebig belastete und abhebbare Anschlagleisten.





## Wirtschaftliche Rundschau.

**Mannesmannröhren-Werke, Düsseldorf.** — Im Geschäftsjahr 1941 nahmen die gestellten Aufgaben die Gesellschaft wiederum voll in Anspruch. Das Ergebnis war befriedigend. Die freudige und geschlossene Mitarbeit der Gefolgschaft verdient in Anbetracht der erreichten Leistungen hervorgehoben zu werden. Durch Berücksichtigung von Geschick und Begabung bei jedem einzelnen Gefolgsmann ist das Unternehmen stets darauf bedacht, die Voraussetzungen für ein Höchstmaß an Leistungen zu schaffen. Die Ausbildung von Lehrlingen und Jungarbeitern als Nachwuchs wurde mit gewohnter Sorgfalt und mit besten Ergebnissen fortgesetzt. Die sozialen Einrichtungen wurden nach Kräften gefördert.

Auch die Konzerngesellschaften haben befriedigend gearbeitet. Ihr Kreis vergrößerte sich durch Neugründungen und weitere Beteiligungen. Zum Zwecke bester betrieblicher Leistung sind auch im vergangenen Jahr bei einzelnen Tochtergesellschaften Umstellungen durchgeführt worden. Bei mehreren Konzernfirmen wurden Kapitalerhöhungen mit einem Aufwand von über 20 Mill. *R.M.* vorgenommen, so u. a. bei der Firma „Kronprinz“ Aktiengesellschaft für Metallindustrie von 6 auf 12 Mill. *R.M.*, der Mannesmann-Rohrleitungsbaug. A.-G., Leipzig, die nach Uebernahme des Geschäftsbetriebes der Gesellschaft für Hochdruck-Rohrleitungen m. b. H., Berlin, ihren früheren Namen (Deutsche Rohrleitungsbaug. A.-G.) änderte, von 2,5 auf 3,75 Mill. *R.M.*, und der Mannesmann-Stahlblechbau-A.G., Berlin, von 5 auf 10 Mill. *R.M.* Die Prager Eisen-Industrie-Gesellschaft, Prag, erhöhte ihr Aktienkapital von 140 auf 280 Mill. Kr.; auf dieses neue Kapital verteilte die Gesellschaft eine Dividende von 4 %. Die Zahl der Tochterunternehmen, mit denen aus organisatorischen und wirtschaftlichen Gründen Gewinnausschließungsverträge bestehen, nahm weiter zu. Die Konzerngesellschaften waren sämtlich voll beschäftigt.

Das Handelsgeschäft der inländischen Röhren- und Eisenhandelsgesellschaften und das Auslandsgeschäft,

das in den Händen der Mannesmann-Export-G. m. b. H., Düsseldorf, liegt, erfuhren eine weitere Steigerung. Durch die Schaffung neuer Stützpunkte und den Ausbau älterer Niederlassungen wurde den weitverzweigten Absatz- und Handelsinteressen des Konzerns Rechnung getragen. Kohlenhandel und Schifffahrt der Firma Hansen, Neuerburg & Co., K.-G., Frankfurt a. M., nebst deren Filialen und Tochterfirmen hielten ihren Anteil an der Kohlen- und Koksversorgung ihrer Gebiete einschließlich der Ostmark aufrecht.

Ueber den Abschluß gibt folgende Zahlentafel Aufschluß.

	1. 1. bis 31. 12. 1939 <i>R.M.</i>	1. 1. bis 31. 12. 1940 <i>R.M.</i>	1. 1. bis 31. 12. 1941 <i>R.M.</i>
<b>Aktienkapital:</b>			
Stammaktien . . . . .	160 000 200	160 000 200	160 000 200
Vorzugsaktien . . . . .	19 999 800	19 999 800	19 999 800
Gewinnvortrag . . . . .	436 802	—	—
Rohgewinn (einschl. Vortrag) . . . . .	165 006 184	180 880 348	1) 207 098 707
Löhne und Gehälter . . . . .	78 131 730	82 545 384	.
Steuern . . . . .	33 430 907	38 783 508	.
Abschreibungen . . . . .	24 840 939	24 236 876	.
Soziale Abgaben und freiwillige Aufwendungen . . . . .	13 686 056	15 215 196	2) 6 414 105
Sonstige Aufwendungen . . . . .	4 260 111	9 442 943	10 028 161
Reingewinn . . . . .	10 656 441	10 656 441	10 656 441
<b>Gewinnanteil:</b>			
a) auf Stammaktien . . . . .	3) 9 556 452	3) 9 556 452	3) 9 556 452
b) auf Vorzugsaktien . . . . .	4) 1 099 989	4) 1 099 989	4) 1 099 989

1) Nach Abzug der Löhne, Gehälter, sozialen Abgaben, Abschreibungen, Steuern usw. — 2) Freiwillige soziale Aufwendungen und Spenden. — 3) 6 % auf die dividendenberechtigten Stammaktien. — 4) 5½ % auf 19 999 800 *R.M.* Vorzugsaktien.

**Aktieselskabet Sydvaranger, Oslo.** — Im Geschäftsjahre 1941 konnte der Betrieb trotz aller Kriegsschwierigkeiten aufrechterhalten werden. Die Belegschaft hat sich im Laufe des Jahres etwas vermindert. Nach der Vornahme von 1 387 273 Kr. Abschreibungen ergab der Abschluß einen Verlust von 556 665 Kr., der aus früheren Gewinnen gedeckt wird.

## Buchbesprechungen.

**Laue, M. von, Berlin: Röntgenstrahlinterferenzen.** Mit 120 Fig. u. 1 Ausschlaf. Leipzig: Akademische Verlagsgesellschaft Becker & Erler, Kom.-Ges., 1941. (VIII, 367 S.) 8°. 30 *R.M.*, geb. 32 *R.M.*

(Physik und Chemie und ihre Anwendungen in Einzeldarstellungen. Bd. 6.)

Selten hat sich wohl eine physikalische Entdeckung so vielseitig und so fruchtbar ausgewirkt wie die Entdeckung der Röntgenstrahlenbeugung in Kristallen durch M. von Laue, W. Friedrich und P. Knipping, deren 30jähriges Jubiläum wir im Sommer 1942 begehen können. Zwei bis dahin unbewiesene Vorstellungen wurden durch diese Entdeckung mit einem Schlage sichergestellt: die Lehre vom Raumgitteraufbau der Kristalle einerseits und die Lehre von der Wellennatur der Röntgenstrahlen andererseits, so daß zwei große Arbeitsgebiete gleichzeitig der Forschung erschlossen wurden. Beide Arbeitsrichtungen haben zu einer Fülle von wertvollen Ergebnissen geführt, die die Entwicklung der physikalischen und chemischen Wissenschaft maßgebend beeinflußt haben.

Mit dem vorliegenden Buche bietet der Entdecker der Röntgenstrahlinterferenzen ein neues Geschenk, eine erste vollständige Darstellung der Theorie dieser Interferenzerscheinungen. In meisterhafter Weise ist es von Laue gelungen, die in zahlreichen Einzelarbeiten im Schrifttum vorliegenden Gedankengänge zu einer geschlossenen Theorie zu vereinigen, die den Anschluß der Röntgenstrahlinterferenzen an das Gebiet der Atomphysik herbeiführt. Es ist hier nicht der Ort, die damit vollbrachte wissenschaftliche Leistung als solche im einzelnen zu würdigen; es kann nur eben der Inhalt in ganz großen Zügen gekennzeichnet werden. Nach einer einleitenden Uebersicht und der Darstellung der Streuung an einzelnen Atomen und Molekeln sowie in Flüssigkeiten wird zunächst die von M. von Laue schon 1912 gegebene geometrische Theorie des Interferenzvorganges an Kristallen behandelt und darauf aufbauend der Einfluß verschiedenartiger Gitterstörungen auf die Interferenzen erörtert. Daran schließt sich dann die Darstellung der dynamischen Theorie der Raumgitterinterferenzen, um deren Entwicklung sich nach Ewald und Kohler ebenfalls von Laue selbst besonders durch die Deutung des Kossel-Effektes verdient gemacht hat.

In mathematisch strenger Beweisführung ist so die Brücke von der Kristallographie zur Wellenmechanik geschlagen; immer wieder wird dabei das Experiment zur Prüfung und Stützung der Theorie herangezogen, wodurch nicht zuletzt die Darstellung eine Auflockerung und Belebung erfährt, die auch dem mehr experimentell eingestellten Forscher die Durcharbeitung des Werkes erleichtert. Kristallographen und Physiker sind dem Verfasser für diese wertvolle Monographie der Röntgenstrahlinterferenzen zu großem Dank verpflichtet. *Hermann Möller.*

**Rinne, Will: Ruhrgeist und Ruhrstahl.** 125 Jahre eisenschaffendes Volk an Ruhr und Rhein. Mit 85 Zeichnungen und Bildern im Text und auf Tiefdrucktafeln. Berlin SW 68: Verlag für Sozialpolitik, Wirtschaft und Statistik, Paul Schmidt, 1941. (244 S.) 8°. Geb. 6,80 *R.M.*

Der Verfasser hat bei der zweiten Auflage seiner im Jahre 1938 unter dem ursprünglichen Titel „Unsterbliches Volk“ erschienenen Arbeit<sup>1)</sup> eine wesentliche Umformung in der Weise durchgeführt, daß seine Darstellung der geschichtlichen Entwicklung und heutigen Bedeutung der Eisen schaffenden Industrie sich nunmehr im allgemeinen auf das Ruhrgebiet beschränkt. Die Eisen schaffende Industrie im Südwesten des Reiches, in Mitteldeutschland, in der Ostmark und in Oberschlesien soll in Sonderdarstellungen behandelt werden.

Wie schon in der Besprechung der ersten Auflage ausgeführt, wendet sich Rinne mit seinem Buch vor allem an den werktätigen Menschen, dem dieser Leitfaden durch die berg- und hüttenmännische Geschichte sicherlich von Nutzen sein wird. Es wäre zu überlegen, ob die in der zweiten Auflage erweiterte Darstellung der finanziellen Entwicklung der großen Aktiengesellschaften und Konzerne wirklich geeignet ist, breite Leserschichten mit dem an sich reizvollen Stoff zu befreunden.

*Wilhelm Salewski.*

**Schlesien in der Zeitwende.** Ein Weckruf. Hrsg. vom Universitätsbund Breslau. (Mit zahlr. Bildern u. 1 Karte.) Breslau: Breslauer Verlags- u. Druckerei-G. m. b. H. [1942.] (106 S.) 8°. Geb. 6 *R.M.*

1) Stahl u. Eisen 58 (1938) S. 1028.



Einen „Weckruf“ nennt der Universitätsbund Breslau das soeben erschienene bemerkenswerte Büchlein. Es enthält vier Vorträge, von denen der von Bergassessor Pyrkosch über die „Schlüsselstellung der Kohle im schlesischen Wirtschaftsraum“ die besondere Beachtung unserer Leser verdient. Die übrigen Vorträge befassen sich mit Schlesiens Stellung im Verkehrs-wesen des Ostens sowie mit der schlesischen Dichtung und bildenden Kunst als Ausdruck der Kulturkräfte des schlesischen Raumes. Dr. von Eichborn, der Vorsitzende des Universitäts-

bundes Breslau, hat diesen Vorträgen eine Einleitung vorangestellt, die in knappen Sätzen Schlesiens geschichtliche Entwicklung und die Bedeutung in wirtschaftlicher, besonders verkehrspolitischer und völkisch-kultureller Beziehung zusammenfaßt.

Das Büchlein wird allen Schlesiern Freude bereiten und, seiner Bestimmung als „Weckruf“ entsprechend, außerhalb der Grenzen Schlesiens Verständnis und Liebe für dieses schöne und wertvolle Stück deutscher Heimat wachrufen.

Gerhard Mencke.

## Vereinsnachrichten.

### Conrad Matschoß †.

Eine allseitig geschätzte Persönlichkeit mit seltener Begabung ist aus dem großen Kreis der deutschen Ingenieure mit Conrad Matschoß am 21. März 1942 von uns geschieden. Er sah seine Lebensaufgabe in der Betrachtung dessen, was über dem täglichen Erleben lag.

Conrad Matschoß, geboren am 9. Juni 1871 zu Neutomischel (Posen), entstammte einer Pastorenfamilie. Nach dem Besuch des Gymnasiums entschloß er sich, Ingenieur zu werden, und er studierte daher nach praktischer Vorbereitung in den Jahren 1891 bis 1895 Maschinenbau an der Technischen Hochschule zu Hannover. Es folgten Jahre praktischer Ingenieurbeschäftigung, die jedoch mit einer Lehrtätigkeit am Technikum in Hildburghausen und an der Höheren Maschinenbauschule in Köln untermischt war.

Diese Lehrtätigkeit führte ihn zu geschichtlichen Studien, die für sein ganzes Leben richtungweisend sein sollten. Als Ergebnis dieser Studien erschien im Jahre 1901 seine erste Veröffentlichung „Die Geschichte der Dampfmaschine“, durch die der Verein deutscher Ingenieure auf ihn aufmerksam wurde und ihn im nächsten Jahre mit den Studienarbeiten und der Abfassung einer großangelegten Geschichte der Dampfmaschine beauftragte. Dieses Werk „Die Entwicklung der Dampfmaschine“ erschien im Jahre 1908 in zwei Bänden. Es zeigte die besondere Begabung des Verfassers für geschichtliche Arbeiten, seine objektive Gewissenhaftigkeit in der Erfassung von Quellen und seine Fähigkeit, den Ablauf der Entwicklung durch Betonung nicht nur der technischen, sondern auch der persönlichen Motive der schaffenden Männer klarzulegen.

Der Verein deutscher Ingenieure wußte die Fähigkeiten von Conrad Matschoß zu schätzen. Seine großzügige Betrachtung des technischen Geschehens ließ erwarten, daß er bei der Leitung dieser großen technisch-wissenschaftlichen Vereinigung wertvolle Dienste würde leisten können. Der Verein berief ihn daher im Jahre 1906 in die Geschäftsführung; im Jahre 1913 wurde er stellvertretender Direktor und drei Jahre später übernahm er die Gesamtleitung.

Für das, was unter der Leitung von Conrad Matschoß aus dem Verein deutscher Ingenieure geworden ist, sprechen die allgemein bekannten Erfolge. Der Verein wuchs an Ansehen und an Mitgliedern. Er nahm in seine Arbeitsweise die Pflege der Gemeinschaftsarbeit auf. Die von Matschoß herausgegebene „Zeitschrift des Vereines deutscher Ingenieure“, die den Erfahrungsaustausch unter den Fachgenossen vermittelte, nahm im Laufe der Jahre einen immer größer werdenden Umfang an. Es mußten Unterteilungen vorgenommen werden, neue Zeitschriften entstanden. Matschoß sorgte dafür, daß ihr Inhalt auf großer Höhe stand, daß die Berichterstattung umfassend war, daß nichts Wesentliches fehlte. Persönlich hatte er die Schriftleitung der Stammzeitschrift lange Jahre in der Hand, daneben auch die der neuen Zeitschriften „Technik und Wirtschaft“, „VDI-Nachrichten“, der „Technischen Zeitschriften-schau“ und der für das Ausland bestimmten Zeitschriften „Engineering Progress“ und „El Progreso de la Ingenieria“. Neben dieser wahrlich nicht geringen hauptamtlichen Tätigkeit hielt der starke Drang zu geschichtlichen Arbeiten Matschoß dauernd in seinem Bann. Es würde zu weit führen, alles, was er geschaffen hat, aufzuführen. Hier sei nur auf die „Beiträge zur Geschichte der Technik und Industrie“ verwiesen, von denen bis

heute 29 Bände erschienen und die als einziges deutsches Jahrbuch dieser Art ein Sammelbecken für die technisch-geschichtliche Forschung geworden sind. Matschoß lag aber daran, die Männer, die den technischen Fortschritt geschaffen hatten, biographisch zu behandeln. So gab er 1916 „Werner Siemens. Ein kurzgefaßtes Lebensbild nebst einer Auswahl seiner Briefe“ heraus; wenige Jahre später folgte „Preußens Gewerbeförderung und ihre großen Männer“, nachdem schon vorher „Friedrich der Große als Beförderer des Gewerbefleißes“ erschienen war. Später behandelte er noch die Arbeiten und das Leben von Gottlieb Daimler und Robert Bosch. Im Jahre 1925 wurde das von ihm herausgegebene zusammenfassende biographische Handbuch „Männer der Technik“ veröffentlicht. Daneben hat er aber auch die Darstellung der geschichtlichen Entwicklung größerer Unternehmungen übernommen, so von den Firmen R. Wolf, Magdeburg, Deutsche Maschinenfabrik, Gasmotoren-Fabrik Deutz, Ludwig Loewe & Co., A.-G., Berliner Elektrizitäts-Werke u. a. m.

Schon im Jahre 1909 nahm er als Dozent an der Technischen Hochschule zu Berlin-Charlottenburg seine Lehrtätigkeit über Geschichte der Technik auf, 1915 wurde ihm der Titel als Professor verliehen und 1929 wurde er Honorar-Professor. Daß Matschoß dem „Deutschen Museum“ in München seine größte Aufmerksamkeit widmete, war nur zu natürlich. Zunächst war er als Schriftführer und von 1932 an als einer der drei geschäftsführenden Vorstandsmitglieder tätig. Er gab die Denkschrift „Das Deutsche Museum. Geschichte, Aufgaben und Ziele“ heraus und dann laufend eine Schriftenreihe des Deutschen Museums „Abhandlungen und Berichte“, in denen an Hand der Museumssammlungen die geschichtliche Entwicklung einzelner Fachgebiete geschildert wird.

Wer so wie Matschoß die Vergangenheit betrachtet und die Männer, die das Neue geschaffen, zu würdigen verstand, dessen Gedanken mußten sich auch auf die Zukunft richten. So lagen ihm die Nachwuchsfragen sehr am Herzen. Schon 1908 über-

nahm er die Geschäftsführung des „Deutschen Ausschusses für technisches Schulwesen“; später wurde er dessen Vorsitzender. Ebenso förderte er die Forschungsarbeiten nicht zum wenigsten im Verein deutscher Ingenieure, wo er viele Jahre hindurch die Herausgabe der Schriftenreihe „Forschungsarbeiten auf dem Gebiete des Ingenieurwesens“ überwachte. Daneben war er Geschäftsführer der „Siemens-Ring-Stiftung“, durch die besonders erfolgreiche Forscher geehrt werden, und endlich betreute er den „Ehrensold“, dem die Sorge für den Lebensabend verdienstvoller Ingenieure obliegt.

Das alles waren Arbeiten für die deutsche Ingenieurwelt. Matschoß war sich aber bewußt, daß die Ingenieurwissenschaften ebenso wie die Musik eine internationale Sprache sind, die von allen verstanden wird. Es galt, die deutschen Leistungen international zur Geltung zu bringen, den Ruf deutschen Ingenieur-Könnens jenseits der Grenzen zu mehren. So unterhielt er viele persönliche Beziehungen zu Fachgenossen im Ausland; er machte Reisen nach England, Skandinavien, Rußland, den Vereinigten Staaten und nach Japan. Schon im Jahre 1913 veranstaltete er eine Studienreise der „American Society of Mechanical Engineers“ durch Deutschland. Bald nach dem Weltkrieg regten die Engländer an, eine große internationale Zusammenfassung der Ingenieure in der „Weltkraftkonferenz“ zu schaffen. Matschoß wurde als Vertreter Deutschlands in den



*Conrad Matschoß*



Hauptausschuß berufen. Die erste Haupttagung der Konferenz fand 1924 in London statt. Es nahm eine große Zahl deutscher Ingenieure daran teil. Dann folgten Teilsitzungen in Basel (1926), in Barcelona (1928) und in Tokio (1929) zusammen mit einem „Welt-Ingenieur-Kongreß“. Auch hier war die deutsche Vertretung recht zahlreich. Matschoß, mit seinem ausgeglichenen und stets freundlichen Wesen, erwarb aus dem Kreis ausländischer Fachgenossen manchen neuen Freund, eine Erscheinung, die zum vollen Ausdruck auf der zweiten Haupttagung der „Weltkraftkonferenz“ in Berlin im Jahre 1930 kam. Damals waren mehr als dreitausend Ausländer aus 47 Nationen anwesend. Diese Konferenz war die erste große internationale Tagung in Deutschland nach dem Kriege, und sie war ein voller Erfolg.

Conrad Matschoß war beliebt; man schätzte seinen klugen Rat, seine Zuverlässigkeit, seine Arbeiten und sein Schaffen. Die Verleihung der Würde eines Ehrendoktors durch die Technische Hochschule zu Hannover (1921) und die Universität Münster (1931) waren äußere Anerkennungen. Seine Wertschätzung von allen Seiten war tiefer begründet. Als er 1937 die Lei-

tung des Vereins deutscher Ingenieure in andere Hände gelegt hatte, wurde er nach wie vor als die Verkörperung der Tradition zu den Besprechungen hinzugezogen. Man suchte seinen Rat. Matschoß betrachtete das Ingenieurschaffen von einer höheren Warte aus. Er sah darin die Mittel und den Weg der Menschheit, durch immer weitergehende Ausnutzung der Naturkräfte und Ausbildung der menschlichen Werkzeuge der Allgemeinheit zu dienen, das Gemeinwohl und damit das Ergehen jedes Einzelnen zu fördern.

Mit der gesamten deutschen Ingenieurwelt trauert auch der Verein Deutscher Eisenhüttenleute um Conrad Matschoß, mit dem ihn eine mehr als drei Jahrzehnte lange Freundschaft verband. Als Direktor des Vereins deutscher Ingenieure hat er mit der Geschäftsführung des Vereins Deutscher Eisenhüttenleute viele Gemeinschaftsarbeiten durchgeführt. Dankbar sei hier der stets bewährten, vorbildlichen und kameradschaftlichen Zusammenarbeit gedacht; sie wird dazu beitragen, das Andenken an Conrad Matschoß auch im Kreise der deutschen Eisenhüttenleute stets in Ehren zu halten.

Carl Köttgen.

### Eisenhütte Südost,

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

Die Eisenhütte Südost, Bezirksverband des Vereins Deutscher Eisenhüttenleute im NSBDT., veranstaltet am 16. Mai 1942, 10 und 15 Uhr, in der Aula der Montanistischen Hochschule zu Leoben eine

#### Arbeitstagung,

die mit einer Gründungsveranstaltung der neugebildeten Wärme-zweigstelle Leoben der Wärmestelle Düsseldorf des Vereins Deutscher Eisenhüttenleute verbunden sein wird.

Die Tagesordnung lautet wie folgt:

Grundlagen der Wärmewirtschaft auf Eisenhüttenwerken. Berichterstatter: Professor Dr.-Ing. Kurt Rummel, Düsseldorf.

Leistungs- und Gütesteigerung im Stahlwerk durch wärme- und betriebswirtschaftliche Ueberwachung.

Berichterstatter: Dr.-Ing. Kurt Guthmann, Düsseldorf. Kontenrahmen in der Eisen schaffenden Industrie. Berichterstatter: Dipl.-Ing. Otto Bremhorst, Prag.

Exzellenz Dr. Carl Freiherr v. Bardolff, General der Infanterie z. V., Wien: Der Siegeszug Alexanders des Großen nach dem Osten.

Mittag- und Abendessen sind zwanglos vorgesehen, ebenso eine kameradschaftliche Zusammenkunft am 16. Mai abends in der Bürgerstube des Grandhotels in Leoben.

#### Änderungen in der Mitgliederliste.

Albert, Karl, Techn. Vorstandsmitglied der Veitscher Magnesitwerke A.-G., Wien I, Schwarzenbergplatz 18; Wohnung: Rathausstr. 7. 40 258

Andrieu, Otto, Dipl.-Ing., Oberingenieur, I.-G. für Bergbau- u. Hüttenbetrieb A.-G., Betriebsgruppe Bismarckhütte, Werk Silesiahütte, Rybnik-Paruschowitz (Oberschles.); Wohnung: Rybnik (Oberschles.), Hermann-Göring-Str. 28. 29 003

Brodesser, Heinrich, Hüttdirektor i. R., Bonn, Sandtstr. 43. 11 025

Dobrauer, Erich, Dipl.-Ing., Abteilungsleiter, Werkstoffkontrolle der Flugmotorenwerke Ostmark G. m. b. H., Brünn (Protectorat); Wohnung: Waisenhausgasse 3. 41 239

Fröhlich, Erich, Oberingenieur, Röchling'sche Eisen- u. Stahlwerke G. m. b. H., Völklingen (Saar); Wohnung: Freiligrathstraße 19. 36 117

Glaser, Otto, Dr.-Ing., Saar-BBC-Werk, Brown, Boveri & Cie. A.-G., Saarbrücken 3; Wohnung: Umlandstr. 22. 26 034

Hoffmann, Günther, Kaufm. Leiter der Mannesmann-Rohrleitungsbau A.-G., Abt. Bitterfeld, Bitterfeld, Leopoldstr. 2, Wohnung: Leipzig C 1, Prendelstr. 4. 41 293

Hye von Hyeburg, Herwig, Dipl.-Ing., Oberingenieur, Betriebsleiter, Eisenwerk Nürnberg A.-G. vorm. J. Tafel & Co., Nürnberg, Äußere Sulzbacher Str. 60. 37 201

Kluge, Rolf, Dr.-Ing., Betriebsleiter, Rombacher Hüttenwerke G. m. b. H., Rombach (Westmark). 35 274

Kubik, Stefan, Dr.-Ing., Direktor, Betriebsführer der Hagener Gußstahlwerke Remy & Co. G. m. b. H., Hagen (Westf.); Wohnung: Buscheystr. 38. 37 253

Längauer, Ferdinand, Dipl.-Ing., Betriebsleiter des Grobwalzwerkes der Reichswerke A.-G. Alpine Montanbetriebe „Hermann Göring“, Leoben-Donawitz (Steiermark). 37 260

Pusch, Alfred, Dr.-Ing., Reichsbahnrat, Leiter der Mechanischen Versuchsanstalt des Reichsbahn-Zentralamts Berlin; Wohnung: Berlin-Lichterfelde-West, Weddigenweg 61. 27 211

Redenz, Hans, Dr.-Ing., Direktor u. stellv. Vorstandsmitglied der Deutschen Edelstahlwerke A.-G., Krefeld; Wohnung: Moerser Str. 160. 22 146

Sakai, Suketoshi, Dr., Ingenieur, Sumitomo Metallindustrie A.-G., Osaka (Japan); z. Zt. Berlin-Wilmersdorf, Holsteinische Straße 27. 38 238

Scherer, Robert, Dr.-Ing., Direktor u. stellv. Vorstandsmitglied der Deutschen Edelstahlwerke A.-G., Krefeld; Wohnung: Hüttenallee 73. 23 151

Shimamura, Tetsuo, Dr., Oberingenieur, Berlin W 50, Rankestraße 21. 31 095

Springorum, Otto, Bergassessor a. D., Bergwerksdirektor, Vorsitz des Vorstandes der Gelsenkirchener Bergwerks-A.-G., Essen, Kirdorfstr. 2; Wohnung: Dortmund, Adolf-Hitler-Allee 68. 22 188

Wallhauer, Ernst, Direktor i. R., Binz (Rügen), Haus Glückspilz. 28 187

Weber, Wilhelm, Dipl.-Ing., Hochofenchef, Reichswerke A.-G. Alpine Montanbetriebe „Hermann Göring“, Leoben-Donawitz (Steiermark); Wohnung: Werkshotel. 21 153

Den Tod für das Vaterland fand:

Meyer, Hans, Dipl.-Ing., Duisburg-Huckingen. \* 30. 12. 1915, † 7. 3. 1942. 33 115

Gestorben:

Brand, Otto, Bergassessor a. D., Bergwerksdirektor, Gelsenkirchen. \* 18. 1. 1899, † 10. 4. 1942. 40 163

Springorum, Fritz, Dr.-Ing., Dr.-Ing. E. h., Generaldirektor a. D., Dortmund. \* 6. 6. 1886, † 16. 4. 1942. 09 081

#### Neue Mitglieder.

Adey, Carl Friedrich, Dipl.-Ing., Laboratoriumsleiter, Goetzerwerk A.-G., Burscheid (Bz. Düsseldorf); Wohnung: Adolf-Hitler-Str. 22. 42 139

Andreani, Dario, Dr., Soc. „Ilva“ Alti Forni ed Acciaierie d'Italia, Genua (Italien), Corso Mentana 3/14. 42 140

Elbern, Alwin, Ingenieur, Ernst Heinkel Flugzeugwerke G. m. b. H., Seestadt Rostock; Wohnung: Warnemünde, Blücherstraße 2. 42 141

Hofmann, Fritz, Betriebsleiter, Oberingenieur, F. A. Lange Metallwerke A.-G., Aue (Sachs.); Wohnung: Geitnerstr. 18. 42 142

Horn, Ludwig, Betriebsingenieur, Vereinigte Hüttenwerke Burbach-Eich-Düdelingen A.-G., Abt. Burbacher Hütte, Saarbrücken 5; Wohnung: Ottstr. 6. 42 143

Kugel, Heinz, cand. rer. met., Dortmund, Kolmarer Str. 2. 42 144

Marek, Konrad, stud. rer. met., Reigersfeld über Heydebreck (Oberschles.), Schulstr. 30. 42 145

Pöschl, Theodor, Dr.-Ing., Hochschulprofessor a. D., wissenschaftl. Mitarbeiter u. Leiter der Werkstoff-Prüfstelle der Deutschen Waffen- u. Munitionsfabriken A.-G., Karlsruhe; Wohnung: Wendtstr. 5. 42 146

Storsberg, Walter, Studierender des Eisenhüttenwesens, Rhodenhäuser, Wörthstr. 17. 42 147