

# 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 18

6. Mai 1943

63. Jahrgang

	Seite		Seite
Verdrehschlagzähigkeit von Werkzeugstahl. Von Robert Scherer und Heinz Kiessler . . . . .	353	blöcken. — Zyklonartiger Gaswäscher. — Sondertagung für Schweißtechnik in Hannover. — Archiv für das Eisenhüttenwesen. — 10 Fragen zur Organisation der Warmwirtschaft.	
Schlackenwolle und Gesteinswolle als vielseitiger Austauschstoff. Von Hans Schmidt . . . . .	360	Patentbericht . . . . .	369
Umschau . . . . .	366	Wirtschaftliche Rundschau . . . . .	371
Metallurgische Einflüsse beim Erwärmen und Walzen von Stahl.		Buchbesprechungen . . . . .	371
		Vereinsnachrichten . . . . .	372

## Verdrehschlagzähigkeit von Werkzeugstahl.

Von Robert Scherer und Heinz Kiessler in Krefeld.

[Mitteilung aus der Versuchsanstalt der Deutschen Edelstahlwerke, A.-G., Krefeld. — Bericht Nr. 626 des Werkstoffausschusses des Vereins Deutscher Eisenhüttenleute im NSBDT.\*.]

(Verdrehschlagversuche an Werkzeug- und Schnellarbeitsstählen über den Einfluß der Anlaßtemperatur auf die Zähigkeit. Vergleich dieser Feststellungen mit der Abhängigkeit der Härte, Längenänderung und der magnetischen Eigenschaften von der Anlaßtemperatur.)

Baustähle werden auf Zähigkeit bei schlagartiger Beanspruchung meist durch den Kerbschlagbiegeversuch geprüft. Dieser Versuch versagt jedoch bei gehärteten Werkzeugstählen, da er bei ihnen meist sehr niedrige Werte liefert und deshalb keine genügende Unterscheidungsmöglichkeit bietet. Werkzeuge müssen aber neben hoher Härte eine genügende Zähigkeit haben, so daß ein brauchbares Verfahren zu ihrer zahlenmäßigen Prüfung schon von Bedeutung ist. G. V. Luerssen und O. V. Greene<sup>1)</sup> schlugen zu diesem Zweck den Verdrehschlagversuch vor. Bei ihm wird ein kurzer zylindrischer Stab mit quadratischen Einspannköpfen an einer Seite fest eingespannt und an der anderen Seite mit einem Querhaupt versehen; durch zwei auf dem äußeren Umfang einer Schwungscheibe befindliche Bolzen wird der Probestab über das Querhaupt durch eine schlagartige Verdrehbeanspruchung gebrochen, wobei die Verdrehschlagzähigkeit aus dem Unterschied der Umdrehungsgeschwindigkeit der Schwungscheibe vor und nach dem Zerschlagen errechnet wird. Luerssen und Greene<sup>1)</sup> fanden, daß die Umdrehungsgeschwindigkeit vor dem Zerschlagen in dem von ihnen untersuchten Bereich ohne Einfluß auf den ermittelten Verdrehschlagzähigkeitswert ist, dagegen mit zunehmender Probenlänge der Zähigkeitswert steigt. Bei gleichen Probenabmessungen ist die Streuung der Werte etwa ebenso wie beim Kerbschlagbiegeversuch. Luerssen und Greene hatten schon festgestellt, daß die Verdrehschlagzähigkeit von niedrigen Werten im gehärteten Zustand mit der Anlaßtemperatur zu einem Höchstwert ansteigt, dann fällt, um bei noch höheren Anlaßtemperaturen wieder zu steigen. Durch höhere Abschrecktemperaturen wird der Höchstwert der Zähigkeit nach höheren Anlaßtemperaturen verschoben und bei niedrigen Anlaßtemperaturen die Zähigkeit herabgesetzt<sup>2)</sup>. Bei Anlaßtemperaturen oberhalb des Zähigkeitshöchstwertes ist kein eindeutiger Einfluß der Härtetemperatur auf die Zähigkeit festzustellen. Längere Anlaßzeiten verschieben den Zähigkeitshöchstwert zu niedrigeren Temperaturen. Den ersten Anstieg

der Zähigkeit beim Anlassen erklären Luerssen und Greene<sup>3)</sup> mit dem Abbau von Härtespannungen und der Umwandlung des tetragonalen in den kubischen Martensit. Der oberhalb etwa 180° einsetzende Austenitzerfall bewirkt einen Abfall der Zähigkeit. Der spätere Wiederanstieg wird durch Martensitzerfall herbeigeführt.

Eigene Versuche, die R. Scherer<sup>4)</sup> im Anschluß an die erste Veröffentlichung von Luerssen und Greene einleitete, hatten zum Ziel, die Zähigkeit einiger kennzeichnender Werkzeug- und Schnellarbeitsstähle in Abhängigkeit von der Anlaßtemperatur zu untersuchen. Während die amerikanischen Forscher die prüftechnische Seite bevorzugten, wurde bei den eigenen Versuchen der Werkstoff in den Vordergrund gerückt und das Verfahren auf seine Brauchbarkeit zur Untersuchung gehärteter Werkzeugstähle nachgeprüft. Eine Abbildung des nach dem gegebenen Vorbild selber gebauten Gerätes zur Bestimmung der Verdrehschlagzähigkeit wurde früher gebracht<sup>4)</sup>. Die Probenabmessungen gehen aus Bild 1 hervor. Bei dem angewen-

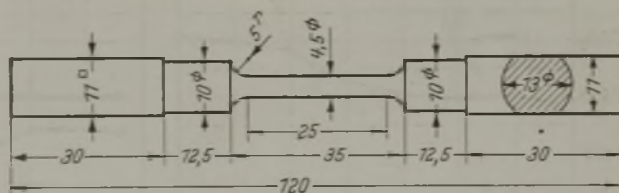


Bild 1. Abmessungen der Verdrehschlagprobe.

deten kleinen Prüfquerschnitt härtet jeder Stahl vollkommen durch; es wird also die Zähigkeit der gehärteten Randzone bei größeren Werkzeugen ermittelt. Der gegläute Werkstoff wurde vor dem Härten bis auf eine Schleifzugabe von 0,5 mm an der Meßlänge fertig bearbeitet. Die Verdrehschlagzähigkeit wird in mkg/cm<sup>2</sup> angegeben; hierbei wird derselbe Fehler begangen wie bei dem Kerbschlagbiegeversuch, da auch bei der Verdrehschlagprobe die Brucharbeit nicht von einer Fläche, sondern von einem Volumen aufgenommen wird, dessen Größe jedoch nicht bekannt ist.

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

<sup>1)</sup> Proc. Amer. Soc. Test. Mater. 33 (1933) II, S. 315/33.

<sup>2)</sup> Luerssen, G. V., und O. V. Greene: Trans. Amer. Soc. Met. 22 (1934) S. 311/46.

<sup>3)</sup> Trans. Amer. Soc. Met. 23 (1935) S. 861/85.

<sup>4)</sup> Erörterung zu Houdremont, E., H. Schrader und A. Clasen: Arch. Eisenhüttenw. 9 (1935/36) S. 143/44 (Werkstoffaussch. 319).

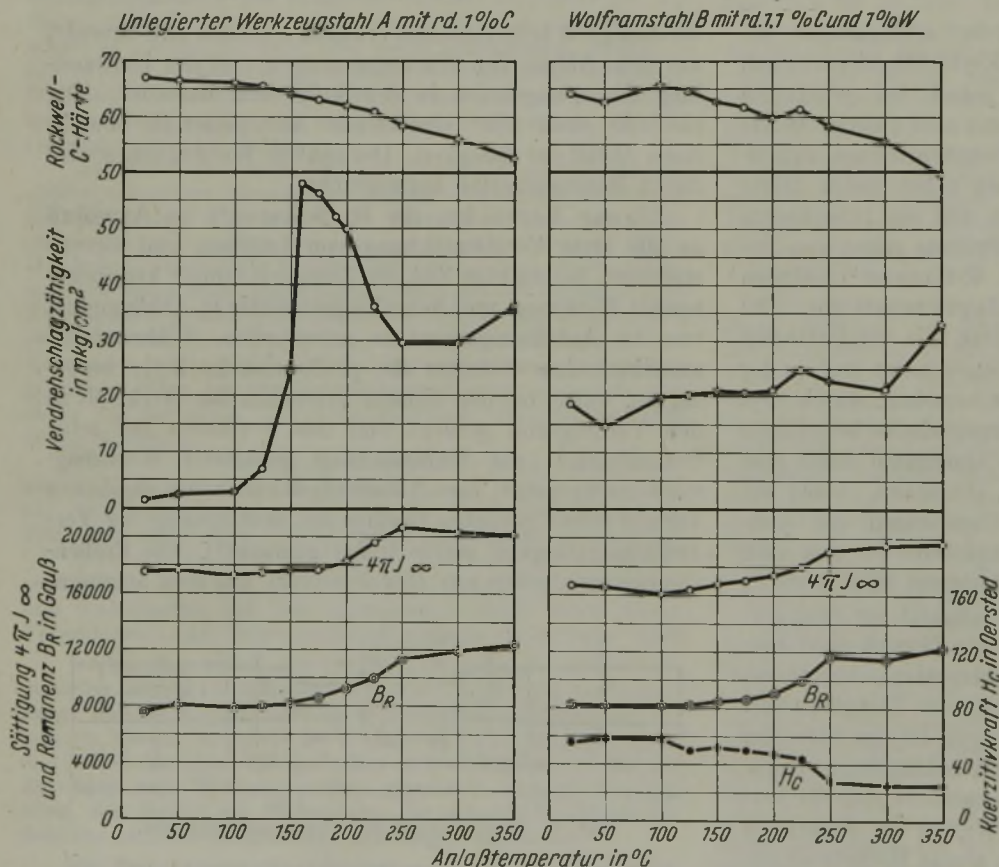
Zahlentafel 1. Chemische Zusammensetzung der untersuchten Stähle.

Stahl	Stahlart	C %	Si %	Mn %	P %	S %	Co %	Cr %	Mo %	V %	W %	Abschreck- temperatur °C	Ab- schreck- mittel
A	Unlegierter Werkzeugstahl	0,95	0,23	0,23	0,017	0,006	—	—	—	—	—	770	Wasser
B	Wolframstahl . . . . .	1,14	0,33	0,28	0,018	0,008	—	—	—	—	0,99	780	Wasser
C	Kugellagerstahl . . . . .	1,04	0,21	0,34	0,017	0,008	—	1,45	—	—	—	840	Oel
D	Mangan-Chrom-Wolfram- Stahl . . . . .	1,06	0,28	1,00	0,020	0,008	—	1,07	—	—	0,94	790	Oel
E	Stahl mit 12% Cr . . . . .	2,04	0,32	0,40	0,017	0,006	—	12,20	—	—	0,80	940	Luft
F	Wolfram-Schnelldrehstahl .	0,75	0,24	0,31	0,013	0,006	—	4,11	0,33	1,50	18,40	1290	Oel
G	Kobalt-Schnelldrehstahl .	0,79	0,35	0,29	0,016	0,006	4,70	4,20	0,54	1,63	18,00	1290	Oel
H	Vanadin-Schnelldrehstahl .	1,11	0,31	0,29	0,012	0,006	—	4,36	—	3,24	14,83	1240	Oel

Außer der Verdreh Schlagzähigkeit wurde die Rockwell-C-Härte an der Meßlänge vor Entfernung der Schleifzugabe ermittelt. Um Hinweise über die Vorgänge zu erhalten, die sich beim Anlassen auf verschiedenen Temperaturen abspielen, wurden in einigen Fällen magnetische Messungen durchgeführt und die Längenänderungen bestimmt. Zur Messung der Längenänderungen auf dem Zeißschen Komparator wurden Proben von 19 mm Dmr. und 120 mm Länge benutzt, die Meßrillen im Abstände von 100 mm aufwiesen. Die Messung wurde jeweils an vier auf den Umfang gleichmäßig verteilten Stellen vorgenommen.

Bei dem unlegierten Werkzeugstahl sinkt die Härte zunächst beim Anlassen bis zu einer Temperatur von 125° ein wenig, dann bei höheren Anlaßtemperaturen etwas stärker (Bild 2). Die Verdreh Schlagzähigkeit hat zunächst bis zu einer Anlaßtemperatur von 100° niedrige Werte. Sie steigt dann bis 160° sehr stark an. Anschließend fällt die Verdreh Schlagzähigkeit bis zu einer Anlaßtemperatur von 250° ab, um oberhalb 300° wieder höhere Werte anzunehmen. Die Kurve der magnetischen Sättigung bleibt bis 175° praktisch gleich, steigt anschließend bis 250° an und nimmt weiter schwach ab. Die Kurve für die Remanenz verläuft

ähnlich. In Uebereinstimmung mit den Angaben von Luerßen und Greene ergibt sich aus dem Verlauf der Kurven, daß bis etwa 100° keine wesentlichen Gefügeänderungen vor sich gehen. Der erste Anstieg der Verdreh Schlagzähigkeit bis 160° ist auf eine Auslösung der Härtespannungen und vor allem auf die Umwandlung von tetragonalem in kubischen Martensit zurückzuführen. Der Abfall der Zähigkeit bei 175 bis 250° beruht auf Austenitzerfall, wie die Sättigungskurve zeigt. Aus der Verdreh Schlagzähigkeits-Temperatur-Kurve ist zu ersehen, daß zur Erreichung einer hohen Zähigkeit eine Anlaßtemperatur von etwa 160 bis 200° anzuwenden ist. Dieser Bereich deckt sich mit den auf Grund der praktischen Erfahrung bisher meist angewendeten Temperaturen. Bei höheren Anlaßtemperaturen ist trotz Absinkens der Härte die Zähigkeit geringer; die Ansicht, daß höhere Anlaßtemperatur stets bessere Zähigkeit ergibt, ist also falsch. Der Unterschied in der Zähigkeit zwischen dem



Bilder 2 und 3. Verdreh Schlagzähigkeit und magnetische Eigenschaften der Stähle A und B in Abhängigkeit von der Anlaßtemperatur.

Aus den zahlreichen Versuchen werden im folgenden die Ergebnisse von vier Werkzeugstählen, einem Kugellagerstahl und drei Schnellarbeitsstählen mitgeteilt, deren chemische Zusammensetzung in Zahlentafel 1 wiedergegeben ist. Sämtliche untersuchten Stähle werden im gehärteten Zustand verwendet, wobei die Zähigkeit wegen der stoßartigen Beanspruchung im Betriebe von besonderer Bedeutung ist. Der gegläute Ausgangswerkstoff lag in Dicken von etwa 20 mm Dmr. vor; nach dem Anlassen von 1/2 h wurde an Luft abgekühlt. Die Werte der Verdreh Schlagzähigkeit bilden das Mittel aus jeweils drei Proben.

nicht oder bei Temperaturen bis 150° angelassenen Werkstoff einerseits und dem Werkstoff, der bei 160 bis 200° angelassen wurde andererseits ist so beträchtlich, daß hieraus die unbedingte Notwendigkeit einer geeigneten Anlaßbehandlung eindeutig hervorgeht. Der Härteabfall durch eine Anlaßbehandlung bei 160 bis 200° ist gering, so daß er im allgemeinen zulässig ist.

Bei dem Wolframstahl B verläuft die Härte zunächst bis 125° praktisch gleich, um dann bei höheren Anlaßtemperaturen abzusinken (Bild 3). Es ist fraglich, ob die geringen Härteanstiege bei 100 und 225° auf Gesetzmäßig-

keiten beruhen. Die Verdreh Schlagzähigkeit ist zunächst nach Anlassen auf 50° geringer als im nicht angelassenen Zustand; sie steigt dann bis 225° schwach an, fällt bis 300° wieder ab und steigt dann weiter an. Im nur gehärteten Zustand ist die Zähigkeit des Wolframstahles B größer als die des unlegierten Stahles A. Dagegen ist der Anstieg der Zähigkeit mit steigenden Temperaturen erheblich geringer. Eine Erklärung für dieses andere Aussehen der Verdreh Schlagzähigkeits-Temperatur-Kurve ergeben die magnetischen Messungen. Bis zu Anlaßtemperaturen von 100° sind die magnetischen Eigenschaften praktisch unverändert. Dann setzt gleichzeitig ein Anstieg der magnetischen Sättigung und der Remanenz und ein Absinken der Koerzitivkraft bis zu einer Temperatur von 225° ein. Zwischen 225 und 250° ändern sich die magnetischen Werte in der gleichen Richtung in verstärktem Maße; oberhalb 250° treten keine

Bei dem Chrom-Kugellagerstahl C (Bild 4) bleibt die Härte bis zu Anlaßtemperaturen von 125° gleich und nimmt bei höheren Temperaturen ab. Die Verdreh Schlagzähigkeit hat im nur gehärteten Zustand einen noch höheren Wert als bei dem Wolframstahl B. Sie sinkt bei einer Anlaßtemperatur von 50° ab und steigt dann bis zu einer Anlaßtemperatur von 175° an. Der anschließende Abfall der Zähigkeit erfolgt bis zu einer Anlaßtemperatur von 250°. Die Zähigkeit bleibt weiterhin bis zu der untersuchten Anlaßtemperatur von 350° praktisch gleich. Der Anstieg der Zähigkeit zwischen 100 und 175° ist schwächer als bei dem unlegierten Stahl A, aber stärker als bei dem Wolfram-

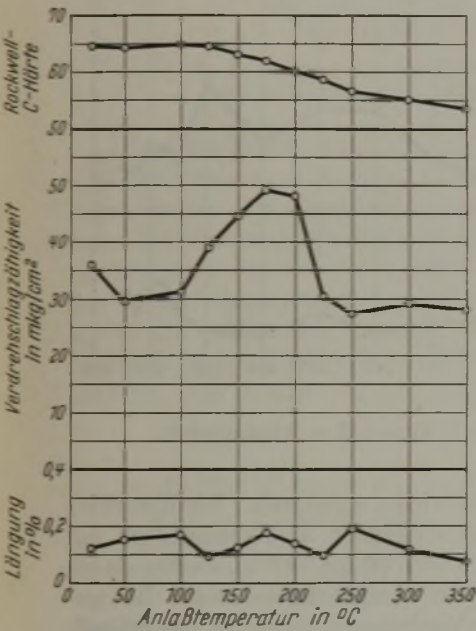
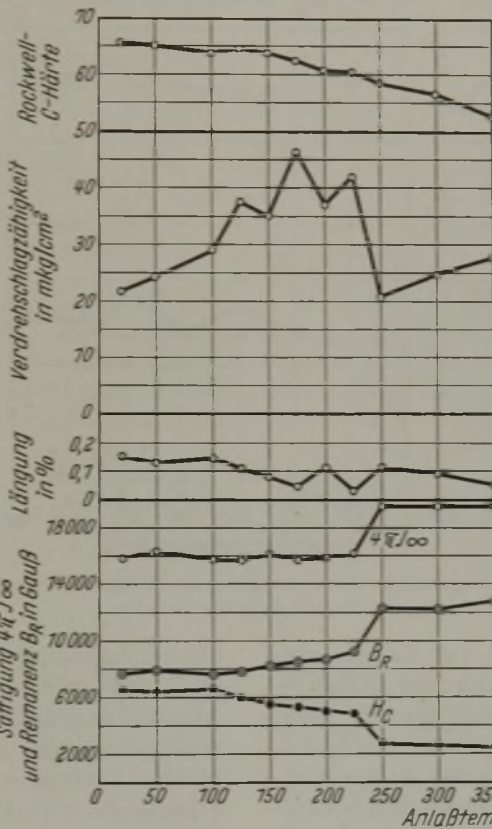


Bild 4. Härte, Verdreh Schlagzähigkeit und Längung von Stahl C mit rd. 1% C und 1,5% Cr in Abhängigkeit von der Anlaßtemperatur.

wesentlichen Änderungen der magnetischen Werte ein. Aus diesem Verlauf der magnetischen Kurven ist ersichtlich, daß der Austenit zerfall schon bei Anlaßtemperaturen kurz oberhalb 100° einsetzt und zum Teil parallel mit der Martensitumwandlung verläuft, während sich diese beiden Vorgänge bei dem unlegierten Stahl vorwiegend nacheinander abspielen. Die zähigkeitssteigernde Wirkung der Martensitumwandlung wird von der zähigkeitsvermindernden Wirkung des Austenit zerfalls begleitet, so daß nur ein unwesentlicher Anstieg der Zähigkeit bis zu 225° stattfinden kann. Der geringe Zähigkeitsabfall oberhalb 225° ist wahrscheinlich damit zu erklären, daß in diesem Temperaturbereich der Austenit zerfall überwiegt. Der Einfluß einer Anlaßbehandlung auf die Zähigkeit ist bei dem Wolframstahl ziemlich gering. Ein Vergleich der Verdreh Schlagzähigkeitskurven in Bild 2 und 3 ergibt, daß im nur gehärteten und niedrig angelassenen Zustand der Wolframstahl eine höhere Zähigkeit hat als der unlegierte Stahl, daß dagegen nach günstigster Anlaßbehandlung der unlegierte Stahl zäher als der Wolframstahl ist. Bei einem Vergleich ist außer dem Wolframgehalt der höhere Kohlenstoffgehalt des Stahles B zu berücksichtigen.

**Ölhärte-Stahl D**  
 mit rd. 1% C, 1% Cr, 1% Mn und 1% W.

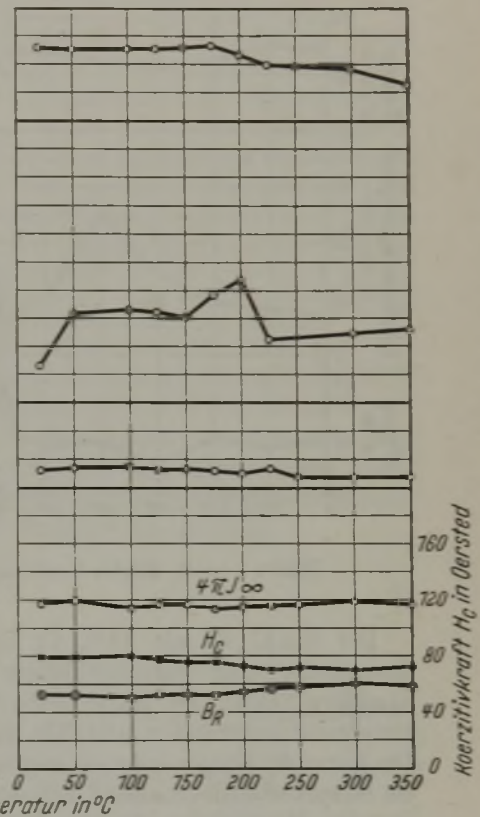


Bilder 5 und 6. Härte, Verdreh Schlagzähigkeit, Längung und magnetische Eigenschaften der Stähle D und E in Abhängigkeit von der Anlaßtemperatur.

stahl B. Nach günstigster Anlaßbehandlung bei etwa 160 bis 200° hat nach den vorliegenden Untersuchungen der Chromstahl eine wesentlich bessere Zähigkeit als der Wolframstahl B. Die Zähigkeit ist nur unwesentlich geringer als bei dem unlegierten Stahl. Es ist erwähnenswert, daß der Chromstahl C auch im nicht oder nur bei niedrigen Temperaturen angelassenen Zustand eine hohe Zähigkeit aufweist. Die Längenänderungskurve zeigt bei 100 bis 125° einen Abfall und bei 225 bis 250° einen Anstieg. Der eine Volumenverminderung bedeutende Abfall entspricht der Umwandlung des tetragonalen in den kubischen Martensit und der Anstieg dem Austenit zerfall. Eine eindeutige Erklärung für den Höchstwert der Längenänderung bei 175° konnte nicht gefunden werden. Der allmähliche Abfall der Längenänderungskurve oberhalb 250° ist durch den Martensit zerfall bedingt.

Bei dem Mangan-Chrom-Wolfram-Stahl D (Bild 5) ändert sich die Härte praktisch mit der Temperatur wie bei den vorherigen Werkstoffen. Die Verdreh Schlagzähigkeitskurve verläuft etwa zwischen den Kurven des Wolframstahles B und des Chromstahles C. Die Verdreh Schlagzähigkeit im gehärteten Zustand weist mittlere Werte auf. Sie steigt bis

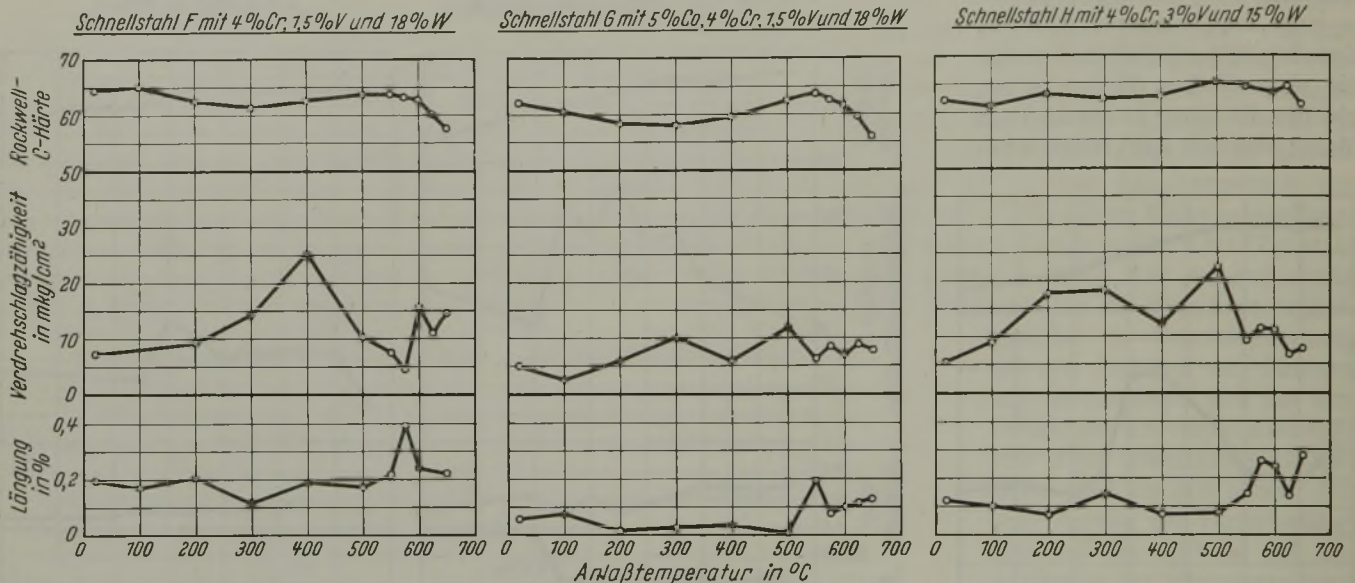
**Luftwärte-Stahl E**  
 mit rd. 2% C und 12% Cr.



zu einer Anlaßtemperatur von 175°, fällt bis 250° und steigt dann bis 350° schwächer an. Die beiden Höchstwerte der Verdreh Schlagzähigkeitskurve bei 125 und 225° dürften nicht gesetzmäßig sein. Die Kurve der magnetischen Sättigung verläuft bis 225° waagrecht, steigt entsprechend dem Abfall der Zähigkeit bis 250° stark an, um weiterhin waagrecht zu verlaufen. Die Koerzitivkraft fällt schon oberhalb 100° ab. Die Längenänderung wird von 100 bis 225° kleiner und steigt dann bis 250°. Aus dem Verlauf der Kurven ergibt sich vorwiegend eine Martensitumwandlung bzw. -zerfall zwischen 100 und 225° und ein Austenitzerfall zwischen 225 und 250°. Auch für den Mangan-Chrom-Wolfram-Stahl D liegt die günstigste Anlaßtemperatur bei 160 bis 200°.

werden muß, kann die Anlaßtemperatur auch höher liegen; hierbei ist jedoch ein gewisser Abfall an Zähigkeit und Härte mit in Kauf zu nehmen.

Für die drei Schnellarbeitsstähle wurden die Untersuchungen für Anlaßtemperaturen bis zu 650° durchgeführt. Die Härte des Wolfram-Schnellarbeitsstahles F (Bild 7) sinkt zunächst bis 300° ab, steigt in bekannter Weise bis 550° an, um dann wieder abzufallen. Die Längenänderungskurve verläuft bis zu einer Anlaßtemperatur von 500° fast waagrecht, steigt bis 575° an und sinkt dann ab. Die Kurve der magnetischen Sättigung und der Remanenz (Bild 10) verläuft bis zu Anlaßtemperaturen von 500° praktisch waagrecht, steigt dann bis 575° stark an und läuft bei



Bilder 7 bis 9. Härte, Verdreh Schlagzähigkeit und Längung der Schnellarbeitsstähle F, G und H in Abhängigkeit von der Anlaßtemperatur.

Der Stahl E mit 12% Cr ist auf Grund seiner Zusammensetzung anlaßbeständiger als die bisher behandelten Stähle. Die Härte bleibt daher bis 175° Anlaßtemperatur unverändert und fällt dann erst ab (Bild 6). Die Kurve der Längenänderung zeigt nur sehr geringe Werte; ein Hauptvorteil des Stahles E besteht bekanntlich in seinem geringen Härteverzug. Die Verdreh Schlagzähigkeit ist im gehärteten Zustand verhältnismäßig gering; sie steigt bis zu einer Anlaßtemperatur von 200° an, fällt ab bis 225°, um dann wieder etwas anzusteigen. Die Kurve der magnetischen Sättigung läßt wegen ihres waagerechten Verlaufs keinen klaren Schluß auf die erfolgten Gefügeänderungen zu. Die Koerzitivkraft fällt von 100 bis 225° ab, während die Remanenzkurve ansteigt; oberhalb 225° verlaufen die Kurven wieder fast waagrecht. Dieser Kurvenverlauf deutet darauf hin, daß auch bei dem chromreichen Stahl E die Martensitumwandlung und der Austenitzerfall zum Teil parallel verlaufen. Uebereinstimmend mit dieser Beobachtung ist der Anstieg der Zähigkeit des Stahles E bei günstigster Anlaßtemperatur verhältnismäßig gering. Die Zunahme der Längenänderung von 200 bis 225° Anlaßtemperatur und der Abfall der Zähigkeit in diesem Bereich deuten darauf hin, daß hier ein stärkerer Austenitzerfall eintritt. Es ist bei der Beurteilung der Kurven zu berücksichtigen, daß auf Grund des hohen Kohlenstoffgehaltes der Stahl E zahlreiche freie Karbide aufweist, die die Zähigkeit herabsetzen und die Änderungen der magnetischen Eigenschaften abschwächen. Die günstigste Anlaßtemperatur zur Erreichung einer hohen Zähigkeit liegt für Stahl E ebenfalls bei 160 bis 200°; in diesem Bereich ist die Härte kaum abgesunken. Falls auf besonders geringen Verzug Wert gelegt

höherer Anlaßtemperatur wieder waagrecht. Die Koerzitivkraft sinkt ständig mit steigender Anlaßtemperatur; das Absinken in dem Bereich von 300 bis 350° ist stärker als bei niedrigeren und höheren Anlaßtemperaturen. Im gehärteten Zustand ist die Verdreh Schlagzähigkeit von Schnellarbeitsstahl F gering. Sie nimmt allmählich bis zu einer Anlaßtemperatur von 400° zu, fällt dann bis 575° ab, um bei höheren Anlaßtemperaturen wieder anzusteigen. Grundsätzlich ist dieser Verlauf ähnlich wie bei den niedriger legierten Werkzeugstählen. Auf Grund der höheren Anlaßbeständigkeit der Schnellarbeitsstähle sind jedoch in Uebereinstimmung mit den Ergebnissen von Luerssen und Greene die Zähigkeitshöchst- und -tiefstwerte nach höheren Temperaturen verschoben. Die Erscheinungen, die sich bei steigenden Anlaßtemperaturen abspielen, sind zum Teil ebenfalls ähnlich. Es treten jedoch noch zusätzliche Ausscheidungsvorgänge auf, deren Einfluß auf die Zähigkeit sich mit der Wirkung der Gefügeumwandlungen überlagert. Im praktischen Betrieb wird zur Erzielung höchster Schneidleistung im allgemeinen eine Anlaßtemperatur von 540 bis 560° angewandt. Diese Temperatur liegt oberhalb der Austenitumwandlung bei einem Höchstwert der Härte; die Zähigkeit hat jedoch an dieser Stelle einen Tiefstwert.

Die Härtekurve des kobalthaltigen Schnellarbeitsstahles G (Bild 8) verläuft praktisch genau so wie die des Wolfram-Schnellarbeitsstahles F. Auch die Längenänderungskurve ist bis zu einer Anlaßtemperatur von 500° praktisch waagrecht, um dann bis zu 550° anzusteigen; dann fällt sie bis 575° ab, und bei höheren Temperaturen nimmt sie wieder langsam zu. Die Verdreh Schlagzähigkeit des Kobaltstahles ist im allgemeinen geringer als die des Wolframschnellarbeitsstahles;

sie sinkt zunächst bis 100° Anlaßtemperatur etwas ab, steigt dann bis 500° an, fällt ab bis 550°, um dann wieder langsam anzusteigen. Wie aus der Zunahme der Längenänderung und dem Absinken der Zähigkeit im Temperaturbereich von 500 bis 550° hervorgeht, wandelt sich bei diesen Temperaturen vor allem der Austenit in Martensit um. Auch bei Kobalt-Schnellarbeitsstahl liegt die meist angewandte Anlaßtemperatur von 550 bis 570° an einem Höchstwert der Härte und einem Tiefstwert der Zähigkeit.

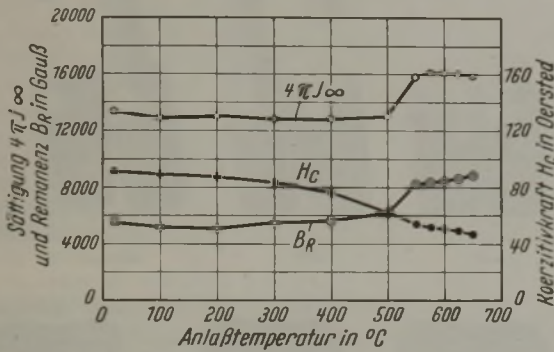


Bild 10. Aenderung der magnetischen Eigenschaften des Schnellstahles F beim Anlassen.

Die Härtekurve des Vanadin-Schnellarbeitsstahles H (Bild 9) verläuft etwas flacher als die der beiden anderen Schnellstähle. Die Längenänderungen sind etwas größer als beim Kobaltstahl und geringer als beim Wolframstahl. Bis zu Temperaturen von 500° verläuft die Längenänderungskurve fast waagrecht; sie steigt dann bis auf 575°, fällt ab bis 625° und steigt dann wieder an. Die Verdreh Schlagzähigkeit steigt zunächst bis 500° an und fällt dann bis 550° ab. Die Zähigkeitswerte bei höheren Anlaßtempera-

turen schwanken um eine waagerechte Linie. Wiederum tritt in dem Temperaturbereich von 500 bis 550° ein stärkerer Zähigkeitsabfall ein, der in erster Linie durch die Umwandlung von Austenit in Martensit hervorgerufen wird. Wie bei den übrigen Schnellarbeitsstählen bewirkt die übliche Anlaßbehandlung bei 540 bis 560° einen Höchstwert der Härte und einen Tiefstwert der Zähigkeit. Nach Anlassen auf etwa 550° besteht nach den vorliegenden Versuchen kein wesentlicher Unterschied in der Verdreh Schlagzähigkeit zwischen den drei geprüften Schnellstählen; ihre Zähigkeit ist geringer als die der untersuchten Werkzeugstähle.

Zusammenfassung.

Es wurde die Verdreh Schlagzähigkeit und Härte einiger Werkzeugstähle nach Anlassen bei Temperaturen bis 350° und einiger Schnellarbeitsstähle bis 650° untersucht. Uebereinstimmend mit amerikanischen Untersuchungen wurde grundsätzlich mit steigenden Anlaßtemperaturen ein Anstieg, dann ein Abfall und zum Schluß ein weiterer Anstieg der Zähigkeit gefunden. In dem Verlauf der Anlaßtemperatur-Zähigkeits-Kurven bestehen zwischen den verschiedenen Stählen Unterschiede. Nach Anlassen bei günstigster Temperatur war ein unlegierter Werkzeugstahl mit rd. 1% C am zähesten. Dann folgten ein Kugellagerstahl mit 1,5% Cr und ein ölhärtender Stahl mit rd. 1% C, 1% Cr, 1% Mn und 1% W. Ein Stahl mit rd. 1,1% C und 1% W sowie ein lufthärtender Stahl mit 2% C und 12% Cr hatten weniger hohe Zähigkeit. Noch etwas geringere Zähigkeit wiesen die drei untersuchten Schnellarbeitsstähle auf.

Nach den gewonnenen Erfahrungen ist der Verdreh Schlagversuch geeignet, die Zähigkeit von Stählen hoher Härte miteinander zu vergleichen und den Einfluß verschiedener Behandlungen auf die Zähigkeit zu ermitteln.

An den Bericht schloß sich folgende Erörterung an.

F. Rapatz, Kapfenberg: Der Bericht ist deshalb dankenswert, weil er uns zahlenmäßige Grundlagen für den unbestimmten Begriff „Zähigkeit der Werkzeugstähle“ gibt. Ergebnisse, die mit diesem Prüfverfahren erzielt wurden, stimmen anscheinend auch mit den praktischen Erfahrungen überein und zeigen an, bei welcher Anlaßtemperatur schon so viel Zähigkeit vorhanden ist, ohne daß die Härte zu stark abfällt.

Was die unlegierten Stähle betrifft, so sind die daraus hergestellten Werkzeuge meist so groß, daß sie eine harte Schale und einen zähen Kern haben, also Verbundkörper sind. Das vorliegende Prüfverfahren benutzt hingegen so kleine Prüfkörper, daß sie durchhärten. Da man aber bei solchen Werkzeugen die Zähigkeit des Verbundkörpers wissen müßte, sind die Ergebnisse auf unlegierten Werkzeugstahl nicht in allen Fällen übertragbar.

Schnellarbeitsstähle sind in ihrem Wesen Warmarbeitsstähle. Es müßte daher, um auf die Wirklichkeit übertragbare Zahlen zu bekommen, die Zähigkeit besser in der Wärme geprüft werden, was allerdings auf Schwierigkeiten stoßen dürfte.

H.-J. Wiester, Essen: Auf Grund der Veröffentlichungen von Luerssen und Greene<sup>1) bis 3)</sup> sind in der Versuchsanstalt der Fried. Krupp A.-G. vor einigen Jahren ebenfalls Verdreh Schlagversuche an gehärteten Stählen durchgeführt worden, die die Versuchsergebnisse von Luerssen und Greene in ähnlicher Weise bestätigt haben wie die vorliegenden Versuche der Herren Scherer und Kiessler. Zum Vergleich wurden bei unseren Versuchen auch Biegeschlagversuche mit ungekerbten Proben durchgeführt. Die an einem unlegierten Werkzeugstahl mit 1,02% C erhaltenen Ergebnisse sind in Bild 11 zusammengestellt. Während die spezifische Schlagarbeit beim Biegeschlagversuch mit zunehmender Anlaßtemperatur zunächst langsam, dann mit abfallender Härte steil ansteigt, zeigt sich in der Kurve der Verdreh Schlagarbeit der bekannte Höchstwert bei 150°. Versuche mit feinerer Abstufung der Anlaßtemperatur ergaben den Höchstwert in Uebereinstimmung mit Luerssen und Greene bei 175°.

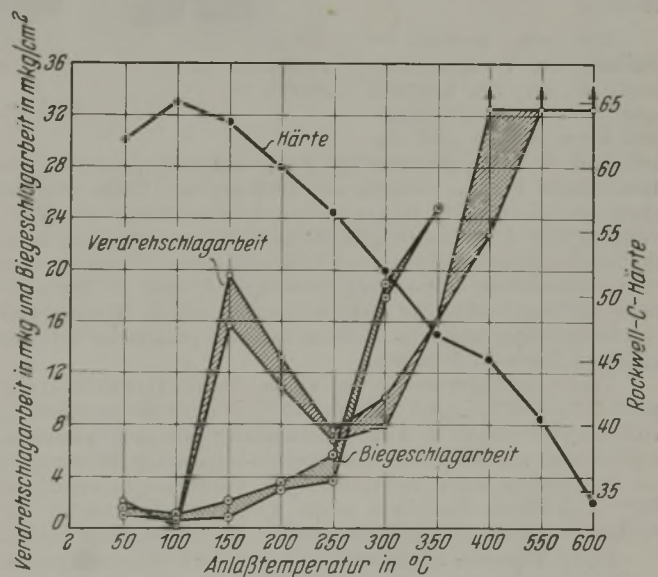


Bild 14. Ergebnisse von Verdreh Schlag- und Biegeschlagversuchen mit einem Werkzeugstahl mit 1,02% C, 0,20% Si und 0,15% Mn nach Härtung von 780° in Wasser und zweistündigem Anlassen bei verschiedenen Temperaturen mit Luftabkühlung. (Verdreh Schlagprobe von 8 mm Dmr., ungekerbte Biegeschlagprobe von 10×10×55 mm<sup>3</sup>.)

Der Bruch der Proben ist in Bild 12 wiedergegeben. Es zeigt sich, daß die niedrig angelassenen Proben bis zu 150° Anlaßtemperatur in viele Teile zersplittern. Auch die bei 150° angelassenen Proben, die den Höchstwert an Verdreh Schlagarbeit ergeben haben, sind in dieser Form gebrochen. Bei höheren Anlaßtemperaturen werden die Proben an einer Stelle abgesichert, wobei die Bruchfläche glattgerieben wird. Diese Bruchform findet sich, wenn man von der einen bei 350° angelassenen Probe

absieht, die von einem Härteriß ausgehend gesplittert ist, bei allen Proben bis zu den höchsten angewandten Anlaßtemperaturen. Die Unterschiede in der Verdreh Schlagarbeit werden an diesen Proben nicht sichtbar. Die höher angelassenen und entsprechend weicheren Proben sind zum Teil etwas verbogen worden.

Der scharf ausgeprägte Höchstwert in der Kurve der Verdreh Schlagarbeit kann daher nicht ohne weiteres als Zeichen einer un stetigen Veränderung der Zähigkeit des Werkstoffes mit zunehmender Anlaßtemperatur gewertet werden, sondern dürfte im wesentlichen durch den Wechsel der Bruchform bedingt sein. Der Grund für den Abfall der Schlagarbeit beim Uebergang zum Scherbruch ist darin zu suchen, daß sich der Bruchvorgang bei dieser Bruchform auf einen engbegrenzten Bereich beschränkt, während beim Aufsplittern der Probe der gesamte Schaft bis in den Kopf hinein in einzelne Stücke zerlegt und fortgeschleudert wird. Wie dieses Aufsplittern der Probe sich vollzieht und wie weit man aus dem hierfür benötigten Arbeitsverbrauch Rückschlüsse auf die Zähigkeit des Werkstoffes ziehen kann, bedarf noch näherer Untersuchung.

Als ein wesentlicher Nachteil der Verdreh Schlagprobe in der von Luerssen und Greene vorgeschlagenen Form erweist sich dabei, daß sie keine gleichmäßige Spannungsverteilung über den Querschnitt ergibt, wodurch die Deutung der Prüfergebnisse stark erschwert wird. Klarere Ergebnisse wären von Versuchen mit dünnwandigen Rohren zu erwarten, da dann der Spannungszustand praktisch homogen wäre. Allerdings wird eine einwandfreie Herstellung derartiger Proben so beträchtliche härtungstechnische Schwierigkeiten durch Verzug und Härterißbildung bedingen, daß sie für eine praktische Prüfung kaum in Betracht kommen.

Verdreh Schlagversuche an einem Schnellarbeitsstahl mit 0,7 % C, 4 % Cr, 1,2 % V und 19 % W nach Bleibadhärtung von 1270° ergaben in Uebereinstimmung mit den Versuchsergebnissen von Luerssen und Greene bei starken Streuungen der Einzelwerte einen Höchstwert der Verdreh Schlagarbeit bei 500° Anlaßtemperatur und einen Tiefstwert bei 550°. Die Proben zersplitterten sämtlich, vielfach bis in den Kopf hinein.

In die Versuche wurde weiterhin eine Reihe von unlegierten Stählen verschiedener metallurgischer Herstellung einbezogen, die seinerzeit von E. Houdremont, H. Schrader und A. Clasen\*) auf ihr Härungsverhalten untersucht worden sind. Die Stähle wurden in dem Zustand geprüft, in dem sie üblicherweise Verwendung finden, nämlich gehärtet und niedrig angelassen (760°/Wasser, 6 h 120°/Luft). Der Verdreh Schlagversuch ergab sehr niedrige und stark streuende Werte, die keinen Unterschied zwischen den verschiedenen Stählen erkennen ließen. Für die Prüfung der Stähle im vollgehärteten Zustand erweist sich demnach der Verdreh Schlagversuch in der vorliegenden Form als zu grob und unempfindlich. Um auf dieser Grundlage ein praktisch brauchbares Prüfverfahren zur Bestimmung der Zähigkeit gehärteter Stähle zu erhalten, bedarf es zumindest noch eingehender Entwicklungsarbeit.

A. Krisch, Düsseldorf: Wenn die Prüfung eines Stahles mit der üblichen Kerbschlagprobe infolge seiner geringen Zähig-

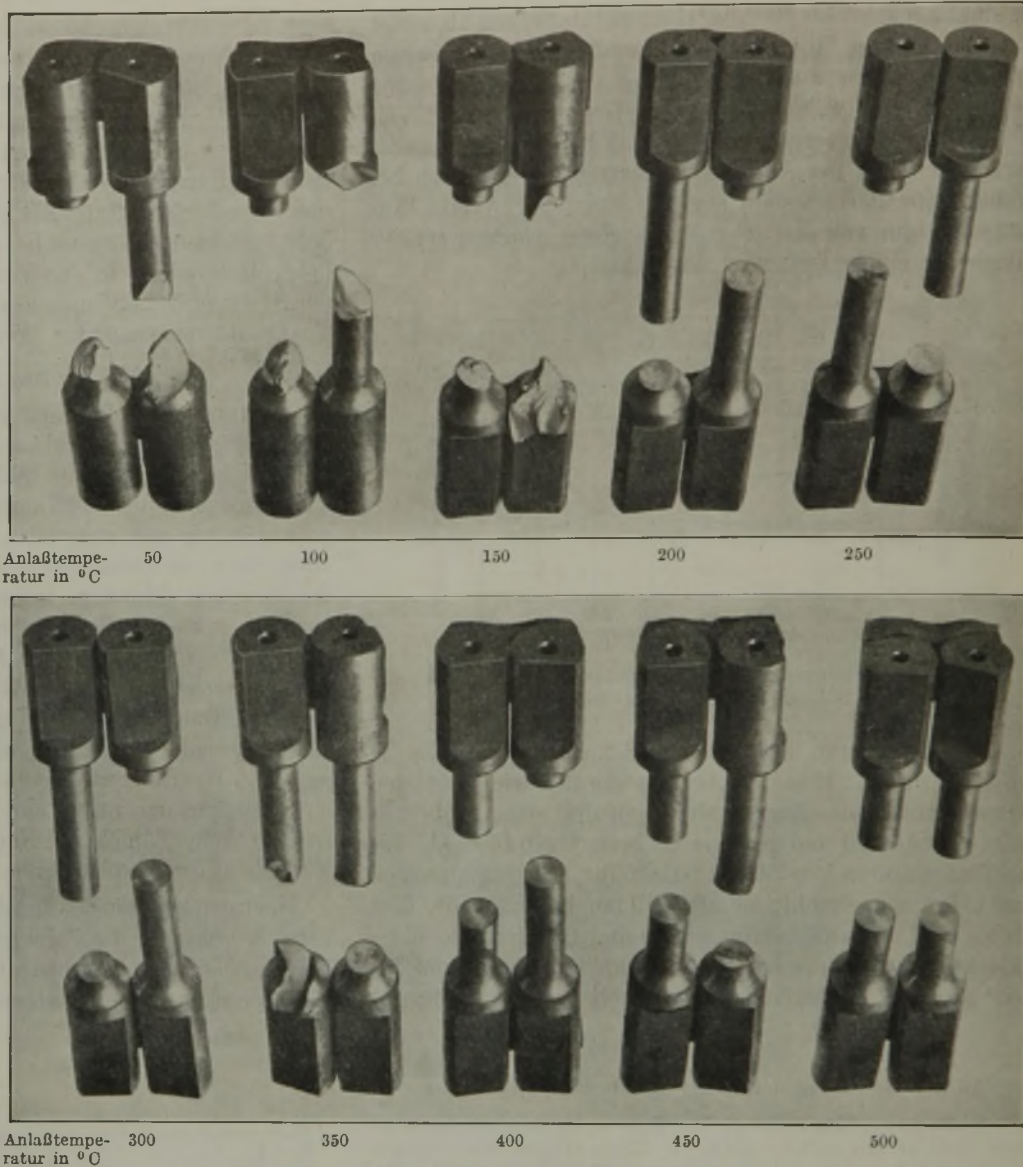


Bild 12. Bruchaussehen der Verdreh Schlagproben.

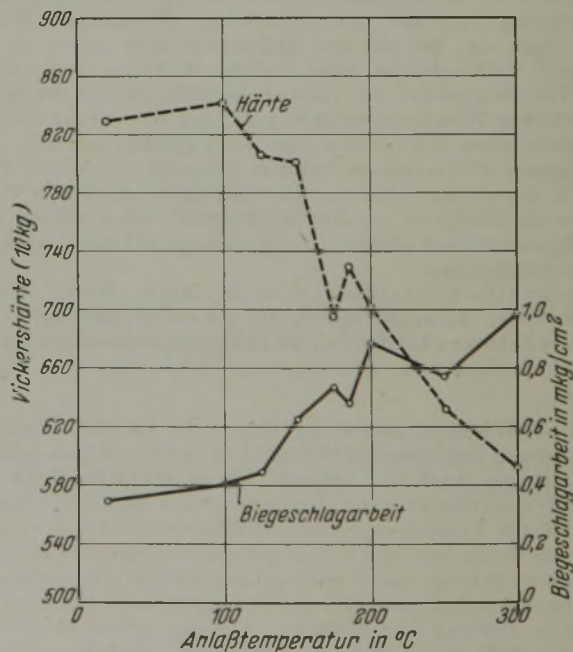


Bild 13. Biegeschlagzähigkeit von Stahl mit 0,77 % C nach Härten von 770° in Öl und einstündigem Anlassen bei verschiedenen Temperaturen. (Umgekehrte Probe von 10 × 10 × 55 mm³.)

keit zu so niedrigen Werten führt, daß Unterschiede gegen andere Werkstoffe mit ähnlich niedriger Zähigkeit nicht mehr sicher bestimmt werden können, so empfiehlt es sich, von der DVM-

Probe von  $55 \times 10 \times 10 \text{ mm}^3$  mit 3 mm tiefem Kerb von 2 mm Dmr. zu Proben mit größeren Abrundungshalbmessern oder sogar zu ungekerbten Proben überzugehen, wie es z. B. für tiefe Temperaturen als zweckmäßig festgestellt worden ist<sup>5)</sup>. Bei diesem Prüfverfahren wird man allerdings nicht so große Unterschiede in der Zähigkeit erhalten, wie sie von den Vortragenden beim Verdreh Schlagversuch gefunden worden sind, doch kann man den gleichen Schlaghammer verwenden wie für den Kerbschlagversuch und benötigt nicht ein gänzlich anderes Gerät. Der von den Herren Scherer und Kiessler in Bild 2 gezeigten Kurve für die Verdreh Schlagzähigkeit eines Stahles mit 0,95% C kann in Bild 13 die Kurve der Biegeschlagarbeit für einen Stahl mit 0,77% C gegenübergestellt werden. Da beim Schlagbiegeversuch das verformte Volumen in ähnlicher Weise begrenzt ist wie beim Kerbschlagbiegeversuch (beim Verdrehversuch wird das verformte Volumen dagegen um so größer, je größer die Meßlänge ist), sind die Unterschiede in der Zähigkeit der gehärteten und der auf 200 bis 300° angelassenen Probe beträchtlich geringer; der Anstieg der Zähigkeit wird aber beim Biegeschlagversuch ebenso wie beim Verdreh Schlagversuch bei etwa der gleichen Temperatur von 125° gefunden. Der Höchstwert ist nicht so ausgeprägt, wie er beim Verdreh Schlagversuch festgestellt worden ist. Um die Verfahren genauer vergleichen zu können, wäre es natürlich notwendig, die gleichen Stähle auf Schlagverdrehung und auf Schlagbiegung zu untersuchen.

J. Kreim, Kladno: Wir haben uns vor einigen Jahren, angeregt durch die Veröffentlichungen von Luerssen und Greene<sup>1) bis 3)</sup>, ebenfalls ein solches Prüfgerät gebaut, jedoch verschiedene Veränderungen in der Bauart vorgenommen. Es war uns vor allem der von Luerssen und Greene benutzte Probendurchmesser von 6,35 mm zu groß, weil wir auch ausgesprochen schwach härtende Stähle prüfen wollten. Damit andernteils das Volumen, das an der Zerstörung teilnimmt, genügend groß ist, haben wir den zylindrischen Teil der Proben verlängert. Der von uns benutzte Prüfstab ist in Bild 14 dargestellt. Von ähn-

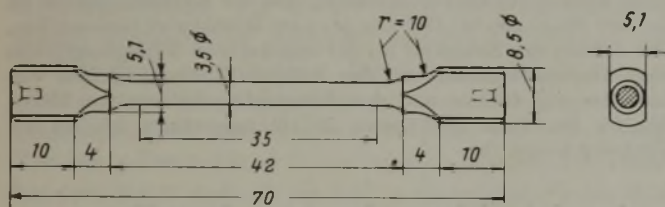


Bild 14. Prüfstab für Verdreh Schlagversuche.

lichen Gedanken hatten sich wahrscheinlich auch die Herren Scherer und Kiessler leiten lassen, weil auch sie einen schwächeren Prüfstab als Luerssen und Greene verwendeten. Damit keine zusätzlichen Biegebeanspruchungen auftreten, haben wir den Prüfstab beiderseits in Spitzen gelagert und danach das Prüfgerät (Bild 15) entwickelt<sup>6)</sup>.

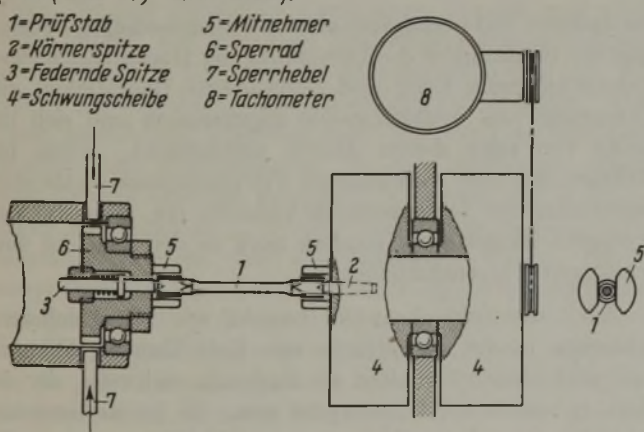


Bild 15. Prüfgerät für Verdreh Schlagversuche.

Die vorgenommenen Untersuchungen mit unlegierten Stählen ergaben grundsätzlich das gleiche Ergebnis, das die Herren Scherer und Kiessler fanden. Da es bei dünnen Werkzeugen wichtig ist, mit der Härtetemperatur an der unteren Grenze zu bleiben und nicht zu lange Haltezeiten anzuwenden, so haben wir noch Versuche mit Proben aus unlegiertem Stahl von etwa 1% C durchgeführt, die bei verschiedenen Tempe-

raturen gehärtet und durch verschieden lange Zeit auf Härte-temperatur gehalten wurden, um auch für diese Verhältnisse zahlenmäßige Unterlagen zu bekommen. Die Ergebnisse sind in Bild 16 wiedergegeben. Weitere Versuche, um den Einfluß der Anlaßdauer festzustellen, sind in Arbeit.

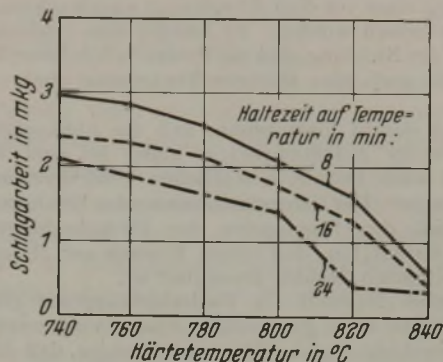


Bild 16. Ergebnisse von Verdreh Schlagversuchen an Stahl mit rd. 1% C nach Härten von verschiedenen Temperaturen.

Da vielleicht noch in anderen Forschungsstätten ähnliche Prüfgeräte gebaut wurden, so wäre es angezeigt, daß sich alle auf eine einheitliche Probenform, Schlagenergie und Auftreffgeschwindigkeit einigen.

E. Siebel, Berlin: Der Verdrehversuch hat den Vorzug, daß über die ganze Probenlänge die gleiche Beanspruchung herrscht. Dadurch ist bei spröden Stählen eine bessere Unterscheidung zu erwarten als beim Biegeversuch, bei dem die Beanspruchung in der Mitte am größten ist und nach den Seiten abfällt. Bild 12 ließ erkennen, daß bei den niedrigen Anlaßtemperaturen die Trennfestigkeit unter der Scherfestigkeit liegt. Daher die Brüche unter 45° senkrecht zur größten Zugbeanspruchung, während bei 150 bis 200° Anlaßtemperatur die Scherfestigkeit unterhalb der Trennfestigkeit liegt und entsprechend die Brüche als reine Scherbrüche auftreten.

Es ist vielleicht zweckmäßig, das Grundsätzliche nochmals zwischen der Wirkung des Kerbschlagversuchs und des Verdreh Schlagversuchs herauszustellen. In beiden Fällen hängt das zähe oder spröde Verhalten davon ab, ob der Formänderungswiderstand unter den gewählten Versuchsbedingungen unterhalb oder oberhalb des Trennwiderstandes liegt. Bei dem Kerbschlagversuch wird der Trennwiderstand noch künstlich durch den Kerb gesenkt. Bei dem Verdreh Schlagversuch wird jedoch ein Querdruk erzeugt und dadurch der Formänderungswiderstand bzw. der Zuganteil des Formwiderstandes auf die Hälfte erniedrigt. Entsprechend vermindert sich auch die Neigung zum Spröbruch. Dadurch erscheint mir dieses Verfahren bei spröden Werkstoffen zu einer Unterscheidung geeigneter zu sein.

H. Kiessler, Krefeld: Mit Recht wies Herr Rapatz darauf hin, daß die meisten Werkzeuge aus unlegiertem Stahl nicht gleichmäßig durchhärten, sondern eine harte Randzone mit weicherem Kern aufweisen. Für die Haltbarkeit der Werkzeuge erscheint in vielen Fällen die Zähigkeit der harten Randzone von ausschlaggebender Bedeutung. Bei Anwendung größerer Proben mit über dem Querschnitt ungleichmäßigem Härteverlauf würden die Versuchsbedingungen unübersichtlich werden. Die Abmessungen der Verdreh Schlagprobe wurden daher bewußt so klein gewählt, daß auch ein unlegierter Stahl im allgemeinen durchhärtet.

Herr Wiester äußerte gewisse Zweifel darüber, ob die mit der Verdreh Schlagprobe erhaltenen Zähigkeitswerte wirklich ein brauchbares Bild der Zähigkeit ergeben. Er nimmt an, daß die unterschiedlichen Werte durch die unterschiedliche Bruchausbildung bedingt sind. Ich bin der Auffassung, daß man hier Ursache und Wirkung nicht miteinander verwechseln darf. Es ist nicht immer so, daß bis zu einer Anlaßtemperatur von 150° die Probe in viele Teile zersplittert und bei höheren Anlaßtemperaturen ein Abscheren auftritt. Im allgemeinen zeigt sich der Splitterbruch bei niedriger Verdreh Schlagzähigkeit und der Scherbruch bei höherer Verdreh Schlagzähigkeit, wobei es natürlich einen Streubereich gibt. In manchen Fällen brechen die Proben auch bis zu höheren Anlaßtemperaturen stets mit einem Splitterbruch, während in anderen Fällen Proben mit hoher Verdreh Schlagzähigkeit nach Anlassen bei etwa 160 bis 200° zäh brechen, in dem Sprödigkeitsbereich bei Anlaßtemperaturen von etwa 250° zersplittern und bei noch höheren Anlaßtemperaturen wieder einen zähen Verdrehbruch aufweisen.

<sup>5)</sup> Krusch, A.: Mitt. K.-Wilh.-Inst. Eisenforschg. 23 (1941) S. 267/77; vgl. Stahl u. Eisen 61 (1941) S. 1136/37.

<sup>6)</sup> Die Gestaltung des Prüfgerätes und die Versuche hat Herr Ingenieur L. Kolar durchgeführt.

Ein weiterer Beleg dafür, daß die erhaltenen Verdrehschlagzähigkeitswerte mit der wirklichen Zähigkeit übereinstimmen, ist aus einem Vergleich der Verdrehschlagzähigkeitswerte mit der Verformung der Proben zu entnehmen. Die Verformung ist von Luerssen und Greene durch Ermittlung der Verdrehung einer vor dem Zerschlagen angebrachten axialen Mantellinie gemessen worden. Es besteht eine eindeutige Abhängigkeit in der Richtung, daß die Proben mit höherer Verdrehschlagzähigkeit auch eine stärkere Verdrehung dieser Mantellinie zeigen.

Ferner ist darauf hinzuweisen, daß die Abhängigkeit der Zähigkeit von der Anlaßtemperatur außer bei dem Verdrehschlagversuch auch bei einem statischen Verdrehversuch festgestellt worden ist. Die Übereinstimmung der Erfahrungen aus der Praxis mit den Ergebnissen der Verdrehschlagversuche deuten auch darauf hin, daß dieser Versuch zur Messung der Zähigkeit von harten Stählen brauchbar ist.

Als weiteren Nachteil der Verdrehschlagprobe gibt Herr Wiester an, daß sie keine gleichmäßige Spannungsverteilung über den Querschnitt ergibt. Hierzu ist zu sagen, daß die Spannungsverteilung der Verdrehschlagprobe immerhin gleichmäßiger ist als bei einer üblichen Kerbschlagbiegeprobe.

Als Ursache für die Feststellung von Herrn Wiester, daß die Untersuchung mehrerer Werkzeugstähle mit dem Verdrehschlagversuch keine genügende Unterscheidungsmöglichkeit ergeben hätte, möchte ich annehmen, daß die untersuchten Proben nicht hoch genug angelassen waren. Beim Anlassen auf günstigere Temperaturen wären vermutlich eindeutige Unterschiede und geringere Streuungen aufgetreten. Vielleicht war auch der von Herrn Wiester angewandte Probendurchmesser von 8 mm etwas groß, so daß kein einheitliches Gefüge über dem Querschnitt auftrat und dadurch keine gesetzmäßigen Abhängigkeiten festgestellt werden konnten.

Herr Krisch stellt mit Recht den Nachteil heraus, daß ein neues Prüfgerät notwendig wäre. Trotzdem glauben wir, daß dieser Nachteil in Kauf genommen werden muß, denn mit einem Schlagbiegeversuch läßt sich die Zähigkeit nicht so gut bestimmen wie mit dem Verdrehschlagversuch.

Ein Vergleich des Verdrehschlagversuchs mit einer üblichen Kerbschlagprobe und einer nichtgekerbten Schlagbiegeprobe ist früher auch schon von Luerssen und Greene vorgenommen worden. Das Ergebnis

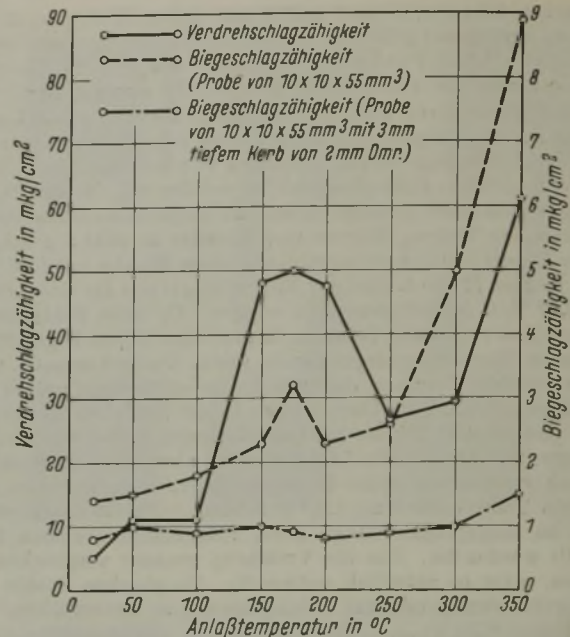


Bild 17. Einfluß der Anlaßtemperatur auf die Schlagzähigkeit von Stahl mit 1,06 % C, 0,24 % Si und 0,20 % Mn (gehärtet von 770° in Wasser).

einer neueren bei uns durchgeführten Versuchsreihe zeigt Bild 17. Die eingetragenen Werte sind das Mittel aus drei verhältnismäßig wenig streuenden Einzelwerten. Es ist deutlich zu ersehen, daß die Verdrehschlagprobe wesentlich schärfere Unterschiede ergibt als die ungekerbte Schlagbiegeprobe, die zwar auch bei 175° einen kleinen Höchstwert aufweist. Bei der Kerbschlagprobe ist nur mit Phantasie bei 150° ein gewisser Höchstwert festzustellen. Der Anstieg der Zähigkeit bei der ungekerbten Schlagbiegeprobe liegt übereinstimmend mit den früheren Untersuchungen von Luerssen und Greene und den Versuchsergebnissen von Herrn Wiester bei etwas niedrigeren Anlaßtemperaturen als bei der Verdrehschlagprobe.

## Schlackenwolle und Gesteinswolle als vielseitiger Austauschstoff.

Von Hans Schmidt in Düsseldorf.

[Bericht Nr. 33 des Ausschusses für Verwertung der Hochofenschlacke des Vereins Deutscher Eisenhüttenleute im NSBDT.\*.]

(Entstehung der Schlacken- und Gesteinswolle und Grundlagen der planmäßigen Erzeugung. Eigenschaften. Anwendungsgrenztemperatur und Wärmeleitzahl. Anwendungsformen und Anwendungsgebiete.)

Bei der Roheisenerzeugung im Hochofen entstehen aus den Nebenbestandteilen der verhütteten Erze, den Zuschlagstoffen und der Koksasche notwendigerweise feuerflüssige Schlacken als Nebenerzeugnis. Die Menge der anfallenden Schlacken ist an erster Stelle abhängig davon, ob eisenreiche oder eisenarme Erze verhüttet werden. Diese Schlacken werden zum großen Teil als Roh- und Werkstoffe eingesetzt. Wesentlichen Anteil an der Verwendung von Hochofenschlacke hat das Bauwesen, wo rund ein Drittel des Gesamtentfalls in verschiedenen Formen als Baustoffe Verwendung findet, z. B. als Zement, Hüttenstein, Hütenschwemmstein, Betonzuschlagstoff für Schwer- und Leichtbeton. Ein weiteres Drittel wird als Straßenbaustoff nutzbar gemacht. Nur ein ganz kleiner Teil der Schlacken wird zu dem hochwertigsten Erzeugnis, der Schlackenwolle, verarbeitet. Im Laufe der letzten Jahre hat die Ausweitung der deutschen Roheisenerzeugung und die verstärkte Verhüttung eisenarmer Erze — hier sei an die Minette und das Salzgitter-Erz erinnert — zu einer starken Erhöhung der Schlackenmenge geführt, die einer Verwertung harret. Auf

der anderen Seite erschwert aber die kriegsbedingte Drosselung der Bautätigkeit die Verwertung der Hochofenschlacke. Jedoch hat trotz Krieg und verminderter Bautätigkeit die Erzeugung von Schlackenwolle zugenommen und sich im Laufe von etwa sieben Jahren vervierfacht. Schon im Rahmen des 1936 verkündeten Vierjahresplans setzte eine Ausweitung der Schlackenwolle-Industrie ein, nicht nur der erzeugten Menge nach, sondern auch in der Zahl der einschlägigen Unternehmungen.

Auch die Schlackenwolle besteht wie alle Hochofenschlacken in der Hauptsache aus Kalk-Tonerde-Silikaten mit wechselnden Gehalten an Magnesia, Schwefel, der an Kalk gebunden ist, Eisenoxydul usw. Sie ist als Gesteinschmelze anzusehen. Bei langsamer Abkühlung erstarrt die Hochofenschlacke kristallin. Sorgt man aber durch irgendwelche Maßnahmen, wie Einlaufenlassen in Wasser oder Zerstäuben mit Preßluft, für eine rasche Abkühlung, so erhält man eine glasig erstarrte Hochofenschlacke. Dies gilt allgemein für basische Schlacken, das sind solche mit einem Verhältnis  $\text{CaO} : \text{SiO}_2 > 1$ , meist etwa 1,2. Die sauren Schlacken dagegen neigen auch bei langsamer Abkühlung zu glasiger Erstarrung. Wenn nun beim Abstich der Schlacke der Schlackenstrom infolge des Absinkens des Spiegels einen Teil des Querschnitts des Schlackenlochs

\*) Vorgetragen in der Sitzung des Arbeitsausschusses des Ausschusses für Verwertung der Hochofenschlacke und der Fachgruppe Hochofenschlacke am 12. Dezember 1942 in Düsseldorf. — Sonderabdrucke sind vom Verlag Stahleisen m. b. H., Düsseldorf, Postschließfach 664, zu beziehen.



freigibt, so daß außer der Schlacke auch ein unter Druck stehender Gasstrom austritt, so zerstäubt dieser einen Teil der Schlacke und zieht sie infolge ihrer Zähigkeit zu feinen Fäden, der Schlackenwolle, aus. Diese Entstehung der Schlackenwolle ist schon lange, d. h. seit rd. 100 Jahren, bekannt. Außer beim Hochofen kommt es in gleicher Weise auch bei anderen Schachtöfen, z. B. dem Kupolofen, zur Entstehung von Schlackenwolle. Nachdem man erkannt hatte, daß dieses im Ofenbetrieb nicht gerade angenehme Schlackenerzeugnis sehr gute wärme- und schalldämmende Eigenschaften aufwies, begann man kurz vor Beginn dieses Jahrhunderts planmäßig mit der Gewinnung der Schlackenwolle und der Verbesserung ihrer Eigenschaften<sup>1)</sup>.

Zwei Wege wurden zur Erreichung dieses Zieles beschritten. Der eine war der, daß man die Erzeugung der Schlackenwolle nicht mehr am Hochofen vornahm, sondern besondere, dem Kupolofen der Eisengießereien ähnliche Schachtöfen anwandte. Durch diese Arbeitsweise, nämlich erkaltete Schlacke umzuschmelzen und dann erst zu Wolle zu verblasen, hat man sich von den Zufälligkeiten des Hochofenbetriebes freigemacht und sich damit die Möglichkeit verschafft, die Zusammensetzung der Schlackenwolle durch Auswahl des Rohstoffes zu beeinflussen. Schließlich ergab sich auch die Möglichkeit, durch weitere Zusätze zum Einsatz des Umschmelzofens die Eigenschaften der Schlackenwolle zu beeinflussen. Tatsächlich hat sich das Umschmelzverfahren rasch eingebürgert. Heute wird in Deutschland Schlackenwolle überwiegend durch Umschmelzen erzeugt. Ein Werk verbläst die in die Schlackenpfanne abgestochene Schlacke, solange Temperatur und Zähflüssigkeit es gestatten. Das Umschmelzverfahren eröffnete auch die Möglichkeit zur Verwertung geeigneter Schlackenhalde ohne Bindung an einen Hochofenbetrieb. Von den in Deutschland Schlackenwolle erzeugenden Betrieben verarbeitet mehr als die Hälfte die Schlacke heute nicht mehr bestehender Hochofenwerke. Während man in Deutschland und anderen europäischen Ländern auf diese Weise zu befriedigenden Ergebnissen kam, gelang es in den Vereinigten Staaten nicht, eine brauchbare Schlackenwolle zu erzeugen. Man ging dort dazu über, geeignete natürliche Gesteine umzuschmelzen, besonders einen Wollstein genannten Kalkstein, der fast ebensoviel Kieselsäure, Tonerde und Eisenoxyd enthält wie Kalk und Magnesia<sup>2)</sup>. Dieses Verfahren stammt von C. Hall. J. R. Thoenen<sup>3)</sup> nennt als Rohstoffe amerikanischer Mineralwollewerke: Dolomit, Kalkstein, Schieferon, Sandstein sowie Schlacken aus der Eisen-, Kupfer- und Bleigewinnung. In den Vereinigten Staaten und Kanada bestehen insgesamt 71 Firmen, die in 82 Anlagen Mineralwolle, d. h. also Schlackenwolle (slag wool), Gesteinswolle (rock wool) und Glaswolle erzeugen. Die Erzeugungsmenge ist auf etwa 500 000 t/Jahr zu veranschlagen, die Leistungsfähigkeit der Anlagen auf 600 000 t. Wieviel hiervon auf Schlackenwolle entfällt, ist schwer anzugeben, da die amerikanische Statistik keine Trennung durchführt. In Deutschland ist bisher Gesteinswolle nur in geringem Umfange erzeugt worden. Sie sollte an erster Stelle ein künstlicher Asbest sein; ihre Herstellung ist aber von der der Schlackenwolle und der amerikanischen Mineralwolle grundsätzlich verschieden. Auch hat man Hochofenschlacke und

natürliche Gesteine schon versuchsweise zusammen verarbeitet. Erst in neuester Zeit wird auch in Deutschland nach einem grundsätzlich mit der Herstellung von Schlackenwolle übereinstimmenden Verfahren eine Steinwolle erzeugt, die in ihren Eigenschaften teilweise der Schlackenwolle, teilweise der Glaswolle entspricht.

Aus dem Gesagten ergibt sich, daß Schlackenwolle und Gesteinswolle sehr nahe miteinander verwandt sind. Die Erzeugung geht in großen Zügen folgendermaßen vor sich, wobei ausdrücklich betont werden muß, daß mit Gesteinswolle nur die amerikanische „rock wool“ gemeint ist. In Schachtöfen von etwa 1 m lichtem Durchmesser und etwa 2,5 bis 3 m Höhe werden wechselnd Koks und auf etwa Faustgröße gebrochene Hochofenstückschlacke, dazu unter Umständen noch geringe Mengen von Zuschlägen aufgegeben. Als basische Zuschläge kommen Kalkstein und Dolomit, als saure Zuschläge Kies und Tonschiefer in Betracht. Am besten sind geeignet die Schlacken von Hämatit- und Gießereiroheisen, die sich durch ein sehr günstiges Kalk-Kieselsäure-Verhältnis auszeichnen. Der Kalküberschuß dient einmal zur Bindung des Schwefels, zweitens zur Verschlackung der meist sauren Koksasche. J. R. Thoenen<sup>3)</sup> nennt für die Hochofenschlacke folgende Analysenwerte: 36,5 % SiO<sub>2</sub>, 12,6 % Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, 41,6 % CaO, 6,2 % MgO, 1,7 % FeO, 0,7 % MnO, 1,84 % CaS. Deutsche Hochofenschlacken weichen nicht viel von diesen Werten ab. Sie enthalten meist etwas mehr Kalk und weniger Kieselsäure, sind also basischer als die amerikanischen. Da aber die Asche des deutschen Kokes Säureüberschuß hat, findet so ein Ausgleich statt. Als Koksverbrauch nennen die Amerikaner Zahlen, die zwischen 16 und 33 % der Schlackenmenge liegen; die meisten Angaben für Hochofenschlacke als Rohstoff nennen 20 bis 25 %. Das Ausbringen an Schlackenwolle aller Sorten ist sehr günstig und beträgt 80 bis 85 %. Bei Steinwolle kann es je nach der Art der verwendeten Gesteine (z. B. Karbonatgesteine) weniger als 50 % betragen. Um einen freien Ablauf der Schlacke zu gewährleisten, muß sie gut überhitzt werden, d. h. sie muß eine Temperatur von etwa 1500 bis 1600° haben, der Schmelzpunkt liegt zwischen 1300 und 1350°. Durch einen mit Hilfe einer besonders gestalteten Düse unter einem bestimmten Winkel auf den in etwa Fingerdicke ausfließenden Schlackenstrom gerichteten Dampfstrahl wird der Schlackenstrom zu Kugeln zerblasen. Infolge der Zähflüssigkeit der Schlacke und der ihr durch den Dampfstrahl mitgeteilten kinetischen Energie werden die Kugeln zu Fäden ausgezogen. Die so erzeugte Schlacken- und Gesteinswolle wird im Wollkäfig, einer Kammer, deren Seitenwände aus Drahtgeflecht bestehen, aufgefangen. In der Kammer findet eine Vorsortierung statt; denn die feinsten Fäden bleiben am längsten in der Schwebe und lagern sich an der Stirnwand der Kammer ab. Grobe Fasern und Schmelzperlen fallen dagegen sehr schnell zu Boden. Neben diesem Verblaseverfahren ist das Schleuderverfahren zu nennen, das vielleicht zu größerer Bedeutung kommen wird. Hierbei fällt der Schlackenstrahl auf eine umlaufende Scheibe aus keramischem Werkstoff, wird von dieser abgeschleudert und dabei zu Fäden ausgezogen. Spinnverfahren, wie sie bei der Erzeugung von Glasfasern angewandt werden, bei denen also das flüssige Glas durch Düsen gezogen wird, scheinen bisher, besonders wohl aus wirtschaftlichen Gründen, bei Schlacken- und Mineralwolle noch nicht angewandt worden zu sein.

Die einzelnen Fasern sind kreuz und quer zueinander gelagert, ähneln also dem Aufbau eines Filzes oder von Watte. Je länger die Faser ist, um so besser eignet sich die

<sup>1)</sup> Siehe Guttman, A.: Stahl u. Eisen 49 (1929) S. 97/101 (Schlackenaussch. 14). — Verwendung der Hochofenschlacke, 2. Aufl. Düsseldorf 1934. — Tonind.-Ztg. 62 (1938) S. 681/83 u. 695/96.

<sup>2)</sup> Thoenen, J. R.: Inform. Circ. Nr. 6142, Departm. Interior — Bur. Mines, 1929, Juni.

<sup>3)</sup> Inform. Circ. Nr. 6984, Departm. Interior — Bur. Mines, 1938, Januar.

Schlackenwolle als Wärmeschutzmittel, da eine lange Faser natürlich elastischer ist als eine kurze. Die Fadenstärke der besten Sorten beträgt etwa  $3 \mu$ . Die bei Untersuchungen gefundenen stärksten Fäden hatten etwa  $10 \mu$  Durchmesser. Bei dieser Fadenfeinheit hat Schlackenwolle eine große Ähnlichkeit mit Watte. Allerdings ist die Fadenstärke ebensowenig wie die chemische Zusammensetzung der Schlackenwolle ein Maßstab für den Gebrauchswert. Zur Unterscheidung der einzelnen Sorten kann in bestimmtem Rahmen die Fadenstärke herangezogen werden. Auch die Farbe ist kein entscheidendes Merkmal; sie ist bei den meisten Sorten rein weiß, bei anderen hat sie einen Stich ins Graubraune. Man plant auch gewisse Sorten künstlich zu färben. Die Zugfestigkeit des einzelnen Fadens liegt bei 80 bis  $100 \text{ kg/mm}^2$ . Als Glas im weiteren Sinne des Wortes sind Schlacken- und Mineralwolle elektrisch nicht leitend. In Amerika sucht man durch Zusatz von Paraffinöl oder einem anderen leichtflüssigen Öl zum Dampfstrahl die Wolle geschmeidiger zu machen. Man erreicht dabei aber, daß die Wolle in gewissem Umfang wasserabweisend und damit als Kälteschutzmittel geeigneter wird.

In dem Entwurf der Lieferbedingungen und Prüfverfahren für Schlackenwolle als Wärme- und Kälteschutzmittel sind drei Sorten unterschieden: Sondersorte, 1. Sorte und 2. Sorte. Diese umfassen jedoch nicht die ganze Erzeugung, sondern ein recht erheblicher Anteil entfällt als die kurzfasrige und meist kleine Knäuel bildende Bauwolle.

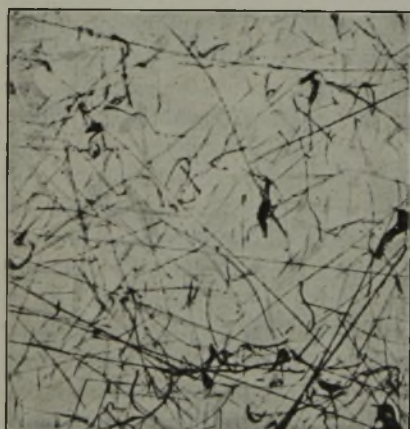


Bild 1. Schlackenwollefäden bei durchfallendem Licht.

Irrtümern. Infolge von Lichtreflexen erscheinen die Fäden nicht glatt, sondern mit Verdickungen wie Bambusstangen oder in der Form von Kornähren oder Drehspänen. Diese Formen sind nur scheinbare, wie die einwandfreie Untersuchung im durchfallenden Licht ergibt. Diese Form und die Lagerung der einzelnen Fasern sind der Grund für die watteähnliche Beschaffenheit und die Lufträume zwischen den Fasern, auf denen die gute Wärmedämmung beruht. Vielleicht gelingt es planmäßiger Arbeit, auch eine zu Fäden und Garnen verspinnbare Schlackenwolle zu erzeugen, die dann zu Geweben aller Art weiterverarbeitet werden kann. Bisher hat man Schlackenwolle nicht verspinnen können, weil ihr das Hydratwasser fehlt.

Neben den einzelnen Fasern findet man in der Schlackenwolle mehr oder weniger große Schmelzperlen, das sind meist kugelige Rückstände auf dem DIN-Sieb mit 600 Maschen je  $\text{cm}^2$ , die als die nicht zum Faden ausgezogenen Reste der vom Dampfstrahl erzeugten Schlackenkügelchen anzusprechen sind. Wenn auch bei den weniger hochwertigen Sorten der Gehalt an Schmelzperlen höher ist und diese auch meist größer sind als bei den besten Sorten, so gibt doch der

Schmelzperlengehalt allein keinen Wertmesser für die Güte der Schlackenwolle. Die Schmelzperlen folgen dem Gesetz der Schwere, deshalb ist es möglich, durch mechanische Aufbereitung der Schlackenwolle den Gehalt an Schmelzperlen und sandigen Bestandteilen zu vermindern. Bei der besten Schlackenwolle beträgt der Schmelzperlengehalt weniger als 5 %, bei der 1. Sorte etwa 5 bis 15 %, bei der 2. Sorte 15 bis 25 %.

Das Raummetergewicht der Schlackenwolle, so wie sie im Wolkäfig vor dem Ofen aufgefangen wird, liegt bei etwa  $20 \text{ kg/m}^3$ . Diese Zahl ist aber ohne praktische Bedeutung, da ja stets ein gewisser Verdichtungsgrad der Wolle Voraussetzung für ihre Verwendung als Wärmedämmstoff ist. Man hat daher vorgeschlagen, das Raummetergewicht bei einer bestimmten Pressung, z. B.  $50 \text{ g/cm}^2$ , zu bestimmen. Eine solche Angabe ist dann eindeutig und kann, da die Feststellung des Raummetergewichts eine ganz einfache Versuchseinrichtung erfordert, jederzeit nachgeprüft werden. Bild 2 stellt den grundsätzlichen Aufbau des Gerätes dar, das aus einem Zylinder von 18 cm Dmr. besteht. Die Belastung von  $50 \text{ g/cm}^2$  setzt sich zusammen aus dem Gewicht des Kolbens, der Kolbenstange und einem Zusatzgewicht. Durch Ermittlung der Schichthöhe einer vorher genau bestimmten Gewichtsmenge (2 kg) Schlackenwolle wird das Raummetergewicht festgestellt. Für betriebsmäßige Untersuchungen kann das Gerät auch einfacher gestaltet sein; ebenso kann man zur Bestimmung des Raummetergewichts von einer gegebenen Belastung und Schichthöhe ausgehen. Nach dem Raummetergewicht bei bestimmter Pressung lassen sich die einzelnen Sorten auch leichter festlegen als nach im Betrieb nur schwer nachprüfbar großen Größen wie z. B. der Fadenstärke.

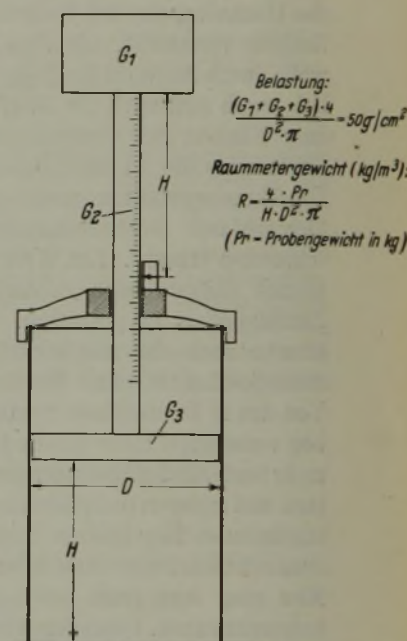


Bild 2. Gerät zur Bestimmung des Raummetergewichts von Schlackenwolle bei bestimmter Belastung.

$$\text{Belastung: } \frac{(G_1 + G_2 + G_3) \cdot 4}{D^2 \cdot \pi} = 50 \text{ g/cm}^2$$

$$\text{Raummetergewicht (kg/m}^3\text{): } R = \frac{4 \cdot P \cdot \pi}{H \cdot D^2 \cdot \pi}$$

(P = Probengewicht in kg)

Jeder Wärmedämmstoff muß, wenn er seinen Zweck erfüllen soll, auch bestimmten Anforderungen an Hitzebeständigkeit genügen. Der Schmelzpunkt von Schlacken- und Gesteinswolle liegt, wie bereits erwähnt, bei  $1300$  bis  $1350^\circ$ . Aber schon bei niedrigerer Temperatur beginnen glasähnliche Körper zu sintern, die Schlackenwolle bei  $800$  bis  $900^\circ$ , d. h. es treten örtliche Schmelzerscheinungen auf, bei denen unter Schrumpfung der gesamten Wollfüllung — eine solche Stopfisolierung sei als Beispiel gewählt — porige mehr oder weniger stark geschmolzene Massen entstehen. Diese Erscheinung führt dazu, ebenso wie für die anderen Isolierstoffe, auch für Schlackenwolle eine Anwendungs-Grenztemperatur festzulegen. Um mit Sicherheit das Sintern zu verhindern, haben die Hersteller von Schlackenwolle für reine Wolle eine Grenztemperatur von  $650^\circ$  vorgeschlagen. Das bedeutet, daß in der neuzeitlichen Dampftechnik Schlackenwolle ohne Bedenken als Isoliermittel für Heißdampfleitungen verwendbar ist. Es sind aber auch schon zahlreiche Anlagen ausgeführt worden,

bei denen die Schlackenwolle dauernd Temperaturen von rd. 850° ausgesetzt ist, ohne daß bisher irgendwelche Mängel in der Dämmwirkung der Schlackenwolle festgestellt worden sind. Solange es sich beim Sintern nur um Schmelzerscheinungen bei der unmittelbar auf der zu isolierenden Fläche liegenden Schlackenwolle handelt, im übrigen aber der Aufbau der Isolierung erhalten bleibt, ist das Sintern noch nicht allzu bedenklich. Beim Sintern bleibt innerhalb gewisser Grenzen ein poriger Zustand erhalten, und die Dämmwirkung eines jeden Isolierstoffes beruht im Grunde genommen nur darauf, daß der Stoff aus unendlich vielen kleinen Lufträumen besteht, die durch dünne Wände voneinander getrennt sind. Damit ergibt sich die Frage, ob es nicht möglich ist, auf irgendeinem Wege entweder den Sinterpunkt der Schlackenwolle mehr zum Schmelzpunkt hin zu verschieben oder die Schlackenwolle so zu beeinflussen, daß etwa die Außenflächen von Isolierschalen oder Platten gesintert sind, während die innere Füllung in der ursprünglichen Form erhalten bleibt, wobei jedoch die Sinterungstemperatur über der höchsten zulässigen Anwendungstemperatur liegen müßte. Das würde noch Vorteile mit sich bringen, die bei den Anwendungsgebieten besprochen werden soll. Als hitzebeständiger Dämmstoff hat die Schlackenwolle den Vorzug, daß sie keinerlei organische Stoffe oder etwa Brennstoffrückstände enthält; sie ist also weder entflammbar noch brennbar. Ungeziefer kann sich in Schlacken- und Gesteinswolle nicht halten.

Das Verhalten gegenüber Wasser richtet sich danach, ob Schlackenwolle mit feuchter Luft in Berührung steht oder ob sie mit Wasser unmittelbar zusammengebracht wird. In feuchter Luft ist die Wasseraufnahme nicht groß; trockene Schlackenwolle nimmt unter diesen Bedingungen 0,3 bis 0,5 % Wasser in 24 h auf. Wasser kann nun allmählich durch Auslösung der nach G. Mußnug<sup>4)</sup> in der glasigen Hochofenschlacke ruhenden hydraulischen Eigenschaften eine Zersetzung der Mineralwolle herbeiführen, fälschlich spricht man dann von Fäulniserscheinungen, die aber nur in Gegenwart organischer Stoffe möglich sind. Uebrigens ist es eine Sache der Bauausführung, ob Wasser an das Isoliermittel gelangt, und es gibt keinen Wärmeschutzstoff, der in feuchtem Zustand wirksam bleibt. Deshalb verwendet man auch im Kälteschutz, wo man mit Schwitzwasserbildung rechnen muß, mit Asphalt oder Bitumen imprägnierte Dämmstoffe. Hier ist auch darauf hinzuweisen, daß Schlackenwolle und Gesteinswolle weder gesundheitsschädlich sind, noch auf Metalle oder andere Stoffe korrodierend wirken. Korrosionserscheinungen sind stets auf Feuchtigkeit zurückzuführen, die an die Isolierung gekommen ist.

Auch die Frage nach dem Verhalten des in der Schlackenwolle enthaltenen Schwefels muß hier erörtert werden. Der Schwefel liegt in der Schlacke und damit auch in der Schlackenwolle in gebundener Form als Kalziumsulfid vor. Dieses Kalziumsulfid greift nach eingehenden Untersuchungen, von denen besonders die von H. Burchartz und E. Deiß<sup>5)</sup> genannt seien, weder Eisen oder andere Metalle an, noch wirkt es zerstörend auf die Schlacke ein. Bisher ist noch kein Fall bekannt geworden, bei dem als Korrosionsursache Schwefel nachgewiesen worden ist. Dort, wo Korrosionserscheinungen aufgetreten sind, ist das Eindringen von Feuchtigkeit in dem Dämmstoff die Ursache gewesen. In solchen Fällen ist der in der Schlackenwolle

enthaltene Schwefel nicht stärker beteiligt gewesen als der auch in anderen Dämmstoffen vorhandene Schwefel.

Die wichtigste Eigenschaft jedes Dämmstoffes ist seine Wärmeleitfähigkeit. Dabei hat neben der Temperatur auch das Raumgewicht entscheidenden Einfluß auf die Wärmeleitzahl. Ferner ist es nicht gleichgültig, ob man die im Laboratorium am Stoff Schlackenwolle oder Steinwolle festgestellte Wärmeleitzahl nennt oder die Wärmeleitzahl betriebsmäßig ausgeführter Isolierungen oder z. B. von drahtumflochtenen Isolierschnüren.

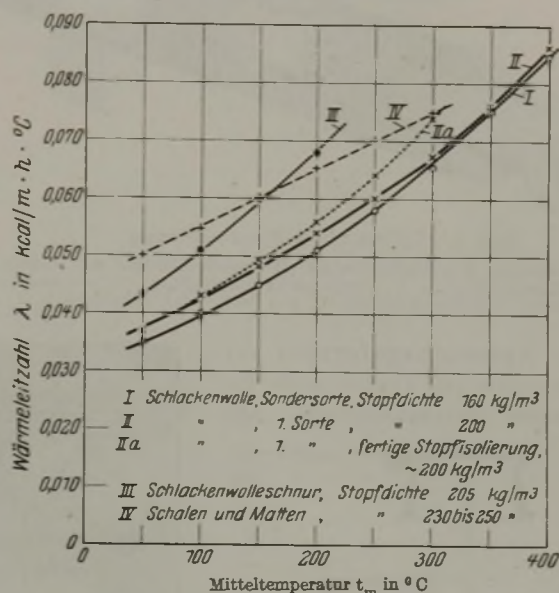


Bild 3. Wärmeleitzahlen von Schlackenwolle.

Bild 3 zeigt die Wärmeleitzahl reiner Schlackenwolle im Temperaturbereich von 50 bis 400° für Schlackenwolle, Sondergüte, bei einer Stopfdichte von 160 kg/m³ und von Schlackenwolle, 1. Sorte, bei einer Stopfdichte von 200 kg/m³, ferner von Schlackenwollschnur (205 kg/m³) und von Schalen und Matten aus Schlackenwolle (230 bis 250 kg/m³). Man erkennt deutlich den die Wärmeleitzahl erhöhenden Einfluß des Umhüllungsmittels bei den Schnüren und Matten (Kurven III und IV). Für Steinwolle können die gleichen Kurven zugrunde gelegt werden, da die einzelnen Meßpunkte innerhalb der selbstverständlichen Toleranz liegen. Die Kurven zeigen, daß einmal die Sonderart mit geringerer Stopfdichte (Kurve I) annähernd die gleichen Wärmeleitzahlen hat wie die 1. Sorte bei stärkerer Verdichtung (Kurve II). Danach ist es nur eine wirtschaftliche Frage, welcher von beiden Sorten man bei gleicher Dämmwirkung den Vorzug geben will. Weiterhin veranschaulichen die Kurven den mit steigender Temperatur deutlicher werdenden Einfluß der übrigen zur werkgerechten Anbringung einer Isolierung notwendigen Hilfsstoffe wie Abstandhalter, Umhüllungsdraht, Bindemittel usw. (Kurve II a). Schließlich deuten die Kurven an, daß eine Steigerung der Stopfdichte keine Erhöhung der Dämmwirkung bringt, vielmehr wird mit der bei Handstopfung — Maschinenarbeit gibt es nicht — vom Isolierer erreichbaren Stopfdichte von rd. 200 kg/m³ zugleich die beste Dämmwirkung erzielt. Ob sich noch weitere Verbesserungen der Wärmedämmung erreichen lassen, erscheint also sehr fraglich. Andererseits ist die Wärmeleitzahl die bestimmende Kenngröße für den wärmetechnischen Gebrauchswert der Schlackenwolle. Voraussetzungen für unveränderliche Wärmeleitzahl sind die Formbeständigkeit der Dämmschicht und eine gleichbleibende erschütterungssichere Stopfdichte, die nicht nur von der Beschaffenheit der Schlackenwolle und ihrem Gehalt an Schmelzperlen abhängen, sondern in mindestens

<sup>4)</sup> Arch. Eisenhüttenw. 13 (1939/40) S. 193/200 (Schlackenaussch. 28.)

<sup>5)</sup> Arch. Eisenhüttenw. 8 (1934/35) S. 181/86.

gleichem Maße auch von der Anlage der Rohrleitung und der Ausführung der fertigen Isolierung. Wird durch Erschütterungen oder sonstige Einflüsse eine glasartige Dämmschicht zermahlen oder zerrieben, so sackt sie zusammen, und die Dämmwirkung wird schlechter.

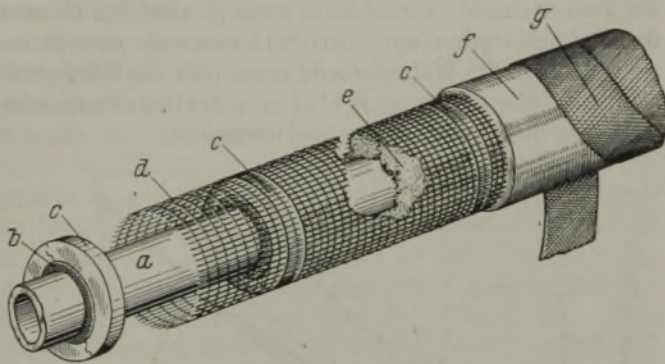


Bild 4. Aufbau einer Stopfisolierung.

a = Rohrleitung. b = Abstandhalter (Drahtgeflechttring). c = Abstandhalter (Kieselgurring). d = Drahtgeflechtumhüllung. e = Schlackenwolle. f = Hartmasseschale. g = Mull- oder Gazebinde.

Die Anwendungsformen der Schlackenwolle und Gesteinswolle für Isolierungen sind mannigfach. Alle

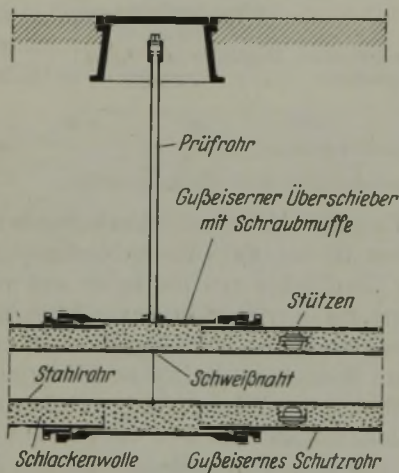


Bild 5. Verlegung von isolierten Dampf- und Heißwasserleitungen unmittelbar im Erdboden ohne Rohrkanal.

Isolierarbeiten mit Schlackenwolle können im Gegensatz zu Masseisierungen an der kalten Anlage vorgenommen werden, was nicht nur eine Verkürzung der Bauzeit, sondern auch eine Ersparnis an Brennstoff bedeutet. Die einfachste Verwendungsform ist die Stopfisolierung (Bild 4). Mit Hilfe von Abstandhaltern aus Draht, Flachstahl oder Kieselgurringen wird um die zu isolierende Rohrleitung ein Blechmantel oder ein Drahtgeflecht gebracht, der Zwischenraum wird mit Schlackenwolle in der vorgeschriebenen Stopfdichte ausgefüllt, daraufhin das Ganze, vor allen Dingen bei Drahtgeflechtumhüllung, mit einer Hartmasse versehen und durch eine Binde gegen mechanische Verletzungen gesichert.

Für erdverlegte, nicht in Kanälen angeordnete Leitungen ist eine starke Außenhülle erforderlich, die alle äußeren Kräfte aufnimmt und den Zutritt von Feuchtigkeit verhindert. Ein deutsches Werk hat in jüngster Zeit ein neues Verfahren entwickelt, nach dem es möglich ist, mit Schlackenwolle isolierte Leitungen unmittelbar im Erdboden zu verlegen (Bild 5) und wobei jeder Nässezutritt ausgeschlossen ist. Bei Fernheizleitungen bedeutet dies, daß die bisher üblichen gemauerten Kanäle

für die Leitungen in zahlreichen Fällen fortfallen können und damit die Wirtschaftlichkeit der Fernheizanlagen bedeutend gesteigert wird. Nach einem ähnlichen Verfahren ist auch die rd. 2 km lange Dampfleitung zum Reichssportfeld in Berlin mit Schlackenwolleisolierung verlegt worden. Die Stopfisolierung kann natürlich auch ohne weiteres zwischen zwei Wänden geschehen, wie z. B. beim Bau von Kühlchränken oder von Oefen. Bei Kühlchränken ist in diesem Falle Schlacken- und Gesteinswolle ohne Bitumenzusatz verwendbar, weil nach dem Zusammenbau der Luftzutritt zu der Isolierung unterbunden ist und sich somit hier auch kein Schwitzwasser niederschlagen kann.

Andere Anwendungsformen sind die Schnüre. Bild 6 zeigt die Herstellung der Schnüre. Die Schlackenwolle wird durch eine Reißvorrichtung zerpfückt, dann in einem Trichter auf die vorgesehene Dichte zusammengepreßt und gleichzeitig der Umspinnrichtung zugeführt. Die Schnüre werden mit verzinktem Blumendraht, für Sonderzwecke früher auch mit Jutegarn, umklöppelt und in Rollen an der Baustelle verwendet. Sehr viel verwendet man im

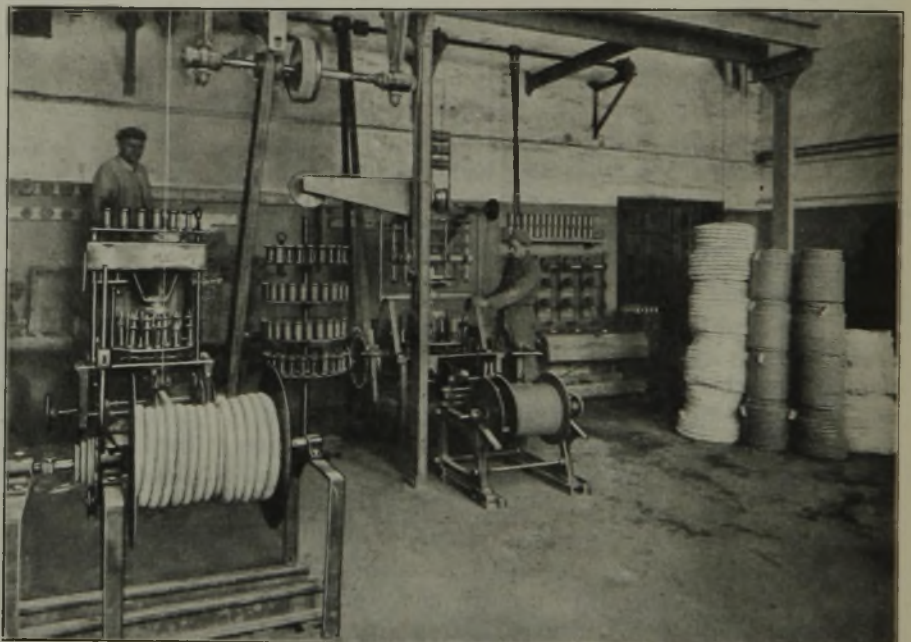


Bild 6. Herstellung von Schlackenwollenschnüren.

Isoliergewerbe auch fertige Matten, bei denen sich die Schlacken- oder Gesteinswolle zwischen Drahtgeflecht befindet. Bild 7 zeigt eine solche Isoliermatte für die Stirnwand eines Warmwasserheizkessels und tafelförmige Matten, die zu Schalen um die Rohrleitungen herumgebogen werden. Bild 8 zeigt ein anderes Anwendungsgebiet von Matten, aber auch der Stopfisolierung, nämlich als Isoliermittel bei Kesselwagen. In ähnlicher Weise wird Schlackenwolle auch im Schiffbau als Austauschstoff für Kork und Asbest verwendet. Auch hat sich Schlackenwolle hervorragend als Austauschstoff für Asbest z. B. an Zylinderköpfen der Dieselmotoren bewährt. Sehr große

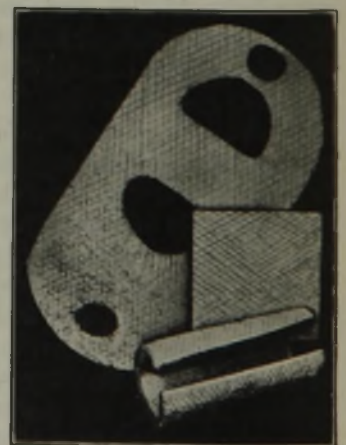


Bild 7. Isoliermatten für Kesselstirnwände und Rohrleitungen.

Mengen Schlackenwolle verbraucht auch die im Aufbau befindliche Mineralölindustrie an Stelle von Asbest.

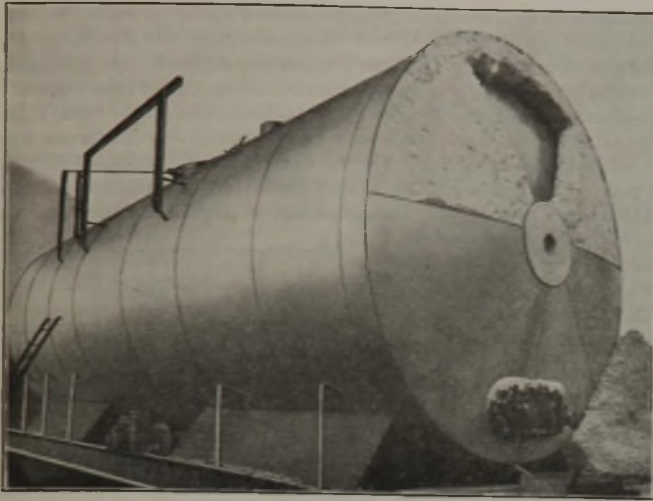


Bild 8.

Isolierung von Kesselwagen mit Matten und Stopfisolierung.

Bild 9 zeigt zu Tafeln und Formstücken gepreßte Schlackenwolle, die mit einem organischen Bindemittel versehen sind. Solche Schalen haben den Vorteil, daß sie sehr schnell verlegt werden können. Mit gutem Erfolg hat man in der Technik auch an Stelle von Asbestpappe Mineralwollepappen verwendet, d. h. die Schlackenwolle oder Gesteinswolle wird in der bekannten Weise als Füllstoff zu Papiermasse oder Pappenmasse, also Zellulose zugesetzt



Bild 9. Aus Schlackenwolle gepreßte Tafeln und Formstücke.

und daraus Papptafeln erzeugt. Diese finden als Dichtungen auf allen möglichen Gebieten Anwendung, ebenso in der Elektrotechnik als Isolierstoff, beispielsweise in Schaltgeräten. In diesem Zusammenhang sind auch Preßteile aus Kunstharz zu nennen, die bis 60 % Schlackenwolle enthalten. Mit Erfolg werden Schlacken- und Gesteinswolle auch als Bremsbeläge verwendet. Solange an der Reibungsfläche Temperaturen unter etwa 500° vorkommen, verwendet man Ferrosilikatwolle, bei höheren Temperaturen Magnesiumsilikatwolle. Der Aufbau des Bremsbandes weicht dabei von der üblichen Form ab.

Wenn auch nicht gerade für Hochtemperaturisolierung, so spielen doch auch Matten, bei denen die Schlackenwolle oder Gesteinswolle zwischen Papierbahnen versteppt ist, eine große Rolle. Sie werden hauptsächlich im Bauwesen verwendet, sei es als Zwischenlage unter Fußböden oder als Zwischenlage von Wänden. Im Bauwesen wird Schlacken-

wolle auch in loser Form als Schüttung zwischen Holzbalken in Decken verwendet. Leider ist die baupolizeiliche Zulassung für lose Schlackenwollschüttung nicht überall gegeben, sondern es werden die eben genannten Matten vorgeschrieben. Die großen Vorteile der Schlackenwolle im Bauwesen, wo übrigens die weniger hochwertige Bauwolle gut untergebracht werden kann, sind neben dem Wärme- und Kälteschutz auch noch die gute Schalldämmung. Nebenbei sei hier bemerkt, daß eine vollständige Verwendung der zwangsläufig mit entfallenden Bauwolle von wirtschaftlicher Bedeutung für die Schlackenwolleindustrie und die Voraussetzung für eine weitere Zunahme der Schlackenwolleerzeugung ist. Als Kälteschutzmittel, wo mit der Bildung von Schwitzwasser zu rechnen ist, findet Schlackenwolle Verwendung in Verbindung mit bituminösen Stoffen, aus denen man sehr leichte Isolierschalen oder Platten herstellt.

Abseits von der Verwendung als hitzebeständiger Stoff steht die Nutzbarmachung der Schlackenwolle als Dichtungsmittel. Muffenrohrleitungen hat man früher mit Hanfstrick abgedichtet und nach außen hin mit Blei verstemmt. Beide Stoffe sind Mangelstoffe, und es hat nicht an Versuchen gefehlt, diese Art der Dichtung durch andere zu ersetzen. Neben dem dichten Abschluß der Rohrverbindung soll aber eine solche Verstemmung so weit elastisch bleiben, daß das Rohr den (z. B. in Bergbaugebieten) häufigen Erdbewegungen nachgeben kann, ohne daß die Dichtigkeit der Verbindung in Frage gestellt wird. Auch hier hat sich Schlackenwolle als Helfer erwiesen. Mit Hilfe besonderer bituminöser Zusätze ist es möglich, eine Dichtung herzustellen, die in Streifen geliefert wird und sich zu einem völlig einheitlichen Körper verstemmen läßt, der in allen Fällen sowohl gut abdichtet als auch genügend elastisch bleibt. Vor allem verstemmen sich bei dieser Munddichtung die einzelnen Lagen völlig zu einem einheitlichen Körper zusammen, ähnlich wie bei Bleiwolle. Auch für die Dehnungsfugen von Betonstraßen und bei Straßenbahngleispflasterung verwendet man Schlackenwollelagen, die mit Bitumen vergossen werden.

Schlackenwolle und auch Gesteinswolle sind nicht etwa neue und noch wenig erprobte Austauschstoffe, sondern es liegen die Erfahrungen über einen Zeitraum von über 40 Jahren vor. Für die Bewährung spricht auch die Tatsache, daß in den Vereinigten Staaten und in Kanada, also den Ländern, die an sich über genügend Naturasbest verfügen, 71 Unternehmungen mit 82 Fabrikstätten bestehen, die Schlackenwolle, Gesteinswolle und Glaswolle erzeugen. Auch in Deutschland ist in den letzten Jahren ein Aufstieg zu verzeichnen, sowohl in der Zahl der Erzeugungstätten als auch in den erzeugten Mengen.

#### Zusammenfassung.

Unter den Erzeugnissen aus Hochofenschlacke nimmt die Schlackenwolle einen technisch und wirtschaftlich bedeutsamen Platz ein. Sie steht wertmäßig an erster Stelle und läßt sich auf den verschiedensten Gebieten der Technik und des Bauwesens einsetzen. Der Schlackenwolle sehr ähnlich ist die in Nordamerika stark verbreitete Gesteinswolle. Nach einer kurzen Darstellung der Erzeugung und der Eigenschaften von Schlacken- und Gesteinswolle wird ein Ueberblick über die zahlreichen Verwendungsmöglichkeiten gegeben. An erster Stelle steht die Anwendung als Wärmeschutzmittel. Aber auch im Bauwesen und in der Elektrotechnik sowie als Dichtungsmittel wird Schlackenwolle in steigendem Maße als Austauschstoff und als neuartiger Werkstoff verwendet.

## Umschau.

## Metallurgische Einflüsse beim Erwärmen und Walzen von Stahlblöcken.

E. E. Callinan und G. Soler<sup>1)</sup> beschäftigen sich mit grundsätzlichen Einflüssen, die bei der Erwärmung von Stahlblöcken vom metallurgischen Standpunkt aus zu beachten sind.

Die richtigen Ziehtemperaturen aus dem Tiefofen sind im allgemeinen auch bei legierten Stählen vom Kohlenstoffgehalt abhängig, wie *Bild 1* zeigt. In dieser Abbildung sind sowohl unlegierte Stähle als auch Nickel-, Nickel-Molybdän-, Nickel-Chrom-, Mangan-, Chrom-, Chrom-Molybdän-, Chrom-Vanadin- und Chrom-Nickel-Molybdän-Stähle sowie korrosions- und hitzebeständige Stähle erfaßt. Wenn legierte Stähle außerhalb dieses Streufeldes erwärmt werden müssen, so liegt die Ursache im besonderen Verhalten dieser Stähle und nicht in einer größeren Veränderung des Erstarrungsbereiches durch den Legierungszusatz. So vertragen z. B. Stähle mit 18 % Cr und 8 % Ni etwas höhere Erhitzungstemperaturen (*Bild 1*),

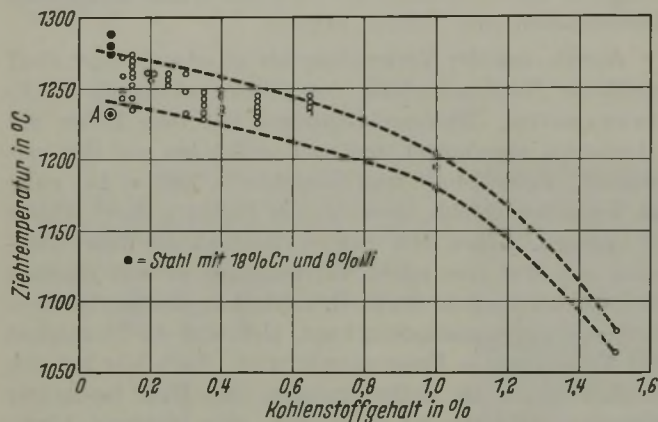


Bild 1. Ziehtemperaturen aus dem Tiefofen von unlegierten und legierten Stählen in Abhängigkeit vom Kohlenstoffgehalt.

während ein Stahl mit 0,08 % C, 18 % Cr, 11 % Ni und 0,87 % Nb (Punkt A) wegen drahtähnlicher Stengelkristalle, die schwache Stellen in den Korngrenzen verursachen, bei niedrigeren Temperaturen gezogen werden muß; die Blöcke würden sonst beim Walzen auseinanderbrechen. Die Erwärmungstemperatur für den Stahl mit 1,5 % C ist auffallend niedrig. Es handelt sich hier um einen graphitischen Stahl mit 0,7 bis 0,9 % Si, der sich schwer walzen läßt. Wenn die Temperatur nur wenig überschritten wird, brechen die Blöcke in der Walze auseinander; beim Unterschreiten dieses engen Temperaturbereichs dagegen sind die Blöcke zu hart.

Beim Erwärmen von legierten Stählen ist zu beachten, daß mit zunehmendem Legierungsgehalt im allgemeinen die Wärmeleitfähigkeit abnimmt, und zwar bei z. B. 20 % Ni von 0,410 auf 0,175 oder bei 20 % Cr auf 0,179 W/cm<sup>2</sup> C. Infolge der Abnahme der Wärmeleitfähigkeit erfordern legierte Stähle längere Erhitzungszeiten. Außerdem ergibt sich bei Stählen mit kleinerer Wärmeleitfähigkeit ein größerer Temperaturunterschied zwischen Rand- und Kernzone des Blockes, der zu schädlichen Spannungen führen kann. Die Vergrößerung des Temperaturunterschiedes und die notwendige Verlängerung der Erhitzungszeit wird an rechnerisch ermittelten Zeit-Temperatur-Kurven für die Oberfläche und den Kern eines Zylinders mit 480 mm Dmr. bei zwei verschiedenen Werten für die Wärmeleitfähigkeit gezeigt. Die Abhängigkeit der Wärmeleitfähigkeit von der Temperatur wurde dabei nicht berücksichtigt, so daß den Ergebnissen eine unmittelbare praktische Bedeutung nicht zukommt. Die Verfasser sind ferner der Ansicht, daß sich bei einem Vergleich der Oberflächentemperaturen zweier Stähle mit verschiedener Wärmeleitfähigkeit, jedoch unter sonst vollkommen gleichen Bedingungen, beim Stahl mit geringerer Wärmeleitfähigkeit immer eine höhere Oberflächentemperatur ergeben wird. Es sind daher vor allem hochlegierte Stähle für Ueberhitzungs- oder Verbrennungserscheinungen besonders bei Oefen ohne genaue Ueberwachung empfänglicher.

Die Oberflächenbeschaffenheit des gewalzten Halbzeuges ist in starkem Maße von der „Haltezeit“ im Tiefofen abhängig, wie *Bild 2* an drei Schmelzen eines Stahles mit 18 % Cr und 8 % Ni zeigt. Es handelt sich bei diesen Ergebnissen um das Erzeugnis eines Tiefofens mit vollständig

selbsttätiger Regelung. Unter Haltezeit wird dabei die Zeit verstanden, von der an die Brennstoffzufuhr nicht mehr wesentlich über der erforderlichen Mindestmenge zur Deckung der Wärmeverluste liegt, bis zum Beginn des Ziehens. Die gezeigten Ergebnisse beziehen sich auf Blöcke, deren Oberflächen vor der Tiefofenbehandlung gleichwertig waren. Die Zeit vom Ende des Gießens bis zum Ende der Beschickung des Tiefofens war in allen Fällen praktisch gleich, der größte Unterschied betrug 5 min. Für die Beurteilung der Oberflächenbeschaffenheit des Halbzeuges wurde die handgemeißelte Stahlmenge in Tonnen je Mann und Stunde herangezogen. Die Schmelze links in *Bild 2* wurde nicht lange auf Temperatur gehalten und ergab die schlechteste Oberfläche; hier war die größte Meißelarbeit erforderlich. Diese Schmelze wurde auf eine höhere Temperatur erwärmt als die beiden anderen, ohne daß jedoch Anzeichen von Ueberhitzung oder Verbrennung vorhanden waren. Es ergibt sich daraus, daß auch bei so hohen Legierungsgehalten besonders hohe Ziehtemperaturen nicht erforderlich sind.

Weitere Untersuchungen an Stählen mit 0,40 % C, 1,5 % Si, 5 % Cr und 0,55 % Mo sowie mit 0,15 % C und 5 % Ni bestätigen diese Ergebnisse. Wichtig für die Oberflächenbeschaffenheit ist auch, daß eine Ziehtemperatur erreicht wird, die dem Kohlenstoffgehalt entspricht. Bei niedrigeren Ziehtemperaturen wird die Oberflächenbeschaffenheit schlechter. Bei einem Stahl mit 0,40 % C, 1 % Cr und 0,20 % Mo ist der Einfluß der Haltezeit anscheinend besonders groß. Bei einem unlegierten Stahl mit etwa 1 % C soll die Haltezeit nicht wesentlich über 1 bis 2 h betragen, weil sonst wegen übermäßiger Zunderbildung die Oberfläche des Halbzeuges verschlechtert wird.

Eine Reihe anderer Einflüsse wirkt ebenfalls auf die Oberflächenbeschaffenheit. Blöcke mit großen Zeilenkristallen müssen besonders vorsichtig ausgewalzt werden. Außerdem ist wichtig, in welchem Zustand sich der Stahl beim Walzen befindet. In rein austenitischem oder rein ferritischem Zustand kann zufriedenstellend gewalzt werden. Dagegen können sich bei gemischten Phasen Schwierigkeiten ergeben. Gehalte von Kupfer, Zinn, Arsen, Antimon und Schwefel können zu Rotbruch führen. Fehler beim Gießen, wie z. B. unsaubere Kokillen oder Spritzer, führen zu schlechten Oberflächen. Auch die Gießgeschwindigkeit ist von Einfluß. Die Verfasser führen als Beispiel einen Fall an, bei welchem durch Vergrößerung der Ausgüsse von 32 auf 38 mm Dmr. der Durchsatz in der Knüppelputzerei auf das Doppelte gesteigert, d. h. also, daß durch die Vergrößerung der Gießgeschwindigkeit die Oberfläche der Blöcke erheblich verbessert wurde. Alle übrigen Einflüsse wurden bei dieser Untersuchung soweit als möglich gleichgehalten.

Auch die Abkühlung des Stahles nach dem Walzen kann die Bearbeitungskosten für die Oberfläche beeinflussen. Es können sich bei zu rascher Abkühlung bei empfindlichen Stählen Risse und Sprünge bilden, oder der Stahl kann so hart werden, daß die Meißelarbeit dadurch verteuert wird.

In diesem Zusammenhang sei auch über den Einfluß der chemischen Zusammensetzung auf die Eigenschaften bei der Warmverarbeitung und auf die Oberflächenbeschaffenheit von beruhigtem Stahl nach einer Arbeit von G. Soler<sup>2)</sup> berichtet.

Einleitend werden allgemeine Betrachtungen über den Einfluß der chemischen Zusammensetzung, der Desoxydation und der nichtmetallischen Einschlüsse auf die Erstarrung, die Erstarrungstextur sowie auf die Seigerungen und auf die Eigen-

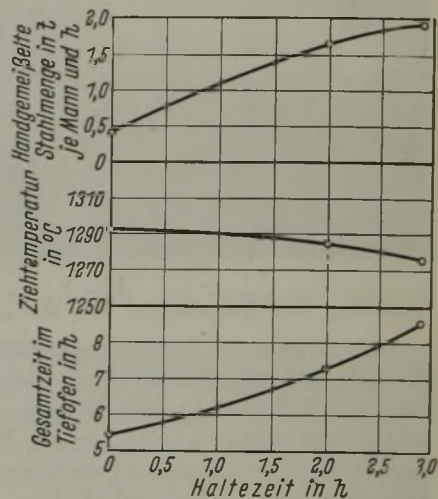


Bild 2. Einfluß der Haltezeit im Tiefofen auf die Oberflächenbeschaffenheit von Stahlblöcken mit 18 % Cr und 8 % Ni.

<sup>1)</sup> Iron Steel Engr. 17 (1940) Nr. 4, S. 48/57.

<sup>2)</sup> Amer. Inst. min. metallurg. Engrs., Techn. Publ. 1262, Metals Techn. 7 (1940) Nr. 8, 19 S.

schaften bei der Warmverarbeitung angestellt. Bei einem Chrom-Molybdän-Titan-Stahl entstanden wegen nichtmetallischer Einschlüsse beim Lochn Risse an der Innenseite des Rohres. Die Entfernung von nichtmetallischen Einschlüssen und von Gasen (Kohlenoxyd, Wasserstoff, Stickstoff) wird durch Dünflüssigkeit des Stahles begünstigt. Chromstähle sind beim Gießen besonders träge.

Der Verformungswiderstand sinkt für alle Stähle rasch, wenn die Temperatur zunimmt. Dagegen mag eine niedrige Temperatur erwünscht sein, um die Abmessungen zu halten und die Zunderbildung und Entkohlung zu verringern. Bei niedrigen Temperaturen (unter 870°) haben die Stähle mit hohem Kohlenstoffgehalt einen größeren Verformungswiderstand als niedriggekohlte Stähle. Bei höheren Temperaturen kann dies umgekehrt sein. Für die üblichen Walztemperaturen steigt der Verformungswiderstand mit zunehmendem Kohlenstoffgehalt. Dieses Zunehmen des Verformungswiderstandes wird noch dadurch vergrößert, daß mit steigendem Kohlenstoffgehalt die Walztemperatur zurückgeht. Die austenitischen Stähle haben den mehrfachen Verformungswiderstand von unlegierten Stählen. Wenn bei zu niedrigen Temperaturen gewalzt wird, kann der Verformungswiderstand größer sein als der Widerstand gegen das Reißen.

Auch die Breitung der Stähle wird von der chemischen Zusammensetzung beeinflusst. Unter sonst gleichen Bedingungen (Walzgeschwindigkeit, Temperatur, Walzdurchmesser u. dgl.) zeigen ferritische Chromstähle und siliziumreicher Transformatorstahl die größte Breitung der üblichen legierten Stähle. Die Voreilung nimmt bei unlegierten Stählen mit steigender Walztemperatur nur wenig, bei hochlegierten Stählen dagegen merklich ab.

Bei den Warmverarbeitungstemperaturen befinden sich die meisten Stähle im Gammagebiet. Bei chromreichen Stählen kann auch Ferrit (Deltaeisen) vorliegen. Außerdem können Mischgefüge, bestehend aus Gamma- und Deltaeisen, vorkommen, es können aber auch nicht aufgelöste Karbide und nichtmetallische Einschlüsse anwesend sein. Mischgefüge haben im allgemeinen schlechte Warmverarbeitungseigenschaften zur Folge. Als Beispiel wird die schlechte Lochbarkeit eines titanhaltigen Stahles mit 18 % Cr und 8 % Ni bei Temperaturen angeführt, bei denen neben Gammaeisen auch Deltaeisen vorhanden ist, während im Temperaturbereich des Austenits die Verarbeitung keine Schwierigkeiten bereitet.

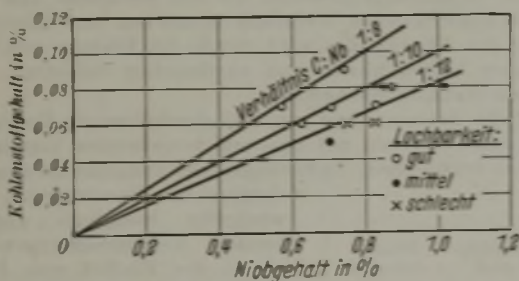


Bild 3. Einfluß des Kohlenstoff- und Niobgehalts auf die Lochbarkeit eines Stahles mit 18 % Cr und 12 % Ni.

Bild 3 zeigt Untersuchungsergebnisse über das Lochn von Stählen mit 18 % Cr und 12 % Ni bei verschiedenen Kohlenstoff- und Niobgehalten. Wenn das Verhältnis von Niob zu Kohlenstoff 12 : 1 übersteigt, ergibt sich eine schlechte Lochbarkeit. Der Verfasser führt dies darauf zurück, daß bis zu diesem Verhältnis das gesamte Niob an Kohlenstoff gebunden ist, während sich bei höheren Niobgehalten, bei schlechter Lochbarkeit also, das überschüssige Niob an Sauerstoff zu Nioboxyd bindet.

Die chemische Zusammensetzung beeinflusst auch die zulässige Erhitzungs- und Abkühlungsgeschwindigkeit der Stähle sowie die Zunderbildung und die Oberflächenentkohlung. Das Ausmaß der Zunderbildung in der kurzen Zeit, die für die Erhitzung zur Warmverarbeitung erforderlich ist, ändert sich bei den verschiedenen legierten Stählen nicht wesentlich. Dagegen ist das Anhaften des Zunders und seine Fähigkeit, beim Walzen oder Schmieden abzublättern, von Bedeutung. Fest anhaftender Zunder ist kennzeichnend für Nickelstähle. Die Oberflächenentkohlung wird bei den Temperaturen der Warmverarbeitung durch Chrom, Titan und Vanadin vermindert und durch Nickel und Molybdän vergrößert. Sie kann außerdem durch Zeit, Temperatur und Ofenatmosphäre in starkem Maße beeinflusst werden.

Kennzeichnend für die amerikanischen Edelstahlbetriebe, in denen die Verfasser tätig sind, ist, daß dort hochlegierte

Stähle in großen Blöcken vergossen und vom Stahlwerk warm in Tiefofen übergeben werden, während in den deutschen Edelstahlwerken noch der kleine Block und Kalteinsatz in Stoßöfen vorherrscht.

Fritz Anke und Karl Svoboda.

### Zyklonartiger Gaswäscher.

Die Verbindung eines mechanischen Gaswäschers mit der bekannten Zyklonbauart hat sich nach R. V. Kleinschmidt und A. W. Anthony jr.<sup>1)</sup> bei der Entstaubung und Reinigung von verschiedenen Industriegasen gut bewährt. Dieser Sprühwäscher soll sich wegen seines hohen Wirkungsgrades und der niedrigen Betriebskosten besonders zur Entstaubung von Kesselabgasen sowie zur Entteerung eignen. Aber auch zur Kühlung und Vorreinigung von Hochofengas soll der Wäscher mit gutem Erfolg verwendet worden sein. Er besteht aus einer zylindrischen Kammer mit tangentiallem Gaseintritt (ähnlich wie bei einem Wirbler) im unteren Teil des Wäschers und einem zentralen Gasaustritt in der Kammerachse oben im Kammerdeckel.

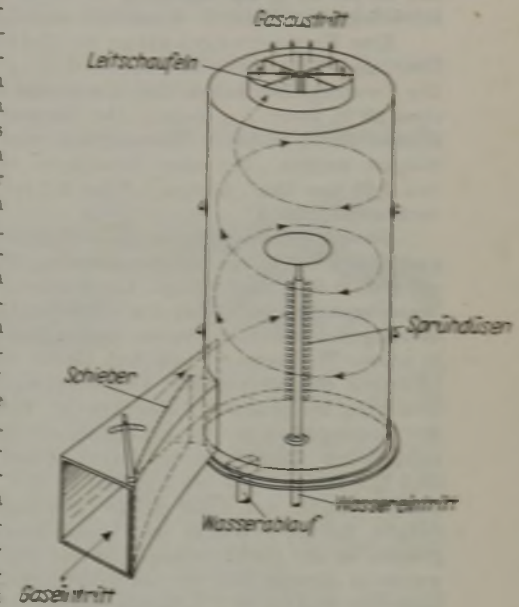


Bild 1. Zyklon-Sprühwäscher.

Im unteren Wäscher teil unmittelbar dem Gaseintritt gegenüber befinden sich zahlreiche Sprühdüsen, die etwa bis zur halben Kammerhöhe reichen (Bild 1). Die mit Wasser beschwerten Staubteilchen werden durch die tangentielle Bewegung des Gasstromes an die Kammerwände geschleudert und fließen nach unten ab.

An einer Versuchsanlage wurden umfangreiche Untersuchungen mit mehreren Sprühdüsen zur Ermittlung von Größe und Sprühfläche der Wassertropfen sowie mit verschiedenen Staubarten durchgeführt, die nach Art und Korngröße wie folgt aufgeteilt werden:

Gewaschener Giedereisand	µ	300 bis 300
Staubkohle	µ	400 bis 10
Sand aus Flotation	µ	400 bis 25
Schlämische Erdschlamm aus Flotation	µ	300 bis 4
Gießereistaub	µ	300 bis 1
Zementstaub	µ	160 bis 10
Metallurgische Staube oder Nebel	µ	100 bis 0,1
Flugasche	µ	80 bis 3
Zinkstaub (kondensiert)	µ	20 bis 1,5
Schwefelsäurenebel	µ	10 bis 1
Staubteilchen (Silikose verursachend)	µ	10 bis 0,2
Alkalinebel	µ	5 bis 1
Schwefeltrioxydnebel	µ	3 bis 0,5
Zinkoxydrauch	µ	3 bis 0,03
Öelrauch	µ	1 bis 0,03
Normale Verunreinigungen der Luft	µ	1 bis 0,01

Die Betriebsergebnisse einer Versuchsanlage lassen sich jedoch nicht auf die Ergebnisse einer Großanlage übertragen, da z. B. ein Sprühwäscher von 90 mm Dmr. fünfmal soviel Wasser zur Gaswaschung erfordert wie eine Groseinheit von 4.60 m Dmr. gleichen Wirkungsgrades.

Besondere Maßnahmen erfordern Wäscher für saurehaltige Gase, da sie mit säure- und korrosionsfesten Stoffen ausgekleidet sein müssen. In diesen Einheiten werden Gas-mengen von 1700 bis 10 000 Betriebs-m<sup>3</sup>/h behandelt mit Gasgeschwindigkeiten von 0,5 bis 2,5 m/s (bei 15°). Schwierig ist die Wahl des Düsenwerkstoffes, da wegen der feinen Zerstäubung hohe Wasserdrücke gewählt werden müssen. Billig und vor allem bei Gegenwart von Säuren zweckmäßig erwies sich eine keramische Düse, die aber gegen Stoß usw. empfindlich ist; Messing ist nur bei reinem Wasser und niedrigen Drücken brauchbar; Hartgummi widersteht verdünnten fluorhaltigen Verbindungen bei niedrigen Wasserdrücken.

Um trockenen Staub zu gewinnen, werden zwei Abscheider miteinander vereinigt: Ein Kühler für das heiße Gas, in dem der Staub trocken anfällt, und ein nachgeschalteter Zyklonwäscher.

<sup>1)</sup> Trans. Amer. Soc. mech. Engrs. 63 (1941) S. 349/57.

Ein weitverbreitetes Anwendungsgebiet hat dieser Wäscher in den Vereinigten Staaten bei der Flugaschebeseitigung aus Kesselabgasen gefunden: Eine Anlage für eine Stundenleistung von 125 000 m<sup>3</sup> (bei 270°) erreichte mit 90 Zentrifugal-Spritzdüsen von 4,75 mm Dmr. Entstaubungsgrade von 80 bis 82 %. Bei 180 Düsen von 1,6 mm Dmr. wurde bei gleichem Wasserdruck der Entstaubungsgrad auf 88 % gesteigert und bei 270 Düsen auf 93 %.

Wenn keine Korrosion zu befürchten ist, können unlegierte Stahlbleche verwendet werden, wobei die Anlagekosten für Wäscher, Pumpe, Rohrleitung und Düsen etwa 4,4 bis 6,2 \$/m<sup>3</sup>h gereinigtes Gas betragen. Bei Anlagen, die vor Korrosion geschützt werden müssen, liegen die Anlagekosten etwa doppelt so hoch.

Bei der Wiedergewinnung von Schwefeldioxyd kann man mit 90 bis 95 % Auswaschung rechnen, ohne daß die Gesamtbetriebskosten dadurch wesentlich ansteigen.

Eine Entteerungsanlage mit Zyklonwäscher von 2,44 m Dmr. und 20 m Höhe hat eine Leistung von rd. 50 000 m<sup>3</sup>/h. Die Teertröpfchen haben eine Korngröße von etwa 10 µ, wovon etwa 89 % unter 2 µ liegen. Der Entteerungsgrad der Anlage konnte durch höheren Wasserdruck von 65 % auf 80 % gesteigert werden. Bei einer derartigen Anlage mit 335 Düsen von 0,94 mm Dmr. wurden 1,6 bis 2,1 m<sup>3</sup> Wasser/1000 m<sup>3</sup> Gas verbraucht.

Besonders schwierig ist die Reinigung von Hochofengas, dessen Vorreinigung in Staubsäcken, Wirblern oder Wäschern auf etwa 0,50 g/Nm<sup>3</sup> erfolgt. Zur Kühlung sind außerdem große Wassermengen von 2,7 bis 4 m<sup>3</sup>/1000 Nm<sup>3</sup> Gas erforderlich. Die bisherigen Versuchsergebnisse stellen den Sprüh-Zyklonwäscher in seiner Wirksamkeit zwischen Grob- und Feinreinigung mit niedrigen Stromkosten für Druckverlustausgleich und Wasserförderung bei geringen Anlagekosten. Eine Betriebsanlage mit 500 Messingdüsen für die Reinigung von 33 % der im Hochofen anfallenden Gichtgasmenge ergab einen Reinheitsgrad von 99,5 %. Das mit 5,7 bis 7 g/Nm<sup>3</sup> in den Wäscher eintretende Rohgas wurde auf 0,028 g/Nm<sup>3</sup> gereinigt. Bei Hochofenstörungen infolge Stürzens der Beschickung entstanden Staubgehalte an der Gicht zwischen 34 und 58 g/Nm<sup>3</sup>. Die Reinigung wurde in diesem Fall nur auf 0,156 g/Nm<sup>3</sup> gebracht, was aber immerhin 99,5 bis 99,7 % Reinheitsgrad entspricht. Der Wasserverbrauch betrug 2,26 m<sup>3</sup>/1000 Nm<sup>3</sup> Gas.

Auch in der chemischen Industrie soll der Sprüh-Zyklonwäscher schon eine gewisse Verbreitung gefunden haben, z. B. zur Niederschlagung von Soda mit beachtenswerten Beimengungen von Schwefeldi- und -trioxyd. Jedoch sind gerade die Sodateilchen außerordentlich feinkörnig. Es werden etwa 96 bis 99 % der in den Gasen enthaltenen schwefligen Säure im Wäscher absorbiert, bei Entstaubungsgraden von 85 bis 90 %.

Zahlentafel 1 enthält Betriebsergebnisse verschiedener Anlagen.

Zahlentafel 1. Ergebnisse mit dem Sprühwäscher.

Anlage	Leistung m <sup>3</sup> /h	Staubgehalt		Wäscher		Druckverlust mm WS	Wirkungs- grad %	Wasser- verbrauch m <sup>3</sup> /1000 m <sup>3</sup>
		im Rohgas g/m <sup>3</sup>	Korngröße µ	Dmr. m	Höhe m			
Chemische Abgase . .	340	39	0,5 bis 3,5	0,30	1,83	228	94	1,33
Teernebel . . . . .	340	4,5 bis 7	0,1 bis 2	0,30	1,83	228	91	1,33 bis 4
Chemische Abgase . .	3 400	5,3	0,2 bis 2	0,91	9,14	102	65	0,8
Teernebel . . . . .	8 500	4,5 bis 7	0,1 bis 2	1,22	3,66	127 bis 305	50 bis 75	0,66 bis 2
Teernebel . . . . .	42 500	0,04 bis 0,06	0,1 bis 2	2,44	6,10	76	65 bis 80	0,4 bis 0,6
Kesselflugasche . . .	76 500	0,5 bis 6	2 bis 5	3,15	6,10	20 bis 38	82 bis 95	0,25 bis 0,4
Hochöfengas . . . . .	85 000	6	—	3,66	18,30	228	99	2,3

Eine Abwandlung des Wäschers arbeitet mit einem nach innen zur Achse zu gerichteten spiralförmigen Gasweg: Das Gas tritt oben in das Gehäuse ein und nach Durchgang durch die Spirale in der Achse wieder aus. Diese Bauart soll vor allem zur Absorption von Ammoniakwasser, von Wasserstoff in schwach alkalischer Lösung, von Benzoldämpfen in Waschöl usw. Verwendung finden.

Kurt Guthmann.

### Sondertagung für Schweißtechnik in Hannover.

Das Gauamt für Technik der NSDAP. und die Gauverwaltung des NSBDT., Gau Südhannover-Braunschweig, die Deutsche Gesellschaft für Elektroschweißung, e. V., der Hannoversche Bezirksverein deutscher Ingenieure im NSBDT., das Institut für Werkstoffkunde und Schweißtechnik der Technischen Hochschule Hannover, der Deutsche Verband für Schweißtechnik und Azetylen, der Verband deutscher Elektrotechniker, e. V., im NSBDT. und der VDI-Fachausschuß für Schweißtechnik laden ein zu einer schweißtechnischen Sondertagung: „Maschinen und Geräte der Schweißtechnik“, am Mittwoch, dem 26. Mai 1943, 9.30 Uhr, im Aerztehaus zu Hannover, Hildesheimer Straße 23.

## Archiv für das Eisenhüttenwesen.

### Zur Bestimmung des metallischen Eisens in Schlacken.

Nach Erich Stengel<sup>1)</sup> versagt das Quecksilberchloridverfahren zur Bestimmung des metallischen Eisens bei seiner Anwendung auf basische Schlacken. Ersetzt man aber das Wasser als Lösungsmittel durch Alkohol, so ist das Verfahren für gewisse basische Schlacken brauchbar. Eine Arbeitsvorschrift wird angeben.

### Beitrag zur Erforschung der Vorgänge beim Verschleiß.

Richard Mailänder und Kurt Dies<sup>2)</sup> berichten über grundsätzliche Verschleißuntersuchungen an dem Reibpaar Weicheisenprobe—gehärtete Chromstahlgegenscheibe bei rein gleitender trockener Reibung. Bei diesen Versuchsbedingungen nimmt der Verschleiß mit steigender Flächenpressung nicht verhältnismäßig zu, sondern weist einen ausgeprägten Höchst- und Tiefstwert auf. Diese Unstetigkeit in der Verschleißkurve deutet auf einen Uebergang von einer Verschleißart zu einer anderen hin. Die Verschiedenartigkeit der Einwirkungen spiegelt sich auch in dem Verlauf der Temperatur-Belastungs-Kurven, dem Aussehen der Verschleißfläche, der Zusammensetzung des Verschleißstaubes und dem Gefüge der veränderten Werkstoffschicht wider. Verschleißkurven mit un stetigem Verlauf wurden außer bei der Prüfung in feuchter Luft auch bei Versuchen in technisch reinem Stickstoff und Wasserstoff erhalten. Stetig ansteigende Verschleißkurven ergaben sich bei der Prüfung in trockener Luft, in verdünnter Luft und in technisch reinem Sauerstoff. Die Erscheinung eines Verschleißgrößt- und -kleinstwertes ist demnach in starkem Maße von den chemischen Grenzflächenvorgängen und dem umgebenden Mittel abhängig.

Die Vorgänge bei der trockenen gleitenden Reibung können demnach auf Grund rein mechanischer Betrachtungen allein nicht ausreichend dargestellt und verstanden werden. Beim Verschleiß spielen in der Hauptsache mechanische und chemisch-physikalische Vorgänge eine Rolle. In manchen Fällen scheint es sogar so zu sein, daß die chemischen Einflüsse die mechanischen bei weitem überwiegen, so daß der Abnutzungswiderstand oftmals in gar keinem Zusammenhang mehr mit dem ursprünglichen Aufbau des Werkstoffes und seinen mechanischen Gütewerten zu stehen scheint.

Die analytische Untersuchung des Verschleißstaubes und der Verschleißflächen läßt den Schluß zu, daß die Abnutzung im Gebiet des Verschleißgrößtwertes als am wenigsten von den chemischen Einwirkungen beeinflusst anzusehen ist. Eine Verminderung des Verschleißes wird durch die Bildung von sehr dünnen, aber harten nitrid- und oxydreichen Schichten, den sogenannten Blankstellen, bewirkt.

Aehnliche Erscheinungen wie bei gleichförmiger Bewegung sind auch bei Versuchen mit hin- und hergehender Verschleißbewegung zu beobachten. Unter Zugrundelegung des als von den chemischen Einwirkungen am wenigsten beeinflusst anzusehenden Verschleißhöchstwertes wurde der Einfluß von Härte und Gefüge an unlegierten Stählen untersucht. Es ergab sich, daß bei gleicher Wärmebehandlung und gleichartigem Gefüge der Verschleiß mit steigender Härte und steigendem Kohlenstoffgehalt abnimmt. Zunehmende Abschreckgeschwindigkeit

ergab abnehmende Verschleißhöchstwerte bei wachsender Härte. Martensitisches Gefüge hat einen guten Verschleißwiderstand. Bei perlitischer Ausbildung des Gefüges verhält sich der lamellare Perlit wesentlich besser als der körnige.

### Die Reiboxydation als chemisch-mechanischer Vorgang.

Kurt Dies<sup>3)</sup> stellte mit einer besonderen Vorrichtung größere Mengen Reiboxyd von verschiedenartigen Werkstoffpaaren (Schwer- und Leichtmetalle, Kunstharzpreßstoff) her, untersuchte sie auf ihre chemische Zusammensetzung und prüfte den Einfluß verschiedener Werkstoffzusammensetzungen auf die Größe des bei der Reiboxydation auftretenden Verschleißes. Die Abnutzung von Werkstoffpaaren steht beim Auftreten von Reib-

<sup>1)</sup> Arch. Eisenhüttenw. 16 (1942/43) S. 381/84 (Chem.-Aussch. 157).

<sup>2)</sup> Arch. Eisenhüttenw. 16 (1942/43) S. 385/98 (Werkstoff-aussch. 623).

<sup>3)</sup> Arch. Eisenhüttenw. 16 (1942/43) S. 399/407 (Werkstoff-aussch. 624).



oxydation nicht immer in einem unmittelbaren Zusammenhang mit ihrer Härte, sondern ist hauptsächlich durch die Härte und Haftfähigkeit der entstehenden Abnutzungserzeugnisse bedingt. Beim Reiben von Aluminium wurde die Entstehung von Korund sowohl röntgenographisch als auch analytisch nachgewiesen. Infolge der hohen Härte des Korunds werden gehärtete Stähle und selbst Sinterhartmetall sehr stark angegriffen. Hohe Angriffsfähigkeit haben ferner austenitischer Chrom-Nickel-Stahl und Kunstharzpreßstoff. Günstiges Verhalten zeigten von den untersuchten Werkstoffen Elektron, Kupfer und Zink. Auf die Möglichkeit der Entstehung von Korund bei Verwendung von Aluminiumkolben in Verbrennungsmotoren wird hingewiesen. Bei Abwesenheit von Sauerstoff, z. B. durch einwandfreie Schmierung, kann keine Reiboxydation auftreten.

#### Der Temperaturverlauf bei Verschleißversuchen mit großer Flächenpressung.

Von Erich Siebel und Robert Kobitzsch<sup>1)</sup> wurden Trockenlauf-Verschleißversuche mit verschiedenen Reibpaarungen bei einer Gleitgeschwindigkeit von über 3 m/s und Flächenpressungen bis über 1000 kg/cm<sup>2</sup> durchgeführt und die dabei auftretenden Reibungszahlen und Temperaturen gemessen. Die aus der gemessenen Reibungsleistung sich ergebende Temperaturverteilung und der zeitliche Temperaturverlauf wurden außerdem durch Rechnung verfolgt.

Während die Temperatur an den Gleitflächen bei der Reibpaarung Kupfer—Stahl während der ganzen Versuchsdauer von 16 s stetig anstieg und um so höhere Werte erreichte, je größer die Flächenpressung gewählt wurde, wurde bei den Werkstoffpaarungen Zink—Stahl und Bakelit—Stahl eine bestimmte Grenztemperatur nicht überschritten. Bei Erreichung dieser Grenztemperatur konnte ein starkes Sinken der Reibungszahl beobachtet werden, was bei der Reibpaarung Zink—Stahl auf das Auftreten der flüssigen Phase, bei der Reibpaarung Bakelit—Stahl aber auf eine Zersetzung des Kunststoffes zurückzuführen ist. Die berechnete Temperaturverteilung läßt erkennen, daß der Schmelzpunkt oder die Zersetzungstemperatur bei diesen Reibpaarungen nur in einer dünnen Schicht an den Gleitflächen erreicht wird, in welcher die Abtragung der Gegenprobe erfolgt, während an den Stahlproben kein Verschleiß beobachtet wurde.

#### Magnetische Sättigungsmessungen und ihre Anwendung bei Aufgaben der Eisenhüttenkunde.

Karl Mathieu<sup>2)</sup> beschreibt eine neue magnetische Pendelwaage, bei der die Magnetisierung durch Ausschlagsmessungen bestimmt wird. Die erreichte Meßgenauigkeit ist 0,5 % der zu bestimmenden Magnetisierung. Magnetisierungsänderungen können mit zehnfach höherer Genauigkeit gemessen werden.

Die Anwendung der magnetischen Waage wird an folgenden Beispielen erläutert: Die Bestimmung des Karbidgehaltes in unlegierten Stählen, des Ferritgehaltes in Nickel- und Chrom-Nickel-Stählen, die Temperatur-Magnetisierungs-Kurve mit den Umwandlungspunkten des Eisens, einer Eisen-Mangan- und einer Eisen-Nickel-Legierung zwischen -150 und +1000°, der Reaktionsablauf bei der Reduktion von Eisenoxiden, die Bestimmung der Sättigungsmagnetisierung von Eisenoxyduloxyd, die Bildung der Eisen-Niob-Verbindung beim Anlassen von Niobstählen.

#### Theorie der Härte zäher Werkstoffe auf plastizitätstheoretischer Grundlage.

Durch eine sinngemäße Erweiterung der auf den elastischen Verformungsbereich bezogenen Härteformeln von H. Hertz auf den bildsamen Verformungsbereich brachte Theodor Pöschl<sup>3)</sup>

<sup>1)</sup> Arch. Eisenhüttenw. 16 (1942/43) S. 409/13 (Werkstoff-aussch. 625).

<sup>2)</sup> Arch. Eisenhüttenw. 16 (1942/43) S. 415/23.

<sup>3)</sup> Arch. Eisenhüttenw. 16 (1942/43) S. 425/29.

die Brinellhärte mit dem Verfestigungswert V der Werkstoffkennlinie im bildsamen Bereich in Zusammenhang, der im allgemeinen von Punkt zu Punkt der Kennlinie veränderlich ist, aber für eine erste Auswertung durch einen Mittelwert über den betrachteten Verformungsbereich ersetzt werden kann, und der wie die Elastizitätszahl in kg/mm<sup>2</sup> ausgedrückt wird. Die Brinellhärte ergibt sich (bis auf eine Konstante) als das Produkt aus diesem Verfestigungswert V und dem Verformungsgrad  $\frac{d}{D}$  (d = Eindruckdurchmesser, D = Kugeldurchmesser). Aus einem Härteversuch, bei dem die Abhängigkeit der Druckkraft P von der Verformung  $\frac{d}{D}$  (oder  $\frac{h}{D}$ ) ermittelt wird, kann die Werkstoffkennlinie  $\sigma = \sigma(\epsilon)$  im Druckgebiet durch Integration erhalten werden. Zur Festlegung der Zahlenwerte für den Verfestigungswert V und für die Querschnittsverformung  $\nu$  im bildsamen Verformungsgebiet sind weitere Versuche erforderlich.

Der Härteversuch selbst kann am besten als ein „Stauchens bei verhinderter Querdehnung“ bezeichnet werden.

#### 10 Fragen zur Organisation der Wärmewirtschaft.



1. In welcher Weise und mit welchem Nachdruck kümmert sich die oberste Werksleitung persönlich und dauernd um die Wärme- und Energieeinsparung?
2. Hat der Energie-Ingenieur des Werkes die nötige Tatkraft, um sich durchzusetzen? Verfügt er über einschlägige Erfahrungen auch im Austausch mit anderen Werken? Hat er die volle Unterstützung der Werksleitung? Wird er zu den Betriebsbesprechungen zugezogen und hat er vor allem nicht zuviel andere Beschäftigung und Nebenämter?
3. Wie bildet sich der Energie-Ingenieur Hilfskräfte aus dem Werk selbst heran? Sind Oberheizer und Ofenwarte ausgebildet und eingesetzt? Welche Maßnahmen sind zur Ausbildung der Heizer und Stocher getroffen? Wie wird die Werkwerbung für die Wärme- und Energieersparnis betrieben?
4. Ist eine festgefügte Organisation der Wärmeersparnis vorhanden? Ist ein Schema für die Eingliederung der Wärmewirtschaft in den Organisationsplan des Werkes vorhanden?
5. Ist eine Planung der Energieverteilung z. B. auch nach der zeitlichen Inanspruchnahme der Betriebe und der einzelnen größeren Wärmeverbraucher sowie nach ihrer jederzeitigen Belastung vorhanden und so eingerichtet, daß Verbrauchsspitzen und -täler in der Gas-, Strom- und Dampfwirtschaft stark ausgeglichen werden?
6. Welche Maßnahmen sind getroffen worden, um von knappen Brennstoffen, z. B. Koks und Ferngas, auf leichter greifbare auszuweichen?
7. Welche wärme- und energierzeugenden und -verbrauchenden Anlagen des Werkes sind veraltet, auf neuen Stand gebracht oder völlig zeitgemäß?
8. Wie ist die laufende Pflege und Instandhaltung, z. B. auch durch besondere Instandsetzungskolonnen und Werkstätten-einrichtung organisiert, einschließlich der Leitungsnetze?
9. Sind genügend Meßanlagen zur laufenden Ueberwachung, zur Untersuchung und zur Verrechnung des Energieverbrauchs vorhanden?
10. Wie steht es mit der Ordnung und Sauberkeit der Oefen, Kessel, Meßtafeln, Unterflurräume der wärmewirtschaftlichen Anlagen?

## Patentbericht.

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

(Patentblatt Nr. 16 vom 22. April 1943.)

Kl. 7 a, Gr. 20. S 139 503. Aufhängung der Gelenkkuppel-spindeln der Walzen von Walzwerken. Erf.: Hermann Buch, Dahlbruch über Kreuztal (Kr. Siegen). Anm.: Siemens, Siegerner Maschinenbau-AG., Dahlbruch über Kreuztal (Kr. Siegen).

<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.

Kl. 7 a, Gr. 22/02. D 82 844. Schleppwalzenantrieb für Walzwerke. Erf.: Adolf Schild, Düren. Anm.: Dürener Metallwerke AG., Berlin-Borsigwalde.

Kl. 7 a, Gr. 27/04. C 55 744. Kombiniertes Wipp- und Parallelhebeteisch für Walzwerke. Hans Cramer, Dinslaken.

Kl. 7 c, Gr. 4/04. D 77 318. Vorrichtung zum Vorbiegen der Stoßkanten von auf Biegemaschinen zu Hohlkörpern zu runden Blechen. Erf.: Johannes Heinemann und August Degenhardt, Mülheim (Ruhr). Anm.: Deutsche Röhrenwerke AG., Düsseldorf.

Kl. 7 c, Gr. 15. S 146 840. Blechstreckziehpressen. Erf.: Arthur Schneider, Düsseldorf-Oberkassel. Anm.: G. Siempelkamp & Co., Maschinenfabrik, Krefeld.

Kl. 18 a, Gr. 3. R 105 276. Verfahren zum Herstellen eines siliziumarmen Roheisens aus eisenarmen Erzen. Erf.: Dr. Otto Johannsen, Lübeck-Travemünde, und Dr.-Ing. Eduard Senfter, Völklingen (Saar). Anm.: Röchlingsche Eisen- und Stahlwerke G. m. b. H., Völklingen (Saar).

Kl. 18 a, Gr. 4/03. R 109 474. Stichlochstopfmaschine. Erf.: Adolf Beckers, Klarenthal über Saarbrücken. Anm.: Röchlingsche Eisen- und Stahlwerke G. m. b. H., Völklingen (Saar).

Kl. 18 a, Gr. 5. B 195 707. Schlackenschutzform für Hochöfen. Erf.: Dipl.-Ing. Hubert Oberle, Wetzlar. Anm.: Buderusche Eisenwerke, Wetzlar.

Kl. 18 b, Gr. 1/02. K 156 730. Verfahren zum Erschmelzen von für die Kokillenherstellung geeignetem Gußeisen im Gießereischachtofen. Erf.: Dr.-Ing. Karl Knehans, Essen, und Dipl.-Ing. Norbert Berndt, Essen-Bredeney. Anm.: Fried. Krupp AG., Essen.

Kl. 18 b, Gr. 16/01. B 188 241. Verfahren zur Herstellung stickstoffarmen Stahles durch Windfrischen. Erf.: Hermann Alexander Brassert, Neuyork, und Bernhard Osann, Berlin-Lichterfelde. Anm.: H. A. Brassert & Co., Berlin-Charlottenburg.

Kl. 18 b, Gr. 20. J 64 655. Verfahren zum Entkohlen von kohlenstoffhaltigem Ferrochrom. Erf.: Dr. Helmut Schlecht und Dr. Michael Jahrstorfer, Ludwigshafen a. Rh. Anm.: I.-G. Farbenindustrie AG., Frankfurt a. M.

Kl. 18 c, Gr. 10/06. W 108 514. Vorrichtung zum Anlassen von kleinstückigen Stahlgegenständen. Max Wentzel, Berlin-Zehlendorf.

Kl. 18 d, Gr. 2/30. B 193 582. Warmwerkzeuge. Erf.: Dr.-Ing. Franz Rapatz und Dr.-Ing. Helmut Krainer, Kapfenberg. Anm.: Gebr. Böhler & Co., AG., Wien.

Kl. 18 d, Gr. 2/30. St 60 838; Zus. z. Anm. St 59 363. Molybdänstahl für Zahnräder. Erf.: Dipl.-Ing. Heinz Wolf, Wetzlar. Anm.: Stahlwerke Röchl.-Buderus AG., Wetzlar.

Kl. 21 g, Gr. 31/01. B 186 876. Verfahren zur Herstellung von Dauermagneten durch Sintern. Erf.: Dr.-Ing. Paul Wiest, Stuttgart. Anm.: Robert Bosch G. m. b. H., Stuttgart.

Kl. 21 h, Gr. 32/10. D 84 073. Verfahren zum Verschweißen von Rohrverstärkungen, Bündeln, Flanschen od. dgl. von verschiedener Fertigform an Enden von Röhren großen Durchmessers. Erf.: Dipl.-Ing. Erich Hörmann, Düsseldorf, und Ludwig Portner, Hilden. Anm.: Deutsche Röhrenwerke AG., Düsseldorf.

Kl. 24 c, Gr. 6. S 134 007. Verfahren zum Betrieb von regenerativ arbeitenden Wind- und Gaserhitzern. Dr.-Ing. Eduard Senfter, Völklingen (Saar).

Kl. 49 h, Gr. 5. D 85 759. Schmiedeanlage, bestehend aus einer Schmiedepresse oder einem Schmiedehammer und einem selbstfahrenden Wagen mit einer Zange zum Halten und Handhaben des Schmiedestückes. Erf.: Adolf Stodt, Sandberg über Wuppertal-Vohwinkel, und Andreas Groote, Dortmund. Anm.: Dortmund-Hoerder Hüttenverein AG., Dortmund.

Kl. 49 h, Gr. 34/01. R 105 586. Entlastete Schweißnaht. Erf.: Albert Gsell, Berlin-Tegel. Anm. Rheinmetall-Borsig AG., Berlin.

Kl. 49 h, Gr. 37. L 94 827. Verfahren und Vorrichtung zum Schälen langgestreckter Metallblöcke mit Strömen von oxydierendem Gas. Erf.: Homer Walter Jones, Westfield, James Harold Bucknam, Cranford, und Edmund Alfonso Doyle, Brooklyn. Anm.: Linde Air Products Company, Neuyork.

## Deutsche Gebrauchsmuster-Eintragungen.

(Patentblatt Nr. 16 vom 22. April 1943.)

Kl. 7 b, Nr. 1 531 205. Vorrichtung zur Herstellung von Metallbändern. Ernst Brederhoff, Gelsenkirchen.

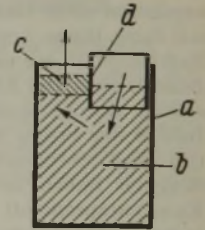
Kl. 7 c, Nr. 1 531 252. Vorrichtung zum Walzen von Blechen. Heinrich Becker, Düsseldorf.

Kl. 49 c, Nr. 1 531 123. Umlaufende Schere. Fried. Krupp Grusonwerk AG., Magdeburg-Buckau.

## Deutsche Reichspatente.

Kl. 48 b, Gr. 6, Nr. 705 365, vom 20. November 1935; ausgegeben am 28. Januar 1943. Mitteldeutsche Stahlwerke AG. in Riesa. *Verfahren zum Verzinken von Röhren, Blechen u. dgl.*

Die zu verzinkenden Gegenstände werden gebeizt und gewässert und dann in einer Lauge von Ammonchlorid und Zinkchlorid vorbehandelt, bevor sie dem Metallbad übergeben werden. Der Verzinkungsbehälter a enthält das Bleibad b und darüber das flüssige Zink c. Ein Rahmen d hält das Zink von dem Raum fern, in den die Gegenstände, die das Bad im Sinne der Pfeile durchlaufen, eingetaucht werden.



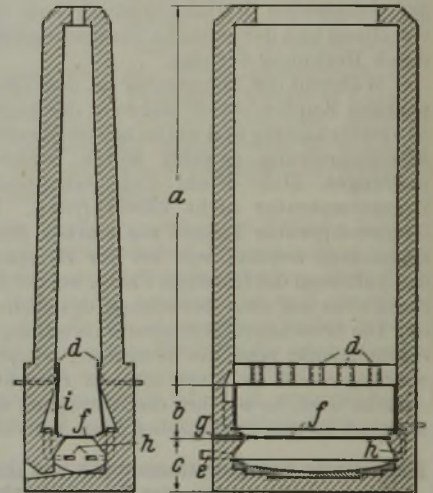
Kl. 18 a, Gr. 18<sub>02</sub>, Nr. 729 293, vom 9. Januar 1938; ausgegeben am 14. Dezember 1942. Albert Auriol und André Auriol in Brüssel. (Erfinder: Albert Auriol und André Auriol in Brüssel.) *Verfahren und Einrichtung zur unmittelbaren Eisengewinnung aus Eisenerzen.*

Der in zwei Schnitten abgebildete Schachtofen besteht aus der Vorwärmkammer a, der Reduktionskammer b und der Schmelzkammer c und dient zur fortlaufenden, unmittelbaren Eisengewinnung aus einem staubförmigen Gemisch aus Erz,

Kohlenstoff und Zuschlagstoffen. Das Gemisch wird durch Injektoren d von unten in die Vorwärmkammer eingeblasen und dort von den aus der

Reduktionskammer aufsteigenden Gasen unter Verbrennung des in ihnen enthaltenen Kohlenoxyds durchströmt. Das vorgewärmte Gemisch sinkt in die Reduktionskammer ab, welche erfindungsgemäß an ihrem Uebergang zur Schmelzkammer verengt ist, damit dort zur Abgrenzung gegen den mit Brennern e beheizten Schmelzraum aus

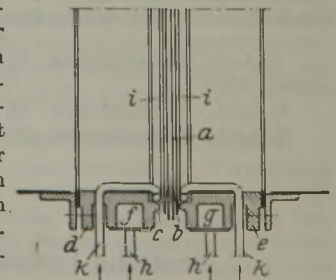
der Beschickung ein Gewölbe gebildet wird, das sich in dem Maße, wie es abschmilzt, von oben her selbsttätig ergänzt. Zur Einleitung der Gewölbebildung bei Inbetriebsetzung dient eine Trennwand f, die später durch die Öffnung g entfernt wird. Ein Teil der Heizgase kann durch die Züge h zur Außenbeheizung der Reduktionskammer in die diese umgebenden Kanäle i und von hier zur Vorwärmkammer abgeleitet werden.



Kl. 24 c, Gr. 7<sub>01</sub>, Nr. 729 355, vom 4. Juni 1938; ausgegeben am 14. Dezember 1942. Demag AG. in Duisburg. (Erfinder: Paul Wolf in Duisburg.) *Schieber für Rohgas.*

In Leitungen für staubhaltiges, feuchtes Rohgas eingebaute Schieber bereiten in der Regel für die Abdichtung keine Schwierigkeiten, weil die sich an den Dichtungsflächen ablagernden Staubteilchen durch den Wasserdampfgehalt des Rohgases befeuchtet werden und dadurch eine dichtende Schmierschicht bilden. Da aber bei Rohgasen, deren Temperatur 200° übersteigt, eine selbsttätige Befeuchtung nicht eintritt, wird erfindungsgemäß im Bereich der Dichtungsflächen eine an sich bekannte Wasserkühlung eingebaut.

In dem teilweisen Längsschnitt des Brillenschiebers liegt die Schieberplatte a, unter Zwischenschaltung der federnden Dichtungsringe b, zwischen den Dichtungsflächen c der beiden an den Leitungsstücken angeflanschten, ringförmigen Gehäuseeile d, e. Diese sind mit Ringhohlräumen f, g ausgerüstet, denen durch die Anschlüsse h Kühlwasser zugeführt wird. Etwa zusätzlich in das Innere des Schiebers eingebaute Ringleitungen i mit den Zuleitungsanschlüssen k verstärken die Kühlwirkung. Die Leitungen i erhalten gegebenenfalls kleine Öffnungen zum Ausspritzen von Wasser, falls die Feuchtigkeitsausscheidungen aus dem Gase nicht ausreichen.



## Wirtschaftliche Rundschau.

### Wettkampf der englischen und der amerikanischen Handelsgesellschaft im Nahen und Fernen Osten.

Zwischen der staatlichen englischen Handelsgesellschaft (United Kingdom Commercial Corporation) und der amerikanischen Handelsgesellschaft (United States Commercial Corporation) besteht ein unterirdischer Wettkampf, der nunmehr auch im Abschnitt „Eisen und Stahl“ aufs heftigste entbrannt ist. Der vereinigte amerikanisch-englisch-kanadische Stahlausschuß wurde ursprünglich eingesetzt, um die Erzeugung der Vereinigten Staaten von Amerika, England und Kanada nach gemeinsamen Richtlinien zu regeln; doch sahen die Engländer von Anfang an ihn mehr ein Werkzeug, die Lieferungen von Halb- und Fertigerzeugnissen unter allen Umständen für sich zu sichern. Die Amerikaner jedoch verfolgen andere Ziele. In Indien, wo Roosevelts Botschafter Philipps in New Delhi eine Art Nebenregierung errichtet hat, ist es dem „big business“ gelungen, einen ersten Erfolg zu erzielen. Die indische Finanz- und Geschäftswelt, besonders die Industrie, hat in der letzten Zeit eine deutliche Schwenkung nach Washington vollzogen. Die Kreise der indischen Hochfinanz, der Industrie und des Außenhandels, die sich zu 92 bis 95 % aus Parsen zusammensetzen, haben es über Philipps zu erreichen gewußt, daß sich die amerikanische Handelsgesellschaft in das indische Geschäft eingeschaltet hat. Für Walzwerkserzeugnisse werden heute so märchenhafte Preise gezahlt, daß es sich lohnt, mehr in Indien zu verkaufen als bisher nach dem Irak, nach Aegypten und an andere englische Heeresverwaltungsstellen. Diese Geschäfte können natürlich nicht offen durchgeführt werden, wohl aber durch die Amerikaner. So sind die englische Handelsgesellschaft in New Delhi sowie das Indien-Büro in London und nicht weniger die englischen Militärbehörden mehr als unangenehm überrascht gewesen, als in Bombay Mitte März durch die amerikanische Handelsgesellschaft verkündet wurde, man habe einen Abschluß auf 148 000 t Walzwerkserzeugnisse mit der Tata Iron and Steel Co. getätigt und werde diese Menge

für Bauten, die die Armee der Vereinigten Staaten in Indien aufführe, verwenden. Jeder weiß natürlich, daß diese Menge für die Flugplatz- und Barackenbauten der Amerikaner in Indien nicht benötigt wird. Die amerikanische Handelsgesellschaft hat diesen Abschluß sofort und ohne ein Hehl daraus zu machen an eine Gruppe indischer (parsischer) Großhandelsfirmen verkauft, und der Stahl bleibt im Lande.

Auf englischen Einspruch hin konnte die amerikanische Handelsgesellschaft der englischen Gesellschaft und der englischen Heeresverwaltung (Middle East Supply Co.) nachweisen, daß die englische Handelsgesellschaft in Aden, Alexandrien, Basra und an zahlreichen anderen Plätzen erhebliche Mengen Stahl liegen hat, die aufgespeichert worden sind und der englischen Handelsgesellschaft, nicht aber der englischen Heeresverwaltung gehören. Beides sind zwar Regierungsabteilungen, doch ist die Verwaltung völlig getrennt. Die Amerikaner konnten aber darauf hinweisen, daß England zuerst einmal seine Lager an Baustahl usw. aufbrauchen solle, bevor es Lieferungen aus Indien beanspruche. Nur in das Geschäft in Schienen und Blechen werde sich die amerikanische Handelsgesellschaft nicht einmischen.

Natürlich geht es nicht um die 148 000 t Walzwerkserzeugnisse allein, sondern im Hintergrunde steht die ungeheuer angewachsene „Lend-and-Lease“-Schuld Englands. Die amerikanische Handelsgesellschaft und mit ihr die amerikanischen Vertreter im britischen Weltreich haben dafür Sorge zu tragen, daß alles, was nicht niet- und nagelfest ist, sichergestellt wird und in England nicht mehr frei darüber verfügt werden kann. In Indien selbst sind für insgesamt 8,3 Mill. Rupien Aktien der Tata und der Bengal Iron & Steel Co., die noch im Besitze von Banken (besonders der Eastern Bank) und Privaten waren, Anfang März an die Winkelbank Jeevanjee Kathala & Co. in Kalkutta verkauft worden. Diese Winkelbank arbeitet für die amerikanische Handelsgesellschaft.

## Buchbesprechungen.

**Remy, Heinrich, Dr.,** a. o. Professor an der Hansischen Universität: **Lehrbuch der Anorganischen Chemie.** 2. u. 3. Aufl. Leipzig: Akademische Verlagsgesellschaft Becker & Erler, Kom.-Ges. 8°.

Bd. 2. Mit 97 Abb. (u. 1 Tab. im Anhang). 1942. (XXII, 836 S. u. 9 S. im Anhang.) 22,70 *RM.*, geb. 24,50 *RM.*

Die Neubearbeitung des zweiten Bandes dieses beliebten Lehrbuches hat eine Verzögerung erfahren und liegt jetzt als zweite und dritte Auflage vor, nachdem vom ersten Band die dritte Auflage bereits herausgekommen war, die mit der zweiten Auflage identisch ist<sup>1)</sup>. Die Gliederung des Stoffes ist im großen und ganzen die gleiche wie die der früheren Auflage. Die einzelnen Abschnitte haben eine Ergänzung und Erweiterung erfahren, die dem neuesten Stande der Forschung gerecht wird. Im Zusammenhang hiermit sind besonders die die wechselseitigen Beziehungen und allgemeinen Eigenschaften der Stoffe beleuchtenden Abschnitte zwischen der Behandlung der einzelnen Stoffe tiefgreifend umgearbeitet worden. Sehr zweckmäßig ist die Uebernahme des Abschnitts über Radioaktivität aus dem ersten in den vorliegenden zweiten Band, der auch die Isotopie und Kernchemie behandelt. Vollständig neu aufgenommen sind der erste Abschnitt, der Allgemeines über die Metalle und intermetallischen Phasen bespricht und eine für die in jeder Elementengruppe wiederkehrende Behandlung der Legierungen erforderliche Erläuterung notwendiger Begriffe bringt, sowie weitere Abhandlungen allgemeinen Inhalts am Schluß des Buches über Kolloidlehre und Grenzflächenchemie, Katalyse und Reaktionskinetik, Reaktionen in nichtwässrigen Lösungen, Reaktionen fester Stoffe, Konstitution und Eigenschaften. Gegenüber der früheren Auflage ist die Seitenzahl des vorliegenden Bandes von 450 auf rd. 850, mit kurzem Anhang, angewachsen; entsprechend hat die Zahl der Bilder eine Zunahme von 32 auf 97 und die der Zahlentafeln von 34 auf 79 erfahren; dabei ist weniger Wichtiges durch kleineren Druck kenntlich gemacht. Ein gewisses Maß von Kenntnissen in der Physik und Chemie setzt der Verfasser voraus, andernfalls wäre es ihm nicht möglich gewesen, die Fülle des Stoffes im vorliegenden Rahmen zu bewältigen. Die Klarheit und Geschlossenheit der Darstellung lassen nichts zu wünschen übrig. Der Band ist sowohl für den fortgeschrittenen Studierenden als Lehrbuch wie auch für den in

der Praxis stehenden Chemiker als Nachschlagewerk gleich wertvoll und verdient wärmste Empfehlung. *Heinrich Ploum.*

**Kosten und Preise im Kriege nach betriebswirtschaftlichen und preisrechtlichen Gesichtspunkten.** Sechs Vorträge von Univ.-Professor Dr. W. Kalveram, Frankfurt a. M., Prokurist Dr. A. Müller, Vereinigte Stahlwerke, A.-G., Düsseldorf, [u. a.]. Essen: Verlag Glückauf, G. m. b. H., 1942. (115 S.) 8°. 4,50 *RM.* (Schriften der Verwaltungs- und Wirtschafts-Akademie, Essen. Hrsg.: Professor Dr. W. Dabritz und Dr. W. Brandenburger. H. 3.)

Die Verwaltungsakademie dehnt mit dem vorliegenden Heft die begonnenen Untersuchungen über die Auswirkung der Kriegseinflüsse auf die verschiedenen Gebiete der Wirtschaft auf die Kostenrechnung und die Preisbildung aus. In den ersten beiden Vorträgen werden von W. Kalveram und A. Müller die wichtigsten Fragen der Kostenrechnung, nämlich die Berechnung des betriebsnotwendigen Kapitals, der verbrauchsbedingten Abschreibungen, der kalkulatorischen Zinsen, Wagnisse und des Unternehmerlohns, in klarer Form umrissen und in ihrer Auswirkung auf Kosten und Preisbildung herausgestellt. Der zweite Teil der Vorträge von H. Dichgans, A. Roesen (beide beim Reichskommissar für die Preisbildung) und K. Dörner (Preisbildungsstelle Essen) geht auf die Grundsätze der Preislenkung, besonders auf die gebundenen Preise und die Kartellpreise, die Auswirkung von Kostenveränderungen auf die Stopppreise und die Preise für öffentliche Aufträge ein. Von berufener Seite werden vor allem die durch den Krieg bedingten Maßnahmen auf dem Gebiete des Preisrechts dargestellt und erläutert. Während in den ersterwähnten Vorträgen im wesentlichen die Verhältnisse der Industrie berücksichtigt worden sind, behandelt der letzte Vortrag die grundsätzlich anders gelagerten Rechnungsverhältnisse des Handels, die auch eine von den für die Industrie geltenden Preismaßnahmen abweichende Regelung bedingen.

So bietet die vorliegende Schrift eine eingehende und — soweit das im Rahmen von Einzelvorträgen möglich ist — durch die glückliche Thementauswahl geschlossene Darstellung ers Kosten- und Preisfragen im Kriege. Die Schrift ist besonders zu begrüßen in einer Zeit, in der die Erkenntnis immer mehr um sich greift, daß Kostenrechnung und Preisbildung ein wiederholtes Mittel der Leistungssteigerung sind. *Hans Karl Vellguth.*

<sup>1)</sup> Vgl. Stahl u. Eisen 59 (1939) S. 675.

## Vereinsnachrichten.

### Arbeitstagung in Thale.

Samstag, den 15. Mai 1943, hält der Verein Deutscher Eisenhüttenleute im NS.-Bund Deutscher Technik in Thale am Harz eine Arbeitstagung ab mit folgendem

#### Tagesplan:

Ab 10 Uhr Besichtigung der Eisen- und Hüttenwerke A.-G., Werk Thale. Treffpunkt: Hauptverwaltungsgebäude.

13.30 Uhr Eintopfessen im Stadtgarten.

15.15 Uhr Vorträge im Stadtgarten.

1. Wege zur Steigerung des Ausbringens im Eisenhüttenwerk. Berichtersteller: Dr.-Ing. K. Köhler, Schiffingen.
2. Grundlagen des Breitbandwalzens. Berichtersteller: Dr.-Ing. W. Winkler, Magdeburg-Buckau.
3. Ueberblick über die Weltvorkommen und Weltgewinnung an kriegswichtigen Rohstoffen, vor allem für die Hüttenindustrie. Berichtersteller: Professor Dr.-Ing. R. Durrer, Technische Hochschule, Berlin.

Anmeldungen sind umgehend an die Eisen- und Hüttenwerke A.-G., Thale am Harz, zu richten.

### Verein deutscher Stahlformgießereien.

Der Verein ladet seine Mitglieder zu einer Hauptversammlung für Samstag, den 29. Mai 1943, 11 Uhr, nach Düsseldorf, Königsallee 78, ein.

#### Tagesordnung:

1. Abnahme der Jahresrechnung und Erteilung der Entlastung.
2. Auflösung des Vereins unter der Voraussetzung, daß seine Aufgaben durch die Wirtschaftsgruppe bzw. Fachgruppe fortgeführt werden, und Uebertragung seiner Bestände und laufenden Verbindlichkeiten auf die Wirtschaftsgruppe.
3. Wahl von zwei Rechnungsprüfern für die Schlußrechnung zum Ueberleitungstermin.
4. Ermächtigung des Vorstandes zur Erteilung der Entlastung zum Ueberleitungstermin.

Den Mitgliedswerken sind die Einladungen durch Einschreibebrief zugegangen.

### Änderungen in der Mitgliederliste.

- Baake, Reinhold*, Dr.-Ing., Direktor, Freitaler Stahl-Industrie GmbH., Freital 2, Hüttenstr. 14; Wohnung: Dr.-Ley-Weg 6. 28 007
- Bahr, Emil*, Betriebsdirektor, Dnjepr-Stahl GmbH., Hüttenwerk Kamenskoje (Ukraine). 28 009
- Banse, Eduard*, Zivilingenieur, Selters (Westerw.), Luisenstr. 8. 37 006
- Baerlecken, Eitel-Friedrich*, Dr.-Ing., Abteilungsleiter, Deutsche Edelstahlwerke AG., Krefeld, Gladbacher Str. 578; Wohnung: Adlerstr. 20. 37 010
- Baumann, Walter*, Dipl.-Ing., Oberingenieur, Leiter der Werkstoffstelle der Fa. Schmidt & Clemens, Edelstahlwerk, Berghausen (Bz. Köln); Wohnung: Ränderoth, Bergstr. 13. 40 222
- Beckmann, Hugo*, Dr. phil., Chemiker, OMZ Vereinigte Ost- u. Mitteldeutsche Zement AG., Zentrallaboratorium, Groschwitz (Kr. Oppeln). 35 031
- Besta, Adalbert*, Direktor, Neunkircher Eisenwerk AG., vorm. Gebr. Stumm, Neunkirchen (Saar); Wohnung: Goethestr. 39. 12 008
- Bohlen und Halbach, Alfred von*, Dipl.-Ing., Vorsitzender des Vorstandes der Fried. Krupp AG., Essen; Wohnung: Essen-Hügel, Auf dem Hügel. 34 020
- Bruyn, Albrecht de*, Betriebsingenieur, Leiter der techn. Abt. der Eisenwerk Steele GmbH., Essen-Steele; Wohnung: Dahlhauser Straße 91. 37 058
- Carmann, Josef*, Dr. mont., Dipl.-Ing., Direktor, stellv. Vorstandsmitglied der Deutschen Magnesit-AG., Radenthein (Kärnten). 30 020
- Cords, Paul*, Dipl.-Ing., Direktor a. D., Plattling (Bayr. Ostmark), Bahnhofshotel Liebl. 07 014
- Creytz, Wolfgang v.*, Dipl.-Ing., Oberingenieur, Deutsche Bergwerks- u. Hüttenbau-GmbH., Berlin-Charlottenburg 2, Knesebeckstr. 99; Wohnung: Berlin-Charlottenburg 4, Clausewitzstraße 7. 32 016

- Duckwitz, Carl A.*, Dr.-Ing., Oberingenieur, Stahlwerk Ergste AG., Ergste über Schwerte (Ruhr); Wohnung: Hagen (Westf.), Fleyerstr. 50. 29 042
- Geipel, Hans*, Dipl.-Ing., Oberingenieur u. Prokurist der Ilseder Hütte, Abt. Hochofenwerk, Groß-Ilsede. 26 033
- Grabert, Gerhard*, Dipl.-Ing., Werl (Kr. Soest), Soester Str. 55. 35 161
- Hammel, Christian*, Direktor i. R., Düsseldorf-Oberkassel, Barmer Straße 15. 36 146
- Hartung, Wilhelm Rudolf*, Zivilingenieur, Ingenieurbüro W. Hartung, Saarbrücken 3, Großherzog-Friedrich-Str. 73. 42 212
- Heinrich, Hans*, Dr.-Ing. habil., Mitteldeutsche Stahl- u. Walzwerke Friedrich Flick KG., Brandenburg (Havel); Wohnung: Sprengelstr. 14. 34 078
- Ihn, Max*, stellv. Vorstandsmitglied der Fried. Krupp AG., Essen; Wohnung: Lessingstr. 12. 40 309
- Käufer, Walter*, Zivilingenieur, Duisburg, Lenzmannstr. 5. 05 023
- Küntscher, Wolfgang*, Dr.-Ing., Oberingenieur, Oberhütten, Verein. Oberschles. Hüttenwerke AG., Leiter der Qualitätsstellen und der Versuchsanstalten des Edelstahlwerkes Baildonhütte Kattowitz (Oberschles.) und des Preßwerkes Laband GmbH. und Leiter des Warmbehandlungsbetriebes des Preßwerkes Laband GmbH., Laband (Oberschles.); Wohnung: Laband (Oberschles.), Waldwinkel 17. 40 292
- Lempert, Gerhard*, Dr.-Ing., Vereinigte Institute für Wärmetechnik e. V., Essen, Hermann-Göring-Str. 34; Wohnung: Essen-Stadtwald, Eginhardhöhe 28. 30 088
- Leufvén, Axel*, Bergingenieur, A. B. Svenska Kugellagerfabriken, Göteborg (Schweden); Wohnung: Viktor-Rydbergsgatan 34. 33 077
- Linder, Friedrich Wilhelm*, Dr.-Ing., Königstein (Taunus), Mammolshainer Weg. 36 254
- Lowowski, Victor*, Dr.-Ing., IG. Farbenindustrie AG., Leverkusen; Wohnung: Köln-Mülheim, Rhodiusstr. 1. 38 358
- Müller, Fritz*, Dr.-Ing., Vorstandsmitglied der Fried. Krupp AG., Essen; Wohnung: Essen-Steele, Bochumer Str. 191. 27 183
- Rademacher, Hans C.*, Dr. rer. pol., stellv. Vorstandsmitglied der Fried. Krupp AG., Essen; Wohnung: Essen-Stadtwald, Ahornstr. 41. 38 365
- Rosen, Adolf*, Betriebsingenieur, Fried. Krupp AG. Friedrich-Alfred-Hütte, Rheinhausen; Wohnung: Charlottenstr. 17. 38 237
- Schiz, Richard*, Dr.-Ing., Betriebsdirektor, Bochumer Verein für Gußstahlfabrikation AG., Bochum; Wohnung: Farnstr. 31. 39 399
- Schlechtweg, Heinz*, Dr. phil. nat. habil., Versuchsanstalt der Fried. Krupp AG., Essen; Wohnung: Essen-Bredene, Hermann-Göring-Str. 357. 36 385
- Siegmond, Lutz*, Betriebsleiter, IG. Farbenindustrie AG., Energiebetriebe, Auschwitz (Oberschles.); Wohnung: Kattowitz (Oberschles.), Holteistr. 17. 41 155
- Sothen, Berthold von*, Dr.-Ing., Abteilungsleiter, Deutsche Bräse- rergesellschaft mbH., Berlin-Charlottenburg 2, Hardenbergstraße 7; Wohnung: Berlin NW 87, Claudiusstr. 11. 25 116
- Tangerding, Werner*, Dr.-Ing., Betriebsdirektor, Sachs. Gußstahl-Werke Döhlen AG., Freital; Wohnung: Schachtstr. 15. 33 135
- Vofsnacke, Karl*, Dipl.-Ing., Oberingenieur, Stahlwerkschef, Ruhrstahl AG., Annener Gußstahlwerk, Witten-Annen. 27 294

#### Gestorben:

- Laue, W. A.*, Fabrikdirektor, Nürnberg. \* 7. 3. 1881, † 10. 4. 1943. 14 053
- Möllers, Gustav*, Syndikatsdirektor a. D., Essen. \* 3. 5. 1874, † 19. 2. 1943. 12 078
- Schmitz, Emil*, Betriebschef a. D., Mülheim (Ruhr)-Speldorf, \* 5. 1. 1876, † 16. 3. 1943. 14 086

#### Neue Mitglieder.

- Conrad, Willi*, Betriebsleiter, Deutsche Edelstahlwerke AG., Willich (Bz. Düsseldorf); Wohnung: Werkmeisterstr. 8. 43 109
- Lülsdorf, Hans*, Betriebsingenieur, Rheinmetall-Borsig AG., Düsseldorf-Rath; Wohnung: Artusstr. 17. 43 110
- Meuthen, Jakob*, Ingenieur, Montageleiter, Fa. Stahl & Droste, Düsseldorf-Oberkassel; Wohnung: Düsseldorf 1, Neckarstr. 17. 43 111
- Meyer, Friedrich*, Ingenieur, Inhaber der Fa. „Remey“ Maschinen-Werkzeug-Fabrik, Remscheid-Hasten; Wohnung: Oberhölfelderstr. 13. 43 112
- Vogels, Hanns Arnt*, stud. rer. met., Berlin W 15, Emser Str. 21. 43 113