

STAHL UND EISEN

ZEITSCHRIFT FÜR DAS DEUTSCHE EISENHÜTTENWESEN

Herausgegeben vom Verein Deutscher Eisenhüttenleute

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 14

4. APRIL 1940

60. JAHRGANG

Pendelfallhärte-Prüfgerät.

Von Heinrich Cornelius und Walter Trossen in Berlin-Adlershof.

[Mitteilung aus dem Institut für Werkstofforschung der Deutschen Versuchsanstalt für Luftfahrt, E. V., Berlin-Adlershof.]

(Beschreibung eines neuen Pendelfallhärte-Prüfgerätes, bei dem die Probe nicht aus der Heizvorrichtung zur Härteprüfung entnommen werden muß. Härtemessungen mit unlegiertem und legiertem Stahl sowie einigen Metallegierungen bis 900°. Ermittlung der Zeitabhängigkeit der Warmhärte eines Kupferstahls.)

Die Härteprüfung mit Pendelfallwerken ist bekannt. R. Walzel¹⁾ hat Zusatzvorrichtungen beschrieben, die es ermöglichen, die für die Bestimmung der Kerbschlagzähigkeit benutzten 10-mkg-Pendelfallwerke auch zur Fallhärteprüfung zu verwenden. Da die Fallhärteprüfung besonders geeignet ist, um Warmhärten zu bestimmen, wurde bei der Entwicklung eines neuen Pendelfallhärte-Prüfgerätes auf die Erfüllung folgender Forderungen, die

zwischen den Einzelmessungen einer Versuchsreihe vermeiden.

Das ausgeführte Pendelfallhärte-Prüfgerät ist in Bild 1 wiedergegeben²⁾. Probenhalter und Ofen sind mit dem Pendelfallwerk zusammengebaut. Der in den Pendelhammer eingesetzte Eindruckkörper ist eine Kugel mit 5 mm Dmr. aus Hartmetallegierung. Dieser Werkstoff wurde gewählt, um auch Messungen an Werkstoffen ausführen zu können, die selbst in der Wärme noch eine hohe Härte haben, wie beispielsweise die Stellite. Zum Messen der Fallhärte von Metallen mit einer Brinell-Härte unter 100 Einheiten verwendet man zweckmäßig eine Kugel mit 10 mm Dmr. Um Doppelschläge des Pendelhammers zu vermeiden, ist eine Vorrichtung vorhanden, die den nach dem Aufschlag von

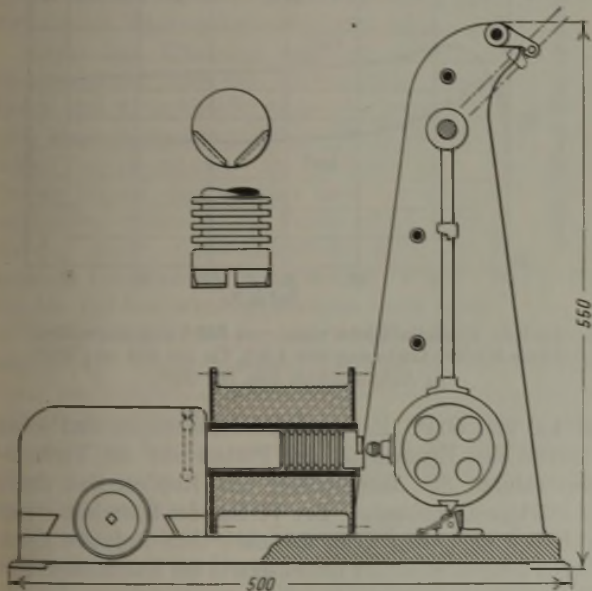
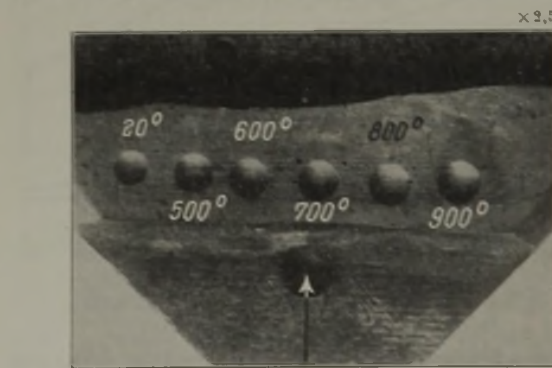


Bild 1. Pendelfallhärte-Prüfgerät.

bei dem von Walzel angegebenen Arbeitsverfahren für die Warmhärtemessung noch nicht verwirklicht sind, Wert gelegt. Heizvorrichtung und Härteprüfgerät sind so zusammenzubauen, daß die Probe nicht aus der Heizvorrichtung zur Härteprüfung entnommen werden muß. An einer Probe sollen mehrere Prüfungen ausgeführt werden können, ohne daß es erforderlich ist, die Probe zwischen den einzelnen Prüfungen aus der Heizvorrichtung zu entnehmen und in veränderter Lage wieder einzusetzen. So läßt sich ein störender Temperaturabfall der Probe und damit der Heizvorrichtung (beim Wiedereinsetzen der erkalteten Probe)



Flache Bohrung für die Thermoelement-Lötstelle.

Bild 2. Mit dem Pendelfallhärte-Prüfgerät bei 20 bis 900° erzeugte Kugeleindrücke in einer Auftragschweißung aus Stellite.

der Probe zurückprallenden Hammer auffängt. Der Probenhalter aus einer hitzebeständigen und bis 1100° völlig zunderbeständigen Legierung ist mit einem wassergekühlten Widerlager großer Masse verbunden. Die Proben liegen mit ihrer Rückseite an der senkrechten Fläche des Probenhalters an und sitzen auf den vorderen, abgeschragten Halteflächen des Probenhalters auf. Der Ofen ist über dem Probenhalter in Längsrichtung auf Rollen verschiebbar, die auf den mit dem Widerlager verschraubten Führungsstangen laufen. Das Widerlager ist mit Probenhalter und

²⁾ Für Ratschläge bei der Entwicklung des Gerätes sind wir dem Institutsleiter, Herrn Dr.-Ing. habil. F. Bollenrath, zu Dank verpflichtet.

¹⁾ Stahl u. Eisen 54 (1934) S. 954/57.

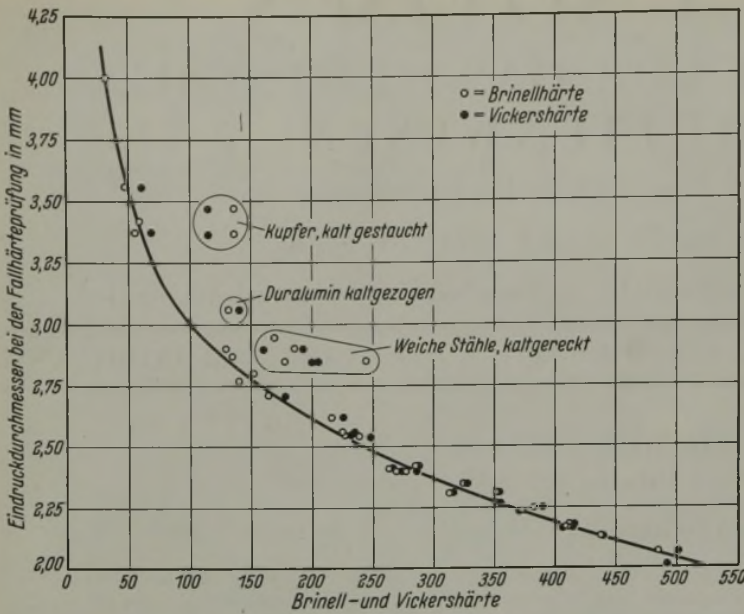


Bild 3. Eichkurve für das Fallhärte-Prüfgerät mit 5-mm-Kugel aus Hartmetall.

Ofen durch einen Schraubentrieb mit Handrad senkrecht zur Ebene von Bild 1 verschiebbar. Die Größe der Verschiebung ist ablesbar. Die Temperatur der Probe wird mit einem Thermolement mit ungeteiltem, doppelt durchbohrtem Schutzrohr, bei Einsetzen der nackten Lötstelle in eine flache Bohrung der Probe, gemessen.

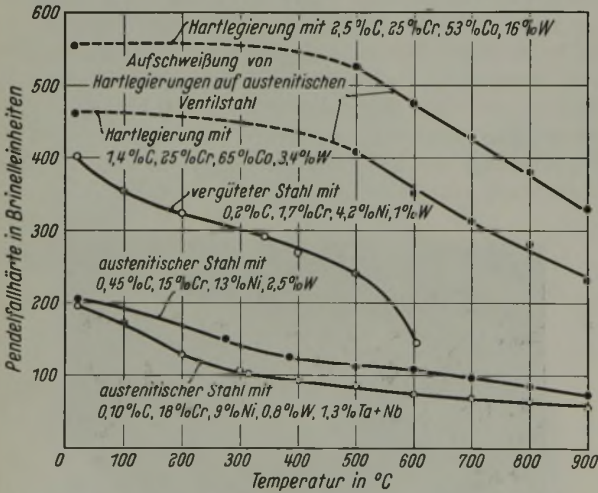


Bild 4. Pendelfallhärte verschiedener Werkstoffe in Abhängigkeit von der Temperatur.

Bei der Warmhärtemessung wird der Ofen nur so weit zurückgeschoben (Anschlag), daß die Kugel auf die Probe auftrifft, ohne daß der Hammer das Ofengehäuse berührt. Bei der Erzeugung des Kugeleindrucks bleibt die Probe also noch im vorderen Teil des Ofens, der unmittelbar nach dem Hammerschlag wieder in seine Ausgangsstellung gebracht wird. Der Vorgang dauert nur wenige Sekunden. Um einen weiteren Kugeleindruck auf der gleichen Probe anzubringen, wird das Widerlager mit Probenhalter, Probe und Ofen um den erforderlichen Betrag seitlich gegen den Pendelhammer verschoben.

In Bild 2 ist eine geeignete Probenform mit Kugeleindrücken dargestellt. Diese wurden in einer auf austenitischem Ventilkegelstahl aufgeschweißten und geschliffenen Stellitschicht bei 20 bis 900° erzeugt. Unter der Schweißraupe befindet sich im Grundwerkstoff die Bohrung für die Thermolementlötstelle. Statt der Probenform in Bild 2

können auch runde Proben benutzt werden. Man kann die Fallhärte in üblicher Weise durch die Schlagarbeit in mmkg geteilt durch das Eindruckvolumen in mm³ wiedergeben¹⁾. Die so erhaltenen Fallhärten haben aber den Nachteil, daß sie eine weniger geläufige Vorstellung von der Härte geben als die beispielsweise in Brinell- oder Vickers-Einheiten ausgedrückte Fallhärte. Es wurden daher die bei der Fallhärteprüfung erhaltenen Kugeleindruckdurchmesser zur Brinell- und Vickershärte in Beziehung gesetzt. Bild 3 zeigt eine Eichkurve, die bei Raumtemperatur mit Kupfer, Messing (Ms 67), Legierungen der Gattung Aluminium-Kupfer-Magnesium, Aluminium-Magnesium und Magnesium-Aluminium, Weicheisen, Eisen-Kupfer-Legierung mit 1,5 % Cu, Baustahl St 37.11, St C 60.61 und VCMo 125 gegläht, Nickel-Chrom-Wolfram-Stahl auf verschiedene Härten vergütet, austenitischem Chrom-Nickel-Stahl und Aufschweißungen aus Stellite aufgestellt wurde. Die an kaltverformten Werkstoffen

erhaltenen Ergebnisse fügen sich nicht in den Verlauf der Eichkurve für nicht kaltverformte Proben ein. Bild 4 gibt die Temperaturabhängigkeit der Pendelfallhärte einiger Werkstoffe stark verschiedener Härte wieder, und Bild 5 veranschaulicht die zeitliche Aenderung der Pendelfallhärte einer übersättigten Eisen-Kupfer-Legierung mit 1,5 % Cu

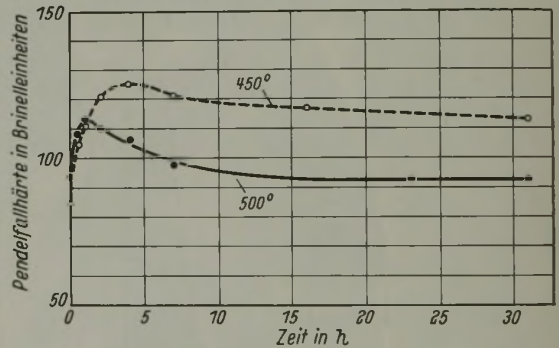


Bild 5. Pendelfallhärte einer von 850° abgeschreckten Eisen-Kupfer-Legierung mit 1,5 % Cu bei 450° und 500° in Abhängigkeit von der Zeit.

bei 450° und 500°. Es ist zu berücksichtigen, daß schon während der Erwärmung der Proben auf die Versuchstemperaturen die Ausscheidung des Kupfers und damit ein Härteanstieg einsetzt. Der Verlauf der Härteisothermen in Bild 5 entspricht dem, der nach dem Anlassen durch Messen beispielsweise der Brinell-Härte bei Raumtemperatur erhalten wird.

Zusammenfassung.

Ein neu entwickeltes Pendelfallhärte-Prüfgerät, bei dem die Probe nicht aus der Heizvorrichtung zur Härteprüfung, auch bei mehreren Prüfungen, entnommen werden muß, wird beschrieben. Die bei der Fallhärteprüfung erhaltenen Kugeleindruckdurchmesser für eine größere Zahl verschiedener Werkstoffe wurden mit der Brinell- und Vickershärte in Zusammenhang gebracht. Die mit dem Gerät ermittelte Temperaturabhängigkeit der Härte von legiertem Stahl und Hartlegierung, sowie die Zeitabhängigkeit der Warmhärte eines im Ungleichgewicht befindlichen Kupferstahls werden als Beispiele für die Anwendungsmöglichkeiten des Gerätes wiedergegeben.

Beitrag zur Beeinflussung der Einschlüsse des im basischen Siemens-Martin-Ofen erschmolzenen Stahles.

Von Eduard Maurer in Freiberg (Sachsen) und Gerhard Voigt in Krefeld.

[Schluß von Seite 245.]

Neuere eigene Untersuchungen.

Feststellungen über die Art der Einschlüsse in Einsatzstählen.

Während die früheren bis jetzt behandelten Untersuchungen sich auf nach dem Schrottkohlungsverfahren erschmolzenen Achsenwerkstoff bezogen, behandeln die neueren Arbeiten Einsatzstähle, die nach dem Roheisen-Schrott-Verfahren hergestellt wurden (Versuchsreihe 2).

Nach dem Abdrehen von Knüppeln derartiger Stahlsorten findet man auf der abgedrehten Fläche oft Striche längs der Schmiedeachse, die nach ihrem Aussehen als Haarrisse bezeichnet werden. Beim Drehen eines solchen stark haarrissigen Stahles wird beobachtet, daß der Drehspan an den Rissen abbricht und daß hierbei aus diesen Rissen ein feines weißes unmagnetisches Pulver stäubt. Auf Flächen, die poliert werden, können die feinen Risse wieder verschwinden, da sie durch den Druck beim Schleifen oberflächlich geschlossen werden. Die groben Risse bleiben aber auch hier noch erkennbar.

Da diese Fehlstellen beim Einsetzen die Neigung haben aufzuplatzen, beim Tiefziehen aufreißen und besonders auf den mit dem Schlichtstahl bearbeiteten Flächen hervortreten, können diese Werkstofffehler der Anlaß zur Verwerfung des Werkstückes und ganzer Schmelzungen sein.

Unter dem Mikroskop zeigt ein derartig haarrissiger Stahl zweierlei Arten von Einschlüssen. Ueberwiegend zu finden sind unregelmäßig begrenzte, zeilenförmig angeordnete Risse, in denen fast immer Reste eines Pulvers beobachtet werden können. In besonders stark haarrissigen Proben können daneben aber auch vereinzelt Einschlüsse angetroffen werden, die am Rande scharf begrenzt sind und die eine glasige, graue einheitliche Masse enthalten. Das bedeutet also, daß der überwiegende Teil der Einschlüsse bei den üblichen Walztemperaturen nicht bildsam ist, und es ist verschiedentlich festgestellt worden, daß es sich hauptsächlich um Oxyde handelt. Die Prüfung auf Schwefel durch den Baumann-Abdruck ergab deshalb nur die übliche zeilenförmige Schwefelseigerung, wobei von den Rissen selbst kein Abdruck erhalten werden konnte. Ein unmittelbarer Zusammenhang von Haarrissigkeit und Schwefelseigerung ist somit unwahrscheinlich.

Um einen Anhalt über die chemische Zusammensetzung der Einschlüsse in den Rissen zu erhalten, wurden einige Rückstandsanalysen nach dem Chlorverfahren bei etwa 500° angefertigt. Die Rückstände zweier Proben aus zwei haarrissigen Walzstäben verschiedener Schmelzen bestanden aus weißgrauen Nadeln, die der Größe und Form nach etwa den Haarrissen entsprachen. Die Zusammensetzung des bei der Chlorierung verbliebenen Rückstandes ist aus *Zahlentafel 4* zu ersehen.

Wegen des Fehlens von Kalk und Magnesia können die

Zahlentafel 4. Die Abhängigkeit der Zusammensetzung des Chlorierungsrückstandes von der Menge des zur Desoxydation zugegebenen Aluminiums.

Probe	Gesamtrückstand %	SiO ₂ %	Al ₂ O ₃ %	Silizium-satz kg/t	Aluminium-satz kg/t
1	0,0472	76,40	23,60	4,18	0,38
2	0,0680	90,50	9,50	4,55	0,17

CaO und MgO nicht vorhanden. $\Sigma \text{SiO}_2 + \text{Al}_2\text{O}_3 = 100$ gesetzt. FeO und MnO nicht berücksichtigt.

Einschlüsse weder aus der basischen Ofenzustellung noch aus mitgerissener basischer Ofenschlacke bestehen. Der hohe Gehalt an Kieselsäure und insbesondere an Tonerde deutet darauf hin, daß Desoxydationsrückstände vorliegen. Das wird besonders deutlich bei der Betrachtung der Desoxydationsmittel, mit denen die angeführten beiden Schmelzungen desoxydiert wurden. Bei der Hälfte des Aluminiumsatzes ist eine ganz deutliche Verringerung des Tonerdegehalts der Einschlüsse eingetreten.

Es sei hier darauf hingewiesen, daß auch 35 kg Proben etwa das gleiche Ergebnis in bezug auf Haarrissigkeit lieferten wie die Blockproben. Dagegen zeigten kleine, beim Gießen genommene Proben von 8 kg Gewicht nach dem Ausschmieden in keinem Falle Haarrisse. Die Chlorrückstandsanalyse ergab dagegen keine wesentlichen Unterschiede zur Blockprobe, jedoch fiel der pulverige Aufbau des Rückstandes der 8-kg-Probe im Gegensatz zu dem nadeligen Aufbau des Rückstandes der Blockprobe auf. Durch Veränderung der Walztemperatur sowohl als auch durch eine Normalisierung der Blöcke vor dem Verwalzen konnte eine Beeinflussung der Einschlüsse nicht erzielt werden. Lediglich kleine Abmessungen nach dem Verwalzen zeigten durch höheren Verschmiedungsgrad und damit stärkere Zerkümmung der Einschlüsse ein etwas besseres Ergebnis als größere Abmessungen.

Angaben über die Schmelzen der Versuchsreihe 2.

Es wurden 23 Schmelzungen von unlegiertem und 28 Schmelzungen von chromlegiertem Einsatzstahl, die nach dem seit längerer Zeit ausgeübten Schmelzverfahren in drei 20-t-Siemens-Martin-Ofen, Bauart Hoesch, hergestellt waren, untersucht. Die Grundanalyse der Schmelzen betrug: 0,10 bis 0,16 % C, 0,30 bis 0,50 % Mn und etwa 0,30 % Si.

Zahlentafel 5. Schmelzzeiten, Gießtemperatur und Gießgeschwindigkeit von zehn unlegierten Einsatzstahlschmelzungen der Reihe 2.

Schmelze Nr.	Ofen		Schmelzzeiten					Bemerkung über den Schmelzverlauf	Gießen	
	Nr.	Schmelze Nr.	Flicken	Einsetzen	Einschmelzen	Kochen	Gesamtschmelzzeit		Gießtemperatur unkorrigiert °C	Gießgeschwindigkeit kg/s
1	1	294	0.20	0.35	3.00	1.35	5.30	gut gekocht	1445	5,8
2	1	387	0.20	0.50	3.25	1.30	6.05	gut gekocht	1430	7,6
3	2	186	0.20	0.45	3.20	1.35	6.00	gut gekocht	1430	—
4	2	153	0.20	1.00	3.30	1.40	6.30	Schlacke gezogen	1430	7,4
5	1	452	0.20	0.40	3.15	1.45	6.00	gut gekocht	1440	6,5
6	1	29	0.25	0.45	3.25	1.40	6.15	gut gekocht	1420	—
7	2	82	0.20	0.50	3.10	1.35	5.55	gut gekocht	1435	7,1
8	2	375	0.20	1.10	3.15	2.25	7.10	gut gekocht	1440	6,1
9	1	203	0.20	0.50	3.25	1.25	6.00	gut gekocht	1440	5,9
10	1	204	0.20	0.55	3.25	1.30	6.10	gut gekocht	1440	5,3

Zahlentafel 6. Einsatz und Zuschläge von unlegierten und chromlegierten Einsatzstahlschmelzungen der Reihe 2.

Schmelzung Nr.	Einsatzstahl	Einsatz in kg					Analyse des Einsatzes					Zuschläge beim Kochen in kg					Zusätze in die Pfanne in kg						
		Chromschrott	Kochschrott	Stahleisen	Hämaait	Siliziumeisen	Metalleinsatz	Kalk	Karburit	C	Si	Mn	Cr	Silicospiegel Zusatz	Durchkochtzeit min	Silicomangan 74,3% Mn 16,6% Si	Ferromangan 75% Mn	Ferrochrom 64% Cr	Kalk	Ferrosilizium 80% Si	Kalziumsilizium	Simanal	Koksmehl
1		12 200	2200	3000	—	200	17 600	—	1,25	0,56	1,09	—	—	—	—	—	20	—	660	60	20	35	40
2		16 300	1500	2500	1000	200	21 500	—	1,06	0,48	0,90	—	—	—	—	20	—	660	80	25	40	6	
3		16 000	1600	4000	—	200	21 800	—	1,12	0,45	1,14	—	—	—	—	20	—	880	80	12	40	6	
4		15 500	1500	3300	1500	300	22 400	220	1,25	0,55	1,02	—	100	35	—	20	—	440 ¹⁾	80	12	50	6	
5		15 900	2100	3000	1200	200	22 400	—	1,10	0,47	0,99	—	—	—	—	40	—	660	80	20	40	—	
6		15 700	1600	4000	—	200	21 500	—	1,15	0,47	1,15	—	—	—	—	—	—	240	60	12	40	—	
7	U	16 200	1600	3500	—	200	21 500	220	1,06	0,47	1,06	—	—	—	—	—	—	660	80	12	40	—	
8		16 600	1900	4100	—	300	22 900	—	1,14	0,53	1,12	—	—	—	—	40	—	880	70	12	40	—	
9		16 400	1300	4400	—	300	22 400	440	1,14	0,49	1,20	—	60	50	—	—	—	220	80	—	40	6	
10		16 200	1500	4000	—	300	22 000	440	1,11	0,50	1,13	—	100	50	—	—	—	220	80	—	40	—	
24		11 300	1500	5000	—	300	20 600	—	1,02	0,43	0,97	0,24	—	—	4	25	80	660	80	25	35	5	
25		11 700	1500	5500	—	300	21 500	—	1,04	0,56	0,98	0,26	—	—	20	—	—	660	80	25	35	—	
26		10 300	—	6100	—	300	21 700	440	1,19	0,55	1,20	0,28	—	—	—	—	—	440	80	12	40	—	
27	Cr I	9 200	2000	6400	—	200	21 000	—	1,24	0,52	1,30	0,29	—	—	—	30	20	660	80	20	40	—	
28		11 300	1700	5400	—	300	22 200	220	1,24	0,52	1,00	0,36	100	25	40	—	—	580	75 ²⁾	20	40	15	
29		11 300	1600	5800	—	300	22 700	440	1,28	0,52	1,04	0,39	—	—	10	30	30	440	80	20	40	—	
30		10 800	1300	6200	—	300	22 400	—	1,24	0,50	1,03	0,42	—	—	—	—	—	880	80	20	40	—	
31		8 000	1800	6000	—	200	18 800	—	1,26	0,59	1,07	0,34	—	—	—	5	100	560	70	20	35	7	
32	Cr II	8 000	1000	5950	—	200	18 650	—	1,37	0,55	1,25	0,33	—	—	—	—	70	660	80	20	40	5	
33		8 800	2000	6300	—	200	20 900	—	1,25	0,52	1,28	0,34	—	—	—	—	140	660	80	12	40	—	
45		8 600	1400	2400	—	200	17 000	—	1,20	0,60	1,20	0,38	—	—	—	—	—	600	60 ³⁾	20	35	2	
46		11 000	1200	6300	—	300	22 800	200	1,04	0,57	0,98	0,43	—	—	—	—	165	550	80	20	40	—	
47		9 300	1300	2800	—	200	18 700	—	1,12	0,55	1,08	0,45	—	—	—	—	100	560	60 ¹⁾	20	35	—	
48	Cr III	10 700	1500	4000	—	300	22 300	—	1,18	0,58	1,08	0,39	—	—	—	—	170	770	80	20	40	6	
49		10 400	1000	4800	—	200	19 900	—	1,00	0,52	1,08	0,32	—	—	—	—	150	660	70	20	35	10	
50		10 600	1300	3800	—	300	21 600	—	1,26	0,52	1,07	0,38	—	—	—	—	200	880	80	20	40	—	
51		10 100	1600	6100	—	300	21 600	—	1,26	0,53	1,01	0,41	—	—	—	—	190	770	80	20	40	—	

¹⁾ Abgeschlackt. — ²⁾ 74,5%. — ³⁾ 90%.

Es wurden bezeichnet: Die 23 unlegierten Schmelzungen mit Stahl U, 7 Schmelzungen mit einem Chromgehalt von 0,25 bis 0,45% mit Stahl Cr I, 14 Schmelzungen mit einem Chromgehalt von 0,45 bis 0,65% mit Stahl Cr II und 7 Schmelzungen mit einem Chromgehalt von 0,60 bis 0,80% mit Stahl Cr III.

Außerdem wurden noch 14 Nickelstahlschmelzungen untersucht. Nach den vorhandenen Betriebserfahrungen ist der nickellegierte Einsatzstahl mit einem Nickelgehalt über 1% weniger haarrißempfindlich. Aus den durchgeführten Untersuchungen, die genau dieselben waren wie bei dem unlegierten und chromlegierten Stahl, ergaben sich jedoch keinerlei Hinweise.

In Zahlentafel 5 sind u. a. die Ofennummern und die jeweilige Schmelzung innerhalb einer Ofenreise, Schmelzzeiten und Bemerkungen über den Schmelzverlauf sowie Gießtemperatur und Gießzeit von zehn der untersuchten unlegierten Einsatzstahlschmelzungen ersichtlich. Zur Unterscheidung von den Schmelzungen für Achsenwerkstoff (Reihe 1), die durch römische Ziffern gekennzeichnet sind, wurden die Schmelzungen für Einsatzstähle (Reihe 2) mit arabischen Zahlen gekennzeichnet. Zahlentafel 6 vermittelt einen Ueberblick über den Einsatz, die Zuschläge und Desoxydationsmittel derselben zehn unlegierten sowie von einer Anzahl der chromlegierten Schmelzungen. Außer den angeführten Zuschlägen wurden je Tonne Stahlausbringen im Durchschnitt zum Flicker des Ofens 30 kg Dolomit und als Zuschlag 10 kg Flußspat verbraucht.

Der Schmelzverlauf der normalen 51 Schmelzungen war folgender: Das Bad erhielt an Kalk insgesamt 3 bis 4% des Einsatzes. Die Schmelzföhrung der verfolgten Schmelzen war möglichst die gleiche. Ferrochrom und Ferromangan wurden 8 bis 10 min vor Abstich in den Ofen zugegeben. Je nach dem vorgeschriebenen Siliziumgehalt wurden vor dem Abstich auf den Boden der Pfanne 3 bis 4 kg/t Ferrosilizium (80prozentig) und 2 kg/t Simanal gegeben, während etwa 1 kg/t Kalziumsilizium während des Abstiches in die Pfanne geworfen wurden.

Die letzte Vorprobe wurde unmittelbar vor dem Zusatz von Ferromangan und Ferrochrom genommen. Erwähnt muß hierbei noch werden, daß ein Manganzusatz kurz vor Abstich zum Teil als Silicomangan erfolgte. Die Abstichdauer betrug etwa 2 min und die anschließende Abhängezeit 5 bis 7 min.

Die Temperaturmessungen erfolgten mit Hilfe eines geeichten optischen Glühfadenpyrometers nach Holborn-Kurlbaum und wurden nicht berichtet. Der Temperaturabfall des Stahles vom Abstich bis zum Gießen des zweiten Blockes betrug etwa 50 bis 60°. Als Gießtemperatur wurde diejenige des zweiten Blockes genommen. Während des Gießens änderten sich die Temperaturen nur unwesentlich.

Gegossen wurde von oben, und zwar Blöcke von 840 kg Gewicht in unten geschlossenen 370-mm-Dmr.-Kokillen. Die Kokillen wurden vor dem Gießen sorgfältig gereinigt und bei etwa 80° mit einer wässrigen Graphitaufschlammung ausgestrichen. Erwähnt muß hierbei werden, daß später die Kokillen mit wasserfreiem Stahlwerksteer behandelt wurden. Diese Maßnahme wurde lediglich der glatteren Blockoberfläche wegen eingeführt. Eine sonstige Güteverbesserung wurde hierbei aber nicht festgestellt. Bis zum Gießen wurden die vorbereiteten Kokillen mit einem Blech abgedeckt, wodurch vermieden werden sollte, daß Staub- oder Schlackenteilchen in die Kokille fielen, da diese zu Reaktionen mit dem Stahl und zu örtlichen Anreicherungen von Sauerstoff hätten führen können.

Die Entnahme und Bewertung der Haarrißprobe.

Zur Prüfung auf Haarrissigkeit wurde möglichst jeder Schmelze der zweite, mittelste und letzte Block entnommen. Der erste Block wurde als Probe deshalb nicht gewählt, da angenommen werden kann, daß bei dem erstmaligen Öffnen des Pfannenausgusses leicht Schamotteteilchen mitgerissen

werden können. Die drei Probestücke wurden abgedreht, was etwa 5% des Blockgewichtes ausmachte, und auf 60 mm Dmr. gewalzt. Nach Entfernung des verlorenen Kopfes (etwa 12% des Blockgewichtes) und des Fußendes (etwa 1% des Blockgewichtes) wurden dem Kopf- und Fußknüppel je eine Dreh- oder Stufenprobe von 250 mm Länge entnommen. Die aus diesen Abschnitten gedrehten 6 Stufen hatten eine Länge von je 35 mm, jede etwa 3 mm tiefer als die vorhergehende (Bild 7).

Unter einer starken Tageslichtlampe wurden die Stufendrehproben auf Haarrisse untersucht. Anzahl und Größe ergaben die Bewertungen: A = gut, B = mäßig, C = schlecht.

Um auch Zwischenwerte erfassen zu können,

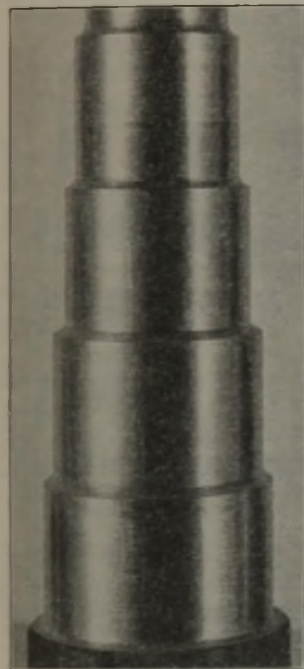


Bild 7. Stufendrehprobe zur Prüfung auf Haarrissigkeit von Einsatzstahl. ($\frac{1}{3}$ verkleinert.)

wurden die Unterteilungen A bis B und B bis C geschaffen, bei denen die Unterstreichung eines Buchstabens darauf hindeuten soll, daß die Bewertung nach dieser Seite hin neigte.

Eine Bewertung, die den persönlichen Einfluß des Prüfers ausschaltet und die Bewertung der Drehproben nach einem festgelegten Schema eindeutig erfaßt, ist bis jetzt nicht bekannt geworden. Grobe Fehler in der Bewertung untereinander können aber als ausgeschlossen gelten, da die Proben immer nur von einem Prüfer mit langjähriger Erfahrung bewertet wurden.

Die Verteilung der Einschlüsse im Block. Die Bewertungen der Stufenproben sind in *Zahlentafel 7* zusammengestellt. Daraus ist zu ersehen, daß die dem Blockkopf entnommenen Proben bedeutend schlechter sind als diejenigen, die dem Blockfuß entnommen wurden. Im Verhältnis zur Fußprobe zeigten besonders auffällig schlechte Kopfproben u. a. die Schmelzungen Nr. 4 und 7, bei welchen die Fußproben im guten oder mäßigen Teil lagen, während die Kopfproben die schlechteste Bewertung C zeigten. Dieser Befund steht im Gegensatz zu den Angaben im Schrifttum^{2) 7) 11)} und zu den im ersten Teil dieser Arbeit

gemachten Feststellungen. Eine Erklärung für dieses ungewöhnliche Verhalten kann an Hand der Betriebsaufzeichnungen über die Gießtemperatur und Gießgeschwindigkeit sowie der Stahlzusammensetzung und der verwendeten Desoxydationsmittel nicht gegeben werden.

Besonders muß nun noch vermerkt werden, daß die Haarrisse vorwiegend auf der dem Blockrand entsprechenden äußeren Stufe auftreten. Diese Erscheinung erklärt sich dadurch, daß der Stahl am Rande zuerst erstarrt¹¹⁾. Durch den Gießstrahl kommt der Stahl in der Kokille in Bewegung, und es werden die sich abscheidenden und zusammenballenden Schlackentröpfchen gegen den bereits erstarrten Rand hin bewegt, wo sie haftenbleiben. Es kann zwar damit gerechnet werden, daß bei der Verarbeitung eines Knüppels diese äußere besonders haarrisempfindliche Schicht wegfällt. Ein Werkstoff, bei dem die Haarrissigkeit sich nur auf die erste Stufe beschränkt, wird größtenteils verwendbar sein. Uebersteigt jedoch die Zahl der Haarrisse auf der äußeren Stufe ein gewisses Maß, so treten auch in allen übrigen Stufen Haarrisse auf, so daß ein derartiges Werkstück für die meisten Verwendungszwecke unbrauchbar sein wird.

Bei der Gesamtbewertung einer Schmelze würden die Kopfproben das Bild verschlechtern und verfälschen. Es wurden deshalb nur die Proben des Blockfußes zur Bewertung herangezogen und bei einem Teil der Schmelzungen auf die Ausführung der Stufendrehprobe aus dem Blockkopf überhaupt verzichtet. Bei einigen Schmelzungen, beispielsweise bei Nr. 2, sind außer den Kopf- und Fußproben auch Proben aus der Blockmitte genommen worden. Diese weisen mit den Proben aus dem Blockfuß eine gute Übereinstimmung auf, so daß die Fußproben unbedenklich zur Gütebewertung der Schmelzungen herangezogen werden konnten. Der Mittelwert aus den Ergebnissen der drei Fußproben wurde als Gütewert der betreffenden Schmelzung genommen (*Zahlentafel 7*).

Die Bewertungen des zweiten, mittelsten und letzten Blockes einer Schmelzung weisen nach *Zahlentafel 7* in den Fußproben nur geringe Unterschiede auf. Die größten Schwankungen der einzelnen Bewertungen der Blöcke von der Gesamtbewertung einer Schmelzung betragen nur zwei Wertungspunkte nach gut oder schlecht, so daß bei einem Ausfall eines Blockes, der zur Walzung nicht zur Verfügung stand, wie bei Schmelzungen 5, 8, 26 u. a., der Gesamtgütewert einer solchen Schmelzung nicht wesentlich geändert wurde.

Stellt man dann bei einer Schmelzung die Bewertungen der Proben des zweiten Blockes der des mittleren und des letzten Blockes gegenüber, so ergibt sich folgendes:

Bewertung der Proben aus derselben Schmelzung.

Vom mittelsten Block		Vom letzten Block	
36 %	gleichwertig Block 2	46 %	gleichwertig Block 2
28 %	besser als Block 2	21 %	besser als Block 2
36 %	schlechter als Block 2	33 %	schlechter als Block 2

Nach dieser Zusammenstellung kann als erwiesen gelten, daß trotz der Gesamtgießzeit von etwa einer Stunde weder eine Verschlechterung der Stahlgüte durch Reaktionen des Stahls mit der Pfannenschlacke, noch eine Verbesserung des Stahls durch Ausseigern von Einschlüssen eingetreten ist. Allerdings muß hierbei erwähnt werden, daß regelmäßig beim Abstieg der Hauptteil der Ofenschlacke von der Pfanne abgelaufen war und bekanntlich schlechtere Restblöcke nicht untersucht wurden.

In der Wiedergabe der Ergebnisse der Stufendrehproben (*Zahlentafel 7*) fällt dann noch auf, daß die chrom-

Zahlentafel 7 (Schluß). Zusammensetzung der Stahlvorprobe nach dem Einlaufen, der Stahl- und Schlackenvorprobe kurz vor dem Abstich, der Fertigprobe und der Gütewerte der Schmelzung der Reihe 2.

Schmelzung Nr.	Probe ¹⁾	Zusammensetzung der Schlackenvorprobe							Zusammensetzung der Stahlvorprobe							Bewertung der Staufdrehprobe						Bewertung der Schmelze
		FeO %	MnO %	OxO %	SiO ₂ %	MgO %	Al ₂ O ₃ %	P ₂ O ₅ %	C %	Si %	Mn %	P %	S %	Cr %	KMn	Zweiter Block Kopf	Zweiter Block Fuß	Mittlerer Block Kopf	Mittlerer Block Fuß	Letzter Block Kopf	Letzter Block Fuß	
28	a)	13,74	9,64	47,20	17,84	—	—	—	0,54	0,28	0,022	0,027	0,22	0,513	—	—	—	—	—	—	—	B bis C
	b)	—	—	—	—	—	—	—	0,40	0,36	—	—	0,26	—	—	—	—	—	—	—	—	—
	c)	—	—	—	—	—	—	—	0,13	0,40	0,022	0,027	0,39	—	—	—	—	—	—	—	—	—
29	a)	11,87	11,26	47,38	20,37	4,15	2,84	1,77	0,64	0,37	0,028	0,021	0,21	0,404	C	B bis C	C	C	C	C	C	B bis C
	b)	—	—	—	—	—	—	—	0,11	0,44	—	—	0,29	—	—	—	—	—	—	—	—	—
	c)	—	—	—	—	—	—	—	0,10	0,24	0,028	0,021	0,38	—	—	—	—	—	—	—	—	—
30	a)	11,08	12,35	45,58	21,93	4,70	1,05	1,40	0,95	0,35	0,032	0,023	0,16	0,386	C	C	C	C	C	C	C	C
	b)	—	—	—	—	—	—	—	0,42	0,43	—	—	0,30	—	—	—	—	—	—	—	—	—
	c)	—	—	—	—	—	—	—	0,10	0,47	0,032	0,023	0,40	—	—	—	—	—	—	—	—	—
31	a)	13,20	12,40	44,80	16,72	5,48	0,83	1,08	0,67	0,27	0,026	0,021	0,10	0,478	A bis B	A bis B	A	A	A	A	A	A bis B
	b)	—	—	—	—	—	—	—	0,42	0,45	—	—	0,30	—	—	—	—	—	—	—	—	—
	c)	—	—	—	—	—	—	—	0,15	0,53	0,026	0,021	0,53	—	—	—	—	—	—	—	—	—
32	a)	11,30	12,85	46,00	19,32	5,64	1,40	1,03	0,65	0,37	0,034	0,024	0,13	0,484	A bis B	A bis B	A	A	A bis B	A bis B	A bis B	A bis B
	b)	—	—	—	—	—	—	—	0,44	0,55	—	—	0,36	—	—	—	—	—	—	—	—	—
	c)	—	—	—	—	—	—	—	0,15	0,61	0,034	0,024	0,54	—	—	—	—	—	—	—	—	—
33	a)	13,00	10,48	48,25	12,66	2,47	1,85	1,17	0,55	0,28	0,024	0,016	0,12	0,496	B bis C	A bis B	C	A bis B	B	A bis B	A bis B	A bis B
	b)	—	—	—	—	—	—	—	0,45	0,40	—	—	0,21	—	—	—	—	—	—	—	—	—
	c)	—	—	—	—	—	—	—	0,13	0,55	0,024	0,016	0,45	—	—	—	—	—	—	—	—	—
45	a)	12,40	11,60	46,90	16,68	5,10	1,67	1,19	0,57	0,34	0,032	0,021	0,13	0,556	A	A	A ²⁾	A	A	A	A	A
	b)	—	—	—	—	—	—	—	0,44	0,52	—	—	0,33	—	—	—	—	—	—	—	—	—
	c)	—	—	—	—	—	—	—	0,14	0,56	0,032	0,021	0,61	—	—	—	—	—	—	—	—	—
46	a)	10,87	9,84	46,80	17,91	5,10	4,60	4,30	0,57	0,38	0,023	0,020	0,05	0,575	—	—	—	—	—	—	—	—
	b)	—	—	—	—	—	—	—	0,15	0,52	—	—	0,21	—	—	—	—	—	—	—	—	—
	c)	—	—	—	—	—	—	—	0,14	0,45	0,023	0,020	0,62	—	—	—	—	—	—	—	—	—
47	a)	13,35	13,40	44,00	17,68	4,50	1,50	1,07	0,83	0,31	0,031	0,020	0,25	0,518	A bis B	A bis B	A bis B	A bis B	A bis B	A bis B	A bis B	A bis B
	b)	—	—	—	—	—	—	—	0,44	0,52	—	—	0,41	—	—	—	—	—	—	—	—	—
	c)	—	—	—	—	—	—	—	0,15	0,54	0,031	0,020	0,65	—	—	—	—	—	—	—	—	—
48	a)	10,45	9,07	46,50	19,15	4,90	5,00	4,15	0,80	0,29	0,022	0,028	0,21	0,544	—	—	—	—	—	—	—	—
	b)	—	—	—	—	—	—	—	0,43	0,47	—	—	0,25	—	—	—	—	—	—	—	—	—
	c)	—	—	—	—	—	—	—	0,13	0,42	0,022	0,028	0,64	—	—	—	—	—	—	—	—	—
49	a)	13,60	12,50	47,00	17,70	4,87	2,60	1,16	0,65	0,35	0,020	0,021	0,09	0,621	C	A bis B	B bis C	A bis B	A bis B	A bis B	A bis B	A bis B
	b)	—	—	—	—	—	—	—	0,11	0,57	—	—	0,23	—	—	—	—	—	—	—	—	—
	c)	—	—	—	—	—	—	—	0,15	0,49	0,020	0,021	0,68	—	—	—	—	—	—	—	—	—
50	a)	11,74	12,44	49,44	19,74	4,17	1,68	1,41	0,78	0,21	0,028	0,026	0,13	0,368	B bis C	B bis C	B bis C	B bis C	B bis C	B bis C	B bis C	B bis C
	b)	—	—	—	—	—	—	—	0,13	0,39	—	—	0,20	—	—	—	—	—	—	—	—	—
	c)	—	—	—	—	—	—	—	0,12	0,52	0,028	0,026	0,79	—	—	—	—	—	—	—	—	—
51	a)	14,60	12,06	47,28	15,84	4,70	0,79	1,59	0,70	0,25	0,023	0,020	0,11	0,484	—	—	—	—	—	—	—	—
	b)	—	—	—	—	—	—	—	0,15	0,40	—	—	0,20	—	—	—	—	—	—	—	—	—
	c)	—	—	—	—	—	—	—	0,13	0,44	0,023	0,020	0,64	—	—	—	—	—	—	—	—	—

¹⁾ a) = nach dem Einlaufen, b) = letzte vor dem Abstich, c) = Fertigprobe. — ²⁾ Probe aus der Mitte des Blockes.

legierten Schmelzungen (ab Schmelzung Nr. 24) bessere Ergebnisse zeigen als die unlegierten Schmelzungen. Das geht deutlicher noch aus der zusammenfassenden *Zahlentafel 8* hervor, in welcher der anteilmäßig errechnete Entfall auf gute, mäßige und schlechte Schmelzen für unlegierte und chromlegierte Qualitäten angegeben ist. Während die guten Schmelzungen des unlegierten Stahles U nur 26,1 % ausmachen, zeigen die guten chromlegierten Schmelzungen Cr I, II und III das bessere Ergebnis von 32,1 %. Dabei schneidet der höchstlegierte Chromstahl Cr III mit 57 % guten Schmelzen besonders günstig ab.

Zahlentafel 8. Prozentualer Entfall an guten, mäßigen und schlechten Schmelzen der 51 untersuchten Schmelzungen der Reihe 2.

Stahlgüte	Schmelzenanzahl	Gut %	Mäßig %	Schlecht %
U	23	26,1	43,5	30,4
Cr I	7	28,6	42,8	28,6
Cr II	14	21,4	71,5	7,1
Cr III	7	57,2	28,6	14,2
Summe (Cr)	28	32,1	53,6	14,3

wurde der Wert $K_{Mn} = \frac{(FeO) \cdot [Mn]}{(MnO)}$ der letzten Stahl- und Schlackenvorprobe vor dem Abstich sowie der Basizitätsgrad und die Summe (FeO + MnO) errechnet und in den *Bildern 8 bis 11* schaubildlich zur Darstellung gebracht.

1. Unlegierte Schmelzungen.

Der Kohlenstoffgehalt des Einsatzes bewegt sich zwischen 1,05 und 1,25 % und der Mangangehalt zwischen 0,90 und 1,30 % (*Bild 8*, unten). Die höchsten Mangangehalte der letzten Vorprobe entsprechen aber nicht den höchsten Mangangehalten des Einsatzes. So hat die Schmelzung 2 trotz niedrigen Mangangehaltes im Einsatz von 0,90 % (*Zahlentafel 6*) überraschenderweise den höchsten Mangangehalt der letzten Vorprobe mit 0,47 % Mn (*Zahlentafel 7*). Dieser hohe Mangangehalt könnte durch Manganzusätze während des Kochens erzielt worden sein. Die Linie für Einsatz- und Zuschlagmangan, die zur Linie des Mangans in der letzten Vorprobe hinzugezeichnet wurde, zeigt jedoch einen gleichen Verlauf mit der Linie des Mangans im Einsatz, was besagt, daß die Manganzuschläge während des Kochens nur geringfügig waren (*vgl. auch Zahlentafel 6*).

An Hand der geglätteten Mangankurve der letzten Vorprobe (*Bild 8*, Mitte) ergibt sich dann, daß sämtliche schlechten Schmelzungen unter 0,40 % Mn haben, und daß die Linie nach den schlechten Schmelzen zu abfällt.

Die Linie für Eisenoxydul steigt dagegen mit schlechter werdender Güte der Schmelzungen und verläuft umgekehrt wie der Kieselsäuregehalt. Ebenso steigt das Manganoxydul nach den schlechten Schmelzungen bei gegenläufiger Bewegung des Kalkgehaltes der Schlacke, daher zeigen die guten Schmelzungen bei niedrigstem Manganoxydulgehalt der Schlacke die höchsten Kalkwerte^{12) 13)}. Für Mangan, Kalk, Kieselsäure, Eisenoxydul und Manganoxydul liegen also dieselben Verhältnisse vor wie bei den früher untersuchten Schmelzen für Achsenstahl (*vgl. Bild 2*), wobei zu sagen ist, daß eigentlich nur der Unterschied zwischen guten, mäßigen sowie schlechten Schmelzen deutlicher in Erscheinung tritt.

Die Linie für die K_{Mn} -Werte fällt nach den schlechten Schmelzen hin ab (*Bild 8*, oben). Die Abhängigkeit der Güte der Schmelzungen von der Summe (FeO + MnO) ist in *Bild 9* und von den K_{Mn} -Werten in *Bild 10* wiedergegeben.

Die Linien für die Summe (FeO + MnO) zeigen den gleichen Verlauf wie die älteren untersuchten Schmelzen für Achsenstahl (*vgl. Bild 3*). Die K_{Mn} -Linie aber, die bei dem Achsenwerkstoff anfangs rasch und dann kaum noch fiel (*vgl. Bild 4*), fällt im Gegensatz hierzu bei den vorliegenden Schmelzen (*vgl. Bild 10*) anfangs kaum und später erst stärker ab. Aus den Linien für $\frac{FeO}{MnO}$, den Basizitätsgrad, den Siliziumzusatz und -abbrand sowie auch für die Schmelz-, Kochzeit und Gießtemperatur ist ein Einfluß auf die Stahlgüte nicht festzustellen.

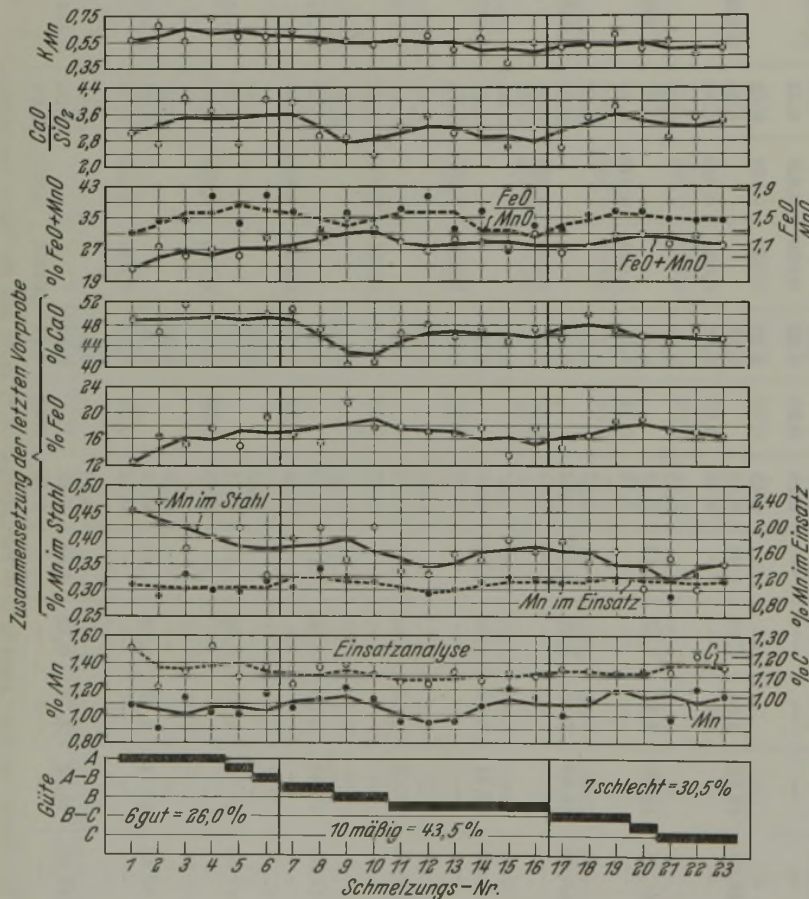


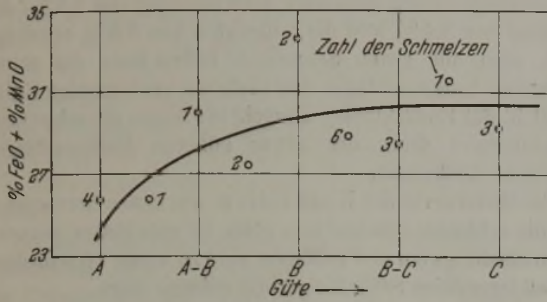
Bild 8. Zusammenstellung der Versuchsergebnisse des unlegierten Einsatzstahles (0,10 bis 0,16 % C).

Statistische Zusammenstellung der Versuchsergebnisse.

Um zu einer Auswertung der Versuche zu kommen, wurden nach Durchführung der chemischen Analysen bei der ersten Vorprobe nach dem Einlaufen sowie bei der letzten Stahl- und Schlackenprobe die Schmelzen, wie bereits angegeben, nach ihrer Legierungsgrundlage getrennt und nach fallender Güte geordnet. Für jede Schmelzung

2. Chromlegierte Schmelzungen.

Die Linien für Kohlenstoff, Mangan und Chrom im Einsatz (Bild 11, unten) zeigen Schwankungen in den üblichen Grenzen, und zwar Kohlenstoff zwischen 1,00 und 1,30%, Mangan zwischen 0,90 und 1,30% und Chrom zwischen 0,25 und 0,45%.



Unlegierter Einsatzstahl.

Bild 9. Die Abhängigkeit der Güte der Stufendrehprobe vom % FeO + % MnO-Gehalt der letzten Schlackenprobe vor dem Ferromanganzusatz.

Die Chrom- und Manganlinien der letzten Vorprobe verlaufen insbesondere im Bereich der guten Schmelzungen übereinstimmend zueinander.

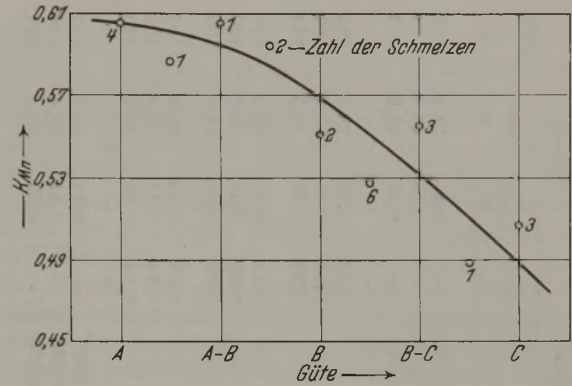
Aus den Linien des Bildes 11 und den Werten der Zahlentafel 7 ist ohne weiteres keine eindeutige Beziehung zur Stahlgüte zu erkennen.

Zusammenstellung der Mittelwerte von Einflüssen bei guten, mäßigen und schlechten Schmelzungen der Versuchsreihe 2.

Durch die schaubildliche Gegenüberstellung der unlegierten Schmelzungen wurde eine Reihe von Faktoren ermittelt, welche eindeutig die Haarrissigkeit der Schmelzen beeinflussen, wenn auch nicht in so ausgeprägtem Maße wie bei der älteren Untersuchung an Achsenstählen. Aus der zeichnerischen Gegenüberstellung der chromlegierten Schmelzungen (Bild 11) ging jedoch ein Einfluß auf die Stahlgüte nicht hervor. Es wurden deshalb für die beiden Stahlgüten außerdem die Mittelwerte aller Einflüsse errechnet. Diese Auswertung ist getrennt in gute, mäßige und schlechte Schmelzen in der Zahlentafel 9 zusammengestellt.

Vergleicht man nun bei den unlegierten Schmelzungen diese Mittelwerte miteinander, so kommt man zu denselben Ergebnissen wie bereits bei der Besprechung des Bildes 8. Der Mangangehalt des Stahles in der letzten Vorprobe vor dem Ferromanganzusatz fällt von 0,41% bei den guten über 0,38% bei den mäßigen auf 0,36% bei den schlechten

Schmelzen ab. In der Schlacke dagegen steigen die Schwermetalloxyde nach den schlechten Schmelzen hin an, und zwar Eisenoxydul von 15,99% über 17,34% auf 17,42%. Der Manganoxydulgehalt der guten Schmelzungen ist mit



Unlegierter Einsatzstahl.

Bild 10. Die Abhängigkeit der Güte der Stufendrehprobe vom K_{Mn} -Wert der letzten Vorprobe vor dem Ferromanganzusatz.

10,47% um 1,5% niedriger als derjenige der mäßigen und schlechten Schmelzen, die etwa den gleichen Gehalt an Manganoxydul mit 12,0% haben. Die Werte für K_{Mn} fallen

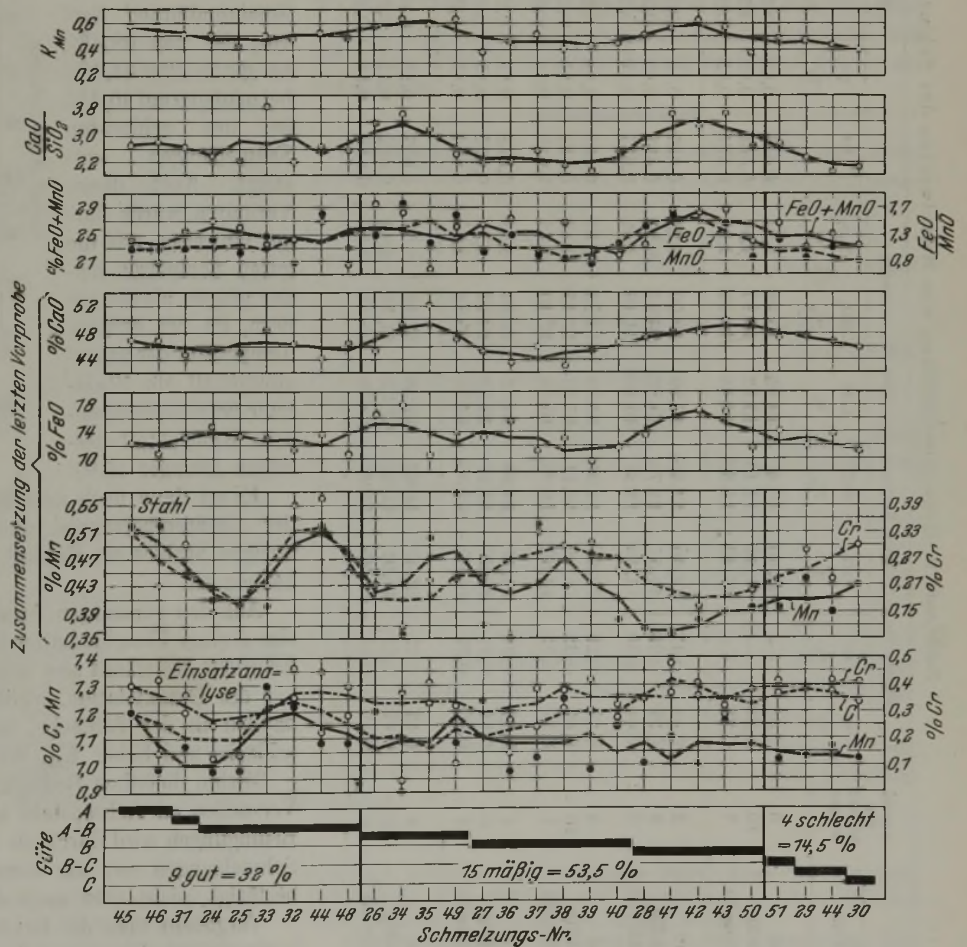


Bild 11. Zusammenstellung der Versuchsergebnisse des chromlegierten Einsatzstahles (0,10 bis 0,16% C).

nach den schlechten Schmelzungen hin von 0,618 über 0,545 auf 0,525.

Die Kalkgehalte sind am höchsten bei den guten Schmelzungen, und zwar ist der Kalkgehalt mit 49,05% etwa 2,5 bis 3% höher als bei den mäßigen und schlechten

Zahlentafel 9. Gegenüberstellung von Mittelwerten der Schmelzungen der Reihe 2.

Stahl	Sorte	Anzahl der Schmelzungen		Mittelwerte der letzten Vorprobe von Stahl und Schlacke										K _{Mn}	Zusammensetzung der Gießprobe						Silizium		Kochzeit min	Gießtemperatur °C			
		Güte		Mn	Cr	FeO	MnO	CkO	SiO ₂	P ₂ O ₅	C	Si	Mn		P	S	Cr	zu-	Abbrand								
				%	%	%	%	%	%	%	%	%	%	%	%	%	%	%	%	%	%	%	%	%	%	%	%
U	gut	6	0,41	45,99	10,47	49,05	15,09	4,34	0,618	0,14	0,25	0,43	0,024	0,023	—	—	0,40	38,0	99	1433							
	mäßig	40	0,38	17,34	12,15	45,93	14,97	1,51	0,545	0,11	0,20	0,40	0,020	0,023	—	—	0,36	44,9	98	1442							
	schlecht	7	0,36	17,42	11,83	46,64	14,02	1,35	0,525	0,12	0,22	0,44	0,021	0,021	—	—	0,41	45,2	109	1439							
Cr I	gut	2	0,41	14,00	12,45	45,30	19,00	1,27	0,457	0,11	0,27	0,48	0,025	—	—	—	0,43	38,5	95	1438							
	mäßig	3	0,39	14,57	11,79	45,83	16,91	0,97	0,492	0,13	0,23	0,45	0,023	—	—	—	0,39	40,4	100	1448							
	schlecht	2	0,44	11,48	11,81	46,48	21,15	1,59	0,427	0,10	0,23	0,47	0,029	—	—	—	0,40	43,5	140	1445							
Cr II	gut	3	0,47	12,50	11,91	46,35	16,23	1,09	0,486	0,14	0,27	0,56	0,028	—	—	—	0,41	37,0	117	1452							
	mäßig	40	0,41	14,11	11,41	47,13	17,45	1,11	0,520	0,15	0,25	0,48	0,023	—	—	—	0,41	39,2	120	1437							
	schlecht	1	0,39	13,80	11,98	46,54	17,10	1,32	0,449	0,14	0,21	0,51	0,021	—	—	—	0,37	41,7	100	1450							
Cr III	gut	4	0,51	11,77	10,98	46,05	17,86	1,18	0,548	0,14	0,25	0,49	0,027	—	—	—	0,40	38,8	106	1449							
	mäßig	2	0,48	12,67	12,47	48,22	18,72	1,29	0,495	0,18	0,25	0,51	0,024	—	—	—	0,41	39,2	108	1433							
	schlecht	1	0,40	14,60	12,06	47,28	15,84	1,59	0,484	0,13	0,24	0,44	0,023	—	—	—	0,41	110	1440								
Mittel der chromlegierten Schmelzungen	gut	9	0,47	12,51	11,62	45,98	17,64	1,17	0,507	0,13	0,26	0,51	0,027	0,021	—	—	0,41	38,1	107	1448							
	mäßig	15	0,42	14,01	11,43	47,02	17,51	1,13	0,512	0,15	0,25	0,48	0,023	0,023	—	—	0,41	39,4	114	1439							
	schlecht	4	0,42	12,84	11,92	46,70	18,81	1,52	0,449	0,12	0,23	0,47	0,025	0,023	—	—	0,39	42,4	121	1445							

Chargen, während der Kieselsäuregehalt nach den schlechten Schmelzen hin von 15,09 % über 14,97 % auf 14,02 % fällt. Der hohe Kalkgehalt der Endschlacken der guten Schmelzungen ist nun nicht vom Kalkzusatz abhängig. Errechnet man die Mittelwerte für die Summe der Kalkzuschläge in Prozent des Einsatzes aus *Zahlentafel 6*, so haben die guten Schmelzungen einen gesamten Kalkzuschlag von 3,3 %, die mäßigen von 3,4 % und die schlechten von 3,5 % erhalten; d. h. also, die guten Schmelzen haben trotz des etwas geringeren Kalkzuschlages den höchsten prozentualen Kalkgehalt in der Endschlacke. Umgekehrt zeigen die schlechten Schmelzungen trotz des etwas höheren Kalkzuschlages niedrigere Kalkwerte.

Die Mittelwerte der Kochzeiten, aus denen hervorgeht, daß die schlechten Schmelzen etwa 10 min länger gekocht haben als die guten und mäßigen, sind zu wenig verschieden, als daß irgendeine Schlußfolgerung zulässig wäre.

Die zugesetzte Siliziummenge richtet sich nach der Analysenvorschrift. Ein Zusammenhang mit der Stahlgüte ist nicht erkennbar. Das Siliziumausbringen in der Fertigprobe ist bei schlechten Schmelzungen um 0,04 % Si und bei mäßigen um 0,01 % Si niedriger gegenüber den guten. Das gleiche geht auch aus dem Siliziumabbrand hervor, der von 38,0 % bei guten über 44,9 % bei mäßigen auf 45,2 % bei den schlechten Schmelzungen ansteigt. Auch dieses Verhalten würde darauf hinweisen, daß die guten Schmelzen heißer gingen als die anderen, da bei höherer Temperatur der Sauerstoffgehalt im Stahlbade bei gleichbleibendem Kohlenstoff desselben geringer ist¹⁸⁾.

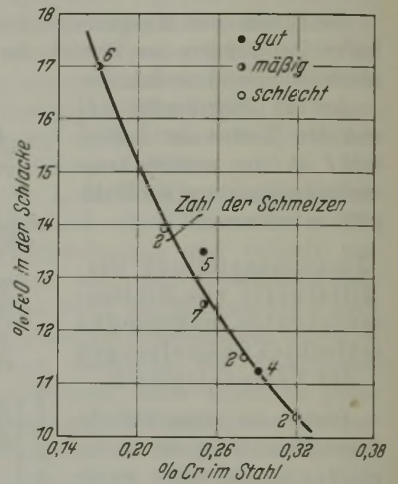


Bild 12. Beziehungen zwischen dem Chromgehalt des Stahles und dem Eisenoxydulgehalt der Schlacke.

Es sei dann noch angeführt, daß aus den Mittelwerten der Gießtemperaturen und der Zusammensetzung des fertigen Stahles ein Einfluß auf die Stahlgüte nicht zu erkennen ist.

Aus den gemachten Ausführungen ergibt sich, daß für eine geringe Einschluszziffer bei unlegierten Stählen folgende Erfordernisse erfüllt sein müssen: Hoher Gehalt an Mangan vor der Desoxydation, niedriger Gehalt an Schwermetalloxyden in der Schlacke, hoher Kalkgehalt in der Endschlacke und hoher K_{Mn}-Wert.

Mithin dieselben Bedingungen, wie sie aus den früheren Versuchen an Achenstahl abgeleitet wurden. Von diesen Bedingungen wird durch die Mittelwerte der chromlegierten Schmelzungen nur die erste Bedingung für das Mangan bestätigt, nicht aber auch die drei anderen Bedingungen.

Vergleicht man die Eisenoxydulgehalte der chromlegierten mit den unlegierten Schmelzen, so fällt auf, daß der Eisenoxydulgehalt durchschnittlich 3 bis 4 % unter den Werten der unlegierten Schmelzen liegt. Der Grund hierfür

¹⁸⁾ Herty jr., C. H., J. M. Gaines jr., B. M. Larsen, W. A. Simskin, R. L. Geruso und S. P. Watkins: Min. metall. Invest., Pittsburg, Nr. 34, 1927, S. 1/69; Amer. Inst. min. metallurg. Engrs., Techn. Publ., Nr. 88, 1928, 13 S.; Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engrs., Iron Steel Div., 80 (1928) S. 142/56; vgl. Stahl u. Eisen 48 (1928) S. 831/34.

kann nur in dem im Einsatz befindlichen Chromschrott zu suchen sein. Das gebildete Chromoxyd verdrängt und ersetzt anscheinend einen Teil des Eisenoxyduls der Schlacke. Chromoxyd ist analytisch nur teilweise in den Schlacken bestimmt worden und liegt bei den untersuchten Schlacken bei etwa 2 bis 3% Cr_2O_3 . Die Abhängigkeit des Eisenoxyduls in der Schlacke vom Chromgehalt des Stahles wird dann in *Bild 12* dargestellt. Hier ist über den Chromgehalt der letzten Vorprobe der Eisenoxydulgehalt der dazugehörigen Schlackenprobe aufgetragen. Die Punkte liegen nahe um eine Linie: mit abnehmendem Eisenoxydulgehalt steigt der Chromgehalt in der Vorprobe. Aus diesem Bild läßt sich aber über die Güte der Schmelzen nichts entnehmen.

Rechnet man nun von dem Chromgehalt des Einsatzes den Chromgehalt der letzten Vorprobe ab, was zulässig ist, da es sich um praktisch die gleiche Stahlmenge handelt, so erhält man nebenstehende Mittelwerte für das in die Schlacke gegangene Chrom:

Verschlacktes Chrom
in % Cr.

Stahl	Stahlgüte		
	gut	mäßig	schlecht
Cr I	0,07	0,06	0,12
Cr II	0,04	0,13	0,20
Cr III	0,11	0,14	0,21
Mittelwert:	0,07	0,11	0,18

Hieraus geht eindeutig hervor, daß bei den guten Schmelzen weniger, bei den mäßigen mehr und bei den schlechten am meisten Chrom verschlackte, oder besser gesagt, daß bei den guten Schmelzen am meisten Chrom reduziert wurde.

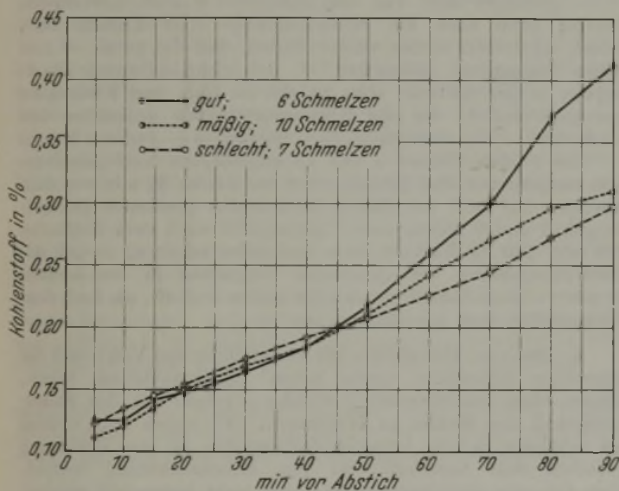


Bild 13. Kohlenstoff-Verbrennungskurven von unlegierten Einsatzstählen.

Die Mittelwerte für Phosphorsäure in der Schlacke und für Phosphor in der Gießprobe lassen aus *Zahlentafel 9* einen eindeutigen Zusammenhang mit der Einschlusßzahl, wie diese bei Achsenstahl (Reihe 1) vorlag, nicht erkennen. Lediglich die chromlegierten Schmelzungen zeigen im Gesamtmittelwert bei den guten Schmelzungen den höchsten

Phosphorgehalt in der Gießprobe und dementsprechend bei den schlechten Schmelzen den höchsten Phosphorsäuregehalt in der Schlacke.

Wie bereits bei dem Achsenwerkstoff (Reihe 1) ausgeführt wurde, sind in der gleichen Art für den Einsatzstahl (Reihe 2) die Kohlenstoff-Verbrennungskurven gezeichnet worden. Die Mittelwerte für gute, mäßige und schlechte Schmelzungen des unlegierten Einsatzstahls sind in *Bild 13* wiedergegeben. In den letzten 40 min vor Abstich verlaufen die drei Kurven fast gleichartig. Vor dieser Zeit zeigt die Kurve für die guten Schmelzungen ein starkes Ansteigen, während sie für die schlechteren Schmelzungen fast geradlinig verläuft. Das heißt also, daß, abgesehen von den letzten 40 min vor Abstich, die guten Schmelzungen am meisten, die mäßigen weniger und die schlechten am wenigsten gefrischt haben. Aus den Frischlinien der Stähle mit chromhaltigem Einsatz ist jedoch ein Unterschied zwischen guten, mäßigen und schlechten Schmelzungen nicht zu ersehen. Diese Abweichung von den Ergebnissen bei unlegierten Stählen ließe sich durch den Chromgehalt von Bad und Schlacke erklären; denn es ist bekannt, daß ein hoher Chromgehalt im Einsatz das Kochen und damit die Frischgeschwindigkeit verringert. Abschließend kann somit angenommen werden, daß wenigstens für den unlegierten Stahl ein starkes Durchkochen bis etwa $\frac{1}{2}$ h vor dem Abstich das Entstehen der Haarrissigkeit zurückdrängt. Auch dieses Ergebnis deutet darauf hin, daß die guten Schmelzungen von Anfang an heißer gingen als die übrigen.

Schlußfolgerungen.

Das Ergebnis der auf zwei verschiedenen Werken durchgeführten Untersuchungen kann folgendermaßen zusammengefaßt werden: Um nach dem Schrottkohlungsverfahren einen unlegierten Stahl mit niedriger Sandstellenzahl zu erschmelzen, müssen vier Punkte erfüllt sein, nämlich:

Hoher Mangengehalt im Stahl vor der Desoxydation.
Niedriger Gehalt an Schwermetalloxyden in der Endschlacke.
Hoher Kalkgehalt der Endschlacke.
Hoher K_{Mn} -Wert.

Die Punkte 1 bis 3 wirken dahin, einen hohen K_{Mn} -Wert zu erzeugen, und stellen sich durch heißes Schmelzen bei gutem Kochen ein.

Bei einem nach dem Roheisen-Schrott-Verfahren hergestellten unlegierten Stahl wurden die bei der Versuchsreihe 1 gefundenen vier Bedingungen bestätigt. Für Chromstahl wurde bei chromhaltigem Einsatz jedoch nur die erste Forderung — hoher Mangengehalt in der letzten Vorprobe — bestätigt gefunden. Es konnte aber gezeigt werden, daß auch hier die guten Schmelzungen heißer gegangen waren als die mäßigeren und die schlechten.

Die alte Stahlwerkerregel „Heiß zu schmelzen“ hat sich durch die durchgeführten Untersuchungen jedenfalls bestätigt.

An den Vortrag schloß sich folgende Aussprache an.

H. Wentrup, Essen: Aus den analytischen Untersuchungen, die bisher über die Zusammensetzung von Sandstellen selbst vorliegen, muß man annehmen, daß das Mangan (als Manganoxydul) nur verhältnismäßig wenig in ihnen vertreten ist. Nach den Untersuchungen von A. Ristow¹⁹⁾ überschreitet der Anteil an Manganoxydul fast nie 50% (vgl. *Bild 14*). Wir selbst haben bei Sandstellenuntersuchungen sogar noch geringere Gehalte an Manganoxydul als 25% gefunden. Die Sandstellen werden also in der Hauptsache aus Kieselsäure neben Tonerdeanteilen von in der Hauptsache aus Kieselsäure neben Tonerdeanteilen von durchschnittlich 20 bis 30% gebildet. Wenn man nun an der Anschauung festhält, daß die Sandstellen in grober Form ausge-

schiedene Desoxydationsrückstände sind, dann besagt diese Feststellung, daß Silizium und Aluminium an ihrer Bildung meist viel stärker beteiligt sind als das Mangan.

Das bestärkt die Vermutung von Herrn Bardenheuer, daß der Mangengehalt und alle die Zusammenhänge, die der Vortragende aufführte, nur Hinweise darauf sind, in welchem Zustand, d. h. in der Hauptsache mit welchem Sauerstoff- und Mangengehalt der Stahl den Ofen verläßt, bevor er die Zusätze von Silizium und Aluminium erhält, die dann zusammen mit dem Mangan den im Stahl enthaltenen Sauerstoff unter Bildung der Desoxydationsrückstände oder Sandstellen abbinden. Aus diesem Grunde würde man wahrscheinlich mehr Licht in die verwickelten Vorgänge der Sandstellenbildung bringen, wenn man sich einmal unmittelbar um die Zusammensetzung des Stahles,

¹⁹⁾ Arch. Eisenhüttenw. 10 (1936/37) S. 206.

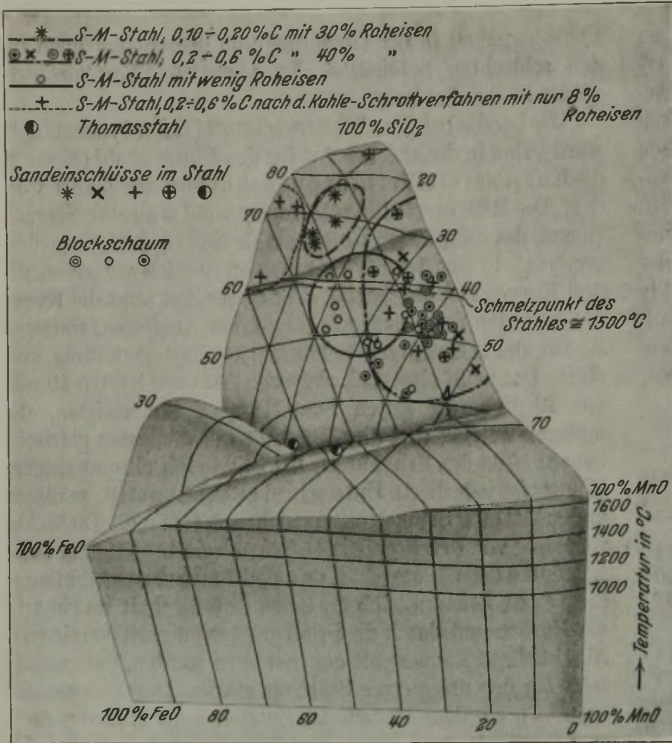


Bild 14. Schmelzpunkte von nichtmetallischen Einschlüssen und Blockschaum bei basischem Stahl.

insbesondere seinen Sauerstoffgehalt vor der Desoxydation, und um die Konzentration der Elemente Mangan, Silizium und Aluminium kümmerte, die sich mit ihm umsetzen. Bei chromlegierten Stählen müßte man natürlich auch den Chromgehalt mit in eine Untersuchung einbeziehen. Dann würden sich sicher noch viele Unstimmigkeiten, die zur Zeit noch bestehen, klären lassen.

A. Ristow, Düsseldorf: Zur Ergänzung dessen, was Herr Wentrup ausführte, möchte ich auf meine frühere Auswertung¹⁹⁾ von nichtmetallischen Einschlüssen aus großen Schmiedeblocken hinweisen. Die Analysen der Sandeinschlüsse wurden in das bekannte Diagramm: SiO₂-MnO-FeO (Bild 14) eingetragen. Da den Schmiedeblocken nur wenig Aluminium zugesetzt wurde, decken sich die an deren Einschlüssen gemachten Feststellungen nicht mit der Anschauung von Herrn Wentrup über den Einfluß des Mangananteils der Einschlüsse. Bei den höher manganhaltigen Stählen bilden sich leichtschmelzende Mangansilikateinschlüsse mit wenig Eisenoxydul und Tonerdegehalten von nur 4 bis 14 %. In dem tiefsten Teil des Dreiecksdiagramms liegen die dünnflüssigen niedrigschmelzenden Einschlüsse, die sich schon während des Gießens aus den großen Blöcken ausscheiden. Wenn der Stahl aber wenig Mangan enthält, dann bilden sich manganarme Verbindungen, die sich während der Erstarrung nicht mehr ausscheiden können, weil sie nach der Kieselsäurecke zu liegen und ihr Schmelzpunkt weit über dem des Stahles liegt. Daraus ergibt sich, daß diese manganarmen, hochkieselsäurehaltigen Einschlüsse sich nicht so schnell zusammenballen können und deshalb im erstarrenden Stahl eingeschlossen werden. Das Mangan hat also schon einen sehr starken Einfluß auf die Ausscheidungen von nichtmetallischen Einschlüssen. Diesen Einfluß findet man bei der Untersuchung von Sandstellen selbst deswegen nicht so häufig, weil oft große Mengen manganhaltigen Blockschaumes schon vor der Erstarrung aus heißen Stählen aufsteigen und deshalb diese Blöcke verhältnismäßig sandfrei sind.

P. Bardenheuer, Düsseldorf: Die Schlußfolgerungen der vorliegenden Arbeit führen zu dem Ergebnis, daß die wichtigste Voraussetzung für die Herstellung eines reinen Stahles ein möglichst geringes Sauerstoffangebot an das Stahlbad gegen Ende der Entkohlung ist; denn je mehr Eisenoxydul in der Schlacke zuletzt noch zur Verfügung steht, um so mehr Sauerstoff enthält der Stahl. Eine hohe Manganreduktion ist die beste Gewähr für ein sauerstoffarmes Bad. Ist das Bad vor der Desoxydation reich an Sauerstoff, so bilden mit diesem die zugesetzten Desoxydationsstoffe Oxyde, die sich nachher als Sandstellen im Stahl vorfinden.

Der Vortragende hat weiter darauf hingewiesen, daß ein hoher Kalkgehalt in der Endschlacke für eine niedrige Sandstellenzahl wichtig ist. Das scheint nicht ganz im Einklang zu

stehen mit den Ausführungen auf Seite 243, wo gesagt wird, die hohe Zahl der Sandstellen sei unabhängig vom Basizitätsgrad. Ich möchte fragen, ob ein größerer Kalkzuschlag zum Schluß erfolgt ist, oder, ist als Folge einer hohen Endtemperatur bisher noch ungelöster Kalk in Lösung gegangen? Oder sollte etwa durch einen nachträglichen Kalkzuschlag die Schlacke abgesteift worden sein, um die Reaktion des darin enthaltenen Eisenoxyduls mit dem Bad abzubremsen?

Wie wichtig ein geringes Sauerstoffangebot kurz vor dem Abstich ist, zeigt ja auch Bild 5, nach dem der Kohlenstoffabbrand von 0,40 % bis zum Abstich bei 0,37 % stark verlangsamt wird. Im Widerspruch hierzu werden bei der Versuchsreihe mit Stählen, die bis etwa 0,12 % C entkohlt worden sind, die guten Stähle durch einen starken Abfall der Entkohlungskurve in dem genannten Temperaturbereich gekennzeichnet; von etwa 0,20 % C ab nimmt die Entkohlungskurve der guten und der schlechten Stähle einen übereinstimmenden Verlauf (Bild 13). Würde man in dieses Bild die Entkohlungskurve der in Zahlentafel 7 aufgeführten guten Schmelzung 2 oder 8 einzeichnen, so würde sich ein ganz flacher Kurvenverlauf ergeben. Diese Widersprüche bedürfen noch der Aufklärung.

G. Voigt, Krefeld: Herrn Bardenheuer möchte ich erwidern, daß die angeführten Schmelzungen des Einsatzstahles in der letzten halben Stunde vor dem Abstich keinen Kalkzuschlag erhalten haben, sondern daß der hohe Kalkgehalt der guten Schmelzungen Folge einer hohen Badtemperatur ist. Da der Kalkgehalt der schlechten Schmelzungen um 3 % (vgl. Zahlentafel 9) niedriger ist als derjenige der guten Schmelzungen, der Basizitätsgrad jedoch mit etwa 3,2 unverändert bleibt, muß damit auch der Kieselsäureanteil in der Schlacke um den dritten Teil des Kalkanstiegs — also um 1 % — gestiegen sein, was aus Zahlentafel 9 auch hervorgeht.

Hierbei kann auch die Schlackenmenge von Einfluß sein, jedoch wird man immer wieder finden, daß die guten — also heißer gegangenen Schmelzen — bei gleichbleibenden Restoxyden in der Schlacke etwa so viel an Kalk und Kieselsäure gewonnen haben, wie die Schwermetalloxyde gegenüber den schlechten — also matt gegangenen Schmelzen — verloren haben.

Die in den Bildern 5 und 13 angeführten Kohlenstoffverbrennungskurven sind Mittelkurven der letzten 90 min vor dem Abstich. Die zwei von Herrn Bardenheuer genannten Schmelzungen 2 und 8 haben nach Zahlentafel 6 nach dem Einlaufen 120 oder 240 kg Karburit zum Aufkohlen erhalten, so daß die Entkohlungskurve der genannten Schmelzen in den letzten 90 min vor dem Abstich tatsächlich steiler verläuft, als nach dem Einlaufkohlenstoff anzunehmen ist.

K. Daeves, Düsseldorf: Die Feststellung von Voigt, daß die schlechten Schmelzen einen hohen Siliziumabbrand haben, könnte einen interessanten Vorschlag ergeben, um den Sauerstoffgehalt des Stahles zu bestimmen. Wir haben auch einmal bei nahtlosen Rohren versucht, festzustellen, ob eine Beziehung zwischen dem Ausschuß und dem Siliziumabbrand besteht. Eine derartige Beziehung konnte aber nicht festgestellt werden.

A. Ristow: Es überschneiden sich hierbei zwei Einflüsse. Aus der Zahlentafel von Voigt geht hervor, daß der Siliziumabbrand bei den schlechten Schmelzen bei 45 % liegt gegenüber 38 % bei den guten Schmelzen, die auch die heißeren waren. Auf der anderen Seite ist der Siliziumabbrand aber um so höher, je heißer eine Schmelze ist. Diese beiden Einflüsse überschneiden sich also. Deshalb kann man aus dem Siliziumabbrand allein keine Schlüsse auf die Stahlgüte ziehen. Die Amerikaner benutzen im Betrieb Tabellen, aus denen sie die zur Desoxydation erforderliche Menge Ferrosilizium und Aluminium entnehmen (vgl. Bild 15). Dabei machte man die Erfahrung, daß bei gleichem Eisenoxydulgehalt der erforderliche Ferrosiliziumzuschlag bei den heißen Schmelzen ungefähr doppelt so hoch sein muß wie bei den kältesten.

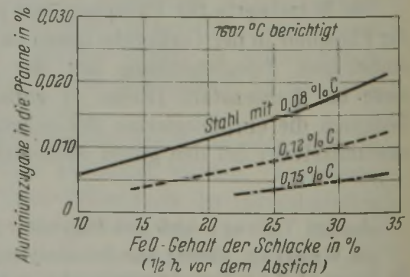


Bild 15. Aluminiumzuschlag zum Stahlbad bei basischem Siemens-Martin-Stahl; Nordamerika.

Die Amerikaner benutzen im Betrieb Tabellen, aus denen sie die zur Desoxydation erforderliche Menge Ferrosilizium und Aluminium entnehmen (vgl. Bild 15). Dabei machte man die Erfahrung, daß bei gleichem Eisenoxydulgehalt der erforderliche Ferrosiliziumzuschlag bei den heißen Schmelzen ungefähr doppelt so hoch sein muß wie bei den kältesten.

Der von Voigt festgestellte günstige Einfluß des hohen Kalkgehaltes der Schlacke widerspricht eigentlich der gleichzeitigen Forderung nach dem hohen Manganerhalt des Stahles vor der Desoxydation. Nach den Erfahrungen anderer Werke erhält man die beste Manganreduktion aus der Schlacke, wenn das Verhältnis Kalk zu Kieselsäure zwischen 1 : 1,8 und 1 : 2 liegt, während sich aus den Werten von Voigt ein Kalk- zu Kieselsäureverhältnis von über 1 : 3 ergibt. Wenn Sie sich das von W. Bischof²⁰⁾ gezeigte Bild 27 nochmals vergegenwärtigen, das bei $2 \text{ CaO} \cdot \text{SiO}_2$ eine günstige Viskosität der Schlacke zeigte, dann liegen die Schlacken der anderen mit Manganreduktion arbeitenden Werke (etwa 40 % CaO und 20 % SiO_2) auf der tiefliegenden Seite der „Zunge“, während die von Herrn Voigt als günstig befundenen Schlacken auf der gegenüberliegenden Seite der „Zunge“ bei wesentlich dickflüssigeren Schlacken liegen. Bei derartigen Schlacken muß Flußpat benutzt werden, um die erforderliche Dünnflüssigkeit zu erhalten.

W. Bischof, Dortmund: Daß Gebiete guter Reaktionsfähigkeit der Schlacken vorhanden sind, hat Herr Oelsen²¹⁾ schon angedeutet. Nach ihm soll an der Stelle c der von ihm gezeichneten Kurve abcd die günstigste Wirkung der Schlacke vorliegen. Vermutlich wird dann auch bei der entsprechenden Schlackenzusammensetzung die Qualität des erschmolzenen Stahles am besten sein.

W. Oelsen, Düsseldorf: Bei Schlacken nahe dem Punkt c müßte die Entphosphorung und Entschwefelung am besten sein, da sie wirklich hochbasisch, nämlich an Kalk gesättigt sind. Außerdem ist dort der Eisenoxydulgehalt verhältnismäßig klein. Die Schlacken der herausragenden Zunge der Löslichkeitslinie des Orthosilikates erfordern höhere Eisenoxydulgehalte. Oberhalb der Zunge ist die Kieselsäure und unterhalb das Eisenoxydul vorwiegend das wirksame Flußmittel in der Schlacke.

W. Bischof: Könnte man sich nun zunächst theoretisch nicht vorstellen, daß auf der anderen Seite der Ausbuchtung, also zu höheren Kieselsäuregehalten hin, ebenfalls eine günstige Wirkung der Schlacke vorläge?

W. Oelsen: Da sowohl die kieselsäurereicheren Schlacken als auch die kalkreicheren Schlacken zu beiden Seiten der zungenförmigen Löslichkeitslinie des Orthosilikates weniger Eisenoxydul zur Verflüssigung benötigen als die Schlacken mit dem Verhältnis $\text{CaO} : \text{SiO}_2 = 2 : 1$, sollten beide Schlackenarten auf den Oxydgehalt des Stahles einen günstigen Einfluß haben, allerdings würden die kieselsäurereicheren nicht so gut entphosphorierend und entschwefelnd wirken.

A. Ristow: Die Schlacken von Voigt liegen oberhalb der Zunge und die Schlacken der mit weitgehender Manganreduktion arbeitenden Werke liegen um 40 % CaO herum, während die von Voigt 50 % CaO haben. Es ist eigenartig, daß man in den Gebieten unter- und oberhalb der „Zunge“ gute Stähle erhält und offenbar in der Mitte die Entstehung nichtmetallischer Einschüsse gefördert wird. Dafür suche ich eine Erklärung.

W. Bischof: Diese Feststellungen sind praktisch aber gemacht worden. Man muß vielleicht zwei Faktoren berücksichtigen: die Temperatur und den Gehalt an Kalk und Kieselsäure. An sich sind diese beiden Faktoren Gegensätze. Mit

²⁰⁾ Arch. Eisenhüttenw. 13 (1939/40) S. 330.

²¹⁾ Ebenda, S. 332.

steigender Temperatur nimmt die Löslichkeit des Stahles für die Oxydule zu, während, diesen Faktor anscheinend überwiegend, mit steigendem Kalk- und Kieselsäuregehalt die Oxydulmenge der Schlacke und damit auch im Stahl abnimmt. Dabei ist zu berücksichtigen, daß außerdem sowohl nach der Kalkseite hin durch Kalk als auch nach der Kieselsäureseite hin durch Kieselsäure ein Teil der Oxydule durch entsprechende Bindung unwirksam gemacht wird. Die Temperatur hat insofern eine Bedeutung, als ihre Steigerung erst höhere Kalkgehalte ermöglicht. Da aber eine Zunahme von Kalk und Kieselsäure im Verhältnis des Kalksilikats $2 \text{ CaO} \cdot \text{SiO}_2$ Schlacken schlechter Beschaffenheit ergibt, wie in meinem Vortrag²⁰⁾ ausgeführt wurde, kann man die Herabsetzung des Oxydulgehalts durch Steigerung des Kalk- oder Kieselsäuregehalts natürlich nur auf beiden Seiten der Ausbuchtung ausnutzen. Somit besteht in der von Herrn Ristow angegebenen Tatsache, daß die hochbasischen Schlacken, die Herr Voigt angegeben hat, und die mehr sauren Schlacken der anderen mit hoher Manganreduktion arbeitenden Werke beide einen guten Stahl ergeben, keinerlei Widerspruch. Darüber hinaus gibt es, wie ich annehmen möchte, aber noch bestimmte Schlackenbereiche, durch deren Anwendung besonders gute Eigenschaften des Stahles erhalten werden. Diese Gebiete liegen nahe der Kalk- und nahe der Kieselsäureseite der in den Abbildungen gezeigten Ausbuchtung. Als Ursache hierfür wäre vielleicht noch die Möglichkeit zu berücksichtigen, daß je nach der Schlackenzusammensetzung auch die Zusammensetzung des gelösten Stoffes verschieden sein kann. Mangels entsprechender Versuche kann man aber noch nicht sagen, ob und wie Eisenoxydul, Eisensilikat oder Manganoxydul sich löst und ob je nach der Schlacke bestimmte Mengenverhältnisse in den gelösten Bestandteilen sich ergeben können.

F. Körber, Düsseldorf: Dies letztere habe ich mit Herrn Bischof besprochen. Wenn man auf seinem Gebiete links herüber in das Gebiet der schlechten Chargen gehen will, muß man berücksichtigen, daß mit Verminderung der Kieselsäure wahrscheinlich der FeO-Gehalt zunimmt.

H. Schenck, Niederschelden: Das ist ein Punkt, der eine ganz wichtige Rolle spielt. Wahrscheinlich spielt die Abstichttechnik mit hinein. Denn wenn Sie den Stahl abgießen und der Stahl fließt in die Schlacke, so wird die Schlacke angesäuert, und durch das Ansäuern wird nach meiner Auffassung wieder ein Oxydul oder Eisenoxydul gebildet, welches sich in Schlacken aktiviert. Am günstigsten verhält sich eine Schlacke, die nicht so basisch ist. Da ist eine sehr weitgehende Ansäuerung der Schlacke in der Pfanne nicht mehr möglich, infolgedessen auch nicht eine nachträgliche Aktivierung der in der Schlacke vorhandenen Eisenoxydule.

W. Bischof: Ich bin der Ansicht, daß man nicht den gesamten Metalloxydulgehalt oder den gesamten Eisenoxydulgehalt der Schlacken als Maßstab für ihre Wirksamkeit heranziehen sollte; denn wir wissen doch nicht, in welchem Zustande z. B. das Eisenoxydul in der flüssigen Schlacke vorliegt. Ich halte es für wahrscheinlich, daß bei hohen Kalkgehalten eine Bindung des Eisenoxyduls in irgendeiner Form an Kalk besteht, so daß die Reaktionsfähigkeit des Eisenoxyduls damit erheblich geringer wird. Das gleiche gilt für hohe Kieselsäuregehalte. Erforderlich ist aus diesem Grunde auch schon stets die Berücksichtigung der ganzen Schlackenzusammensetzung.

Umschau.

Gleitkupplungen bei Blechschleppgerüsten zur Leistungssteigerung, Getriebeschonung und Metall- einsparung.

Bei den Versuchen zur Einführung von Preßstoff-Walzenlagern an Blechschleppgerüsten ergaben sich größere Schwierigkeiten, die erst zum Erfolg führten, als dreiteilige Preßstoffeinsätze so in die Metallager eingepaßt wurden, daß sie vom Metallrahmen allseitig umschlossen waren und nach keiner Richtung ausweichen konnten. Neben der Tatsache, daß sich auch ein Vorstehen der Preßstoffeinsätze über die Lauffläche des Metallrahmens als unzulässig erwies, ergaben die Versuche, daß die früheren Metallager der Oberwalze nicht infolge Abnutzung ersetzt werden mußten, sondern infolge des stetigen Springens der Oberwalze durch die entstehenden Schläge zu Bruch gingen. Die neue Lagerbauart¹⁾ ist in Bild 1 im wesentlichen gekennzeichnet. Wichtig ist die geringere Breite der Fettkammer als die der Preßstoffeinsätze, wodurch der Walzenzapfen bei der erforderlichen Preßfettsschmierung um die Schmierfilmdicke vom Metallrand

abgehoben wird. Als Preßfett hat sich ein druckfestes Fett mit nachstehenden Eigenschaften als gut brauchbar erwiesen: Fließpunkt 81°, Tropfpunkt 92°, bei 100° dünnflüssig und Siedepunkt oberhalb 194°. Als Preßstoff wurde Novotext und Turbax verwendet, jedoch dürften sich ähnliche Werkstoffe als gleich gut erweisen.

Derartige Lager ergaben eine Betriebszeit von 19 Monaten bei durchschnittlich zweischichtiger Arbeitsweise am Tage. Nebenbei brachte die Lagerbauart den Vorteil der Abdämpfung der durch das Springen der Oberwalze hervorgerufenen Schläge.

Druckmessungen, die bei diesen Versuchen ebenfalls vorgenommen wurden, zeigten bei der Kaltwalzung von Metallblechen (12 Bleche zu je 2 mm Dicke in 52 Stichen auf 8 mm) 600 t Druck an beiden Meßdosen. Da die Abnahme je Stich nur 2 % betrug, konnte dieser Druck nicht allein auf die Formänderung des Paketes zurückzuführen sein. Es wurde daher versucht, auf rechnerischem Wege den durch das Springen der Oberwalze hervorgerufenen Druck Q zu ermitteln.

Zwei Walzgerüste gleicher Bauart dienten zur Ermittlung der notwendigen Maßangaben; eins davon war aus Gußeisen, das andere aus Stahlguß. Die in der nachstehenden Berechnung ver-

¹⁾ Metallwirtsch. 17 (1938) S. 251/53.

wendeten Bezeichnungen sind durch Skizzen ver-
sinnbildlicht, so daß wohl kaum ein Zweifel ent-
stehen kann. Vorweg sei grundsätzlich festgestellt,
daß der Rechnungsgang keinen strengen An-
sprüchen genügt, er soll auch nur einen Hinweis
auf die Größenordnung der Kräfte ergeben, die
ständig durch das Springen der Oberwalze aus-
gelöst werden.

Das Blechpaket wird gegen die Walzen ge-
drückt (Bild 2) und von der angetriebenen
Unterwalze mit der Geschwindigkeit v_u in m/s
mitgenommen. Die Oberwalze mit ihren Einbau-
stücken, Lagern und Brechtöpfen erhält da-
durch eine senkrechte Geschwindigkeit, die man mit

$$v_y = v_u \cdot \frac{h_1}{l_d} \quad (1)$$

ansetzen kann.

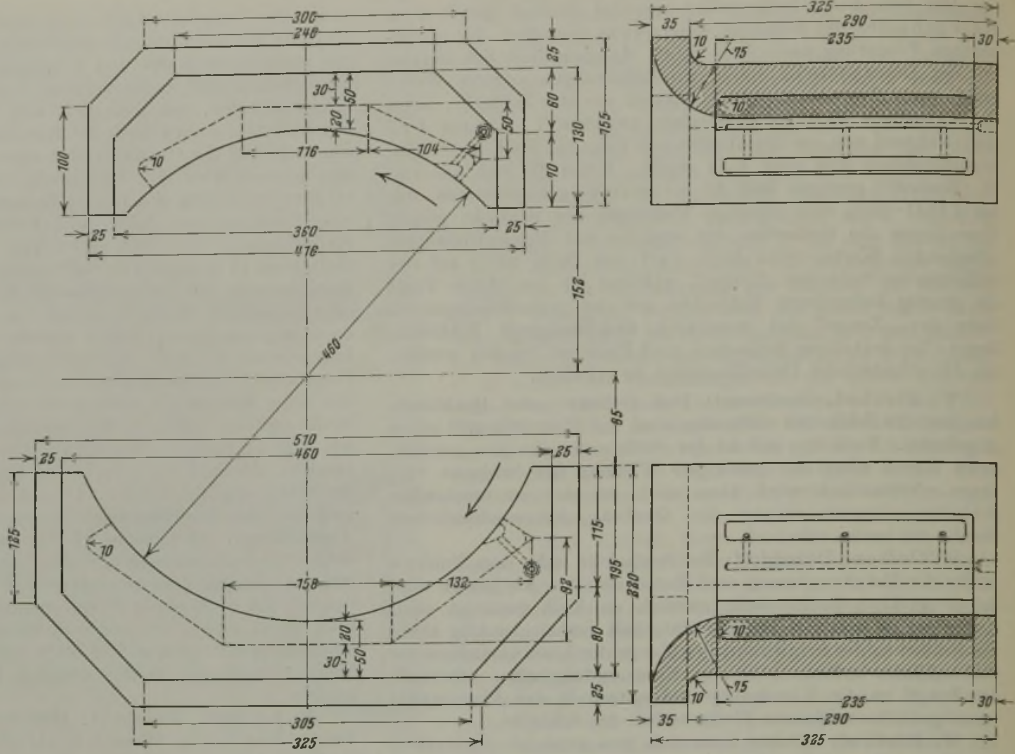


Bild 1. Neue Lagerbauart für ein Zweiwalzen-Metallwarmwalzgerüst.

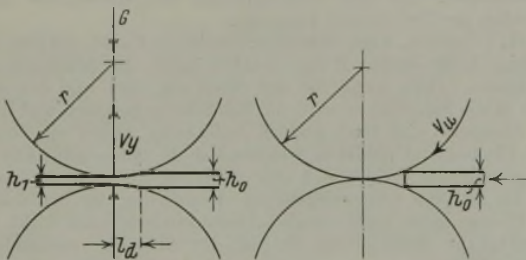


Bild 2. Kennzeichnung der Formelgrößen h_0 , h_1 , l_d .

l_d errechnet sich zu:

$$l_d = \sqrt{r(h_0 - h_1) - \frac{(h_0 - h_1)^2}{4}} = \sqrt{r \Delta h - \frac{\Delta h^2}{4}} \approx \sqrt{r \Delta h}$$

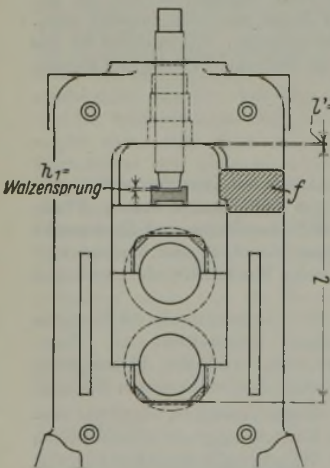


Bild 3. Kennzeichnung der Formelgrößen l , l' und f .

Bezeichnet man das Gewicht der angehobenen Teile mit G in kg (Oberwalze + Einbaustücke + Lager + Brechtöpfe), so muß dieses Gewicht mit der Geschwindigkeit v_y auf die Anstellspindeln aufschlagen. Nimmt man nun an, daß dieser Stoß von der elastischen Dehnung l' der Walzenständerschekel vom Querschnitt f in cm^2 und der Länge l in cm aufgenommen wird (Bild 3), so bestehen unter der Festsetzung eines Elastizitätsmoduls für Gußeisen und Stahlguß von $900\,000 \text{ kg/cm}^2$ und $2\,000\,000 \text{ kg/cm}^2$ folgende Beziehungen:

$$\frac{m \cdot v^2}{2} = Q \cdot l'$$

auf den vorliegenden Fall angewendet:

$$\frac{m \cdot v_y^2}{2} = 4 \cdot f \cdot k_z \cdot \frac{l \cdot k_z}{100 \cdot E} \quad \text{wenn } Q = 4 \cdot f \cdot k_z \quad \text{und } l' = \frac{l \cdot k_z}{100 \cdot E}$$

$$\frac{G \cdot v_y^2}{2g} = k_z^2 \cdot 4 \cdot f \cdot \frac{l}{100E}, \text{ woraus}$$

$$k_z = \sqrt{\frac{G \cdot v_y^2}{2 \cdot g \cdot 4 \cdot f \cdot \frac{l}{100E}}} \text{ kg/cm}^2 \quad (3)$$

Das Gewicht G (Oberwalze + Zubehör) wurde mit 6000 kg ermittelt und l mit 130 cm am Gerüst festgestellt. Damit ergibt sich:

A für Gußeisenständer

$$k_{zG} = \sqrt{\frac{6000 \cdot v_y^2}{2 \cdot g \cdot 4 \cdot 900 \cdot \frac{1,3}{900000}}} \text{ kg/cm}^2 \quad (4)$$

B für Stahlgußständer

$$k_{zSt} = \sqrt{\frac{6000 \cdot v_y^2}{2 \cdot g \cdot 4 \cdot 800 \cdot \frac{1,3}{2\,000\,000}}} \text{ kg/cm}^2 \quad (5)$$

und daraus

$$Q_G = k_{zG} \cdot 4 \cdot 900 \quad (6)$$

$$Q_{St} = k_{zSt} \cdot 4 \cdot 800 \quad (7)$$

In *Zahlentafel 1* sind die Werte k_z und Q für verschiedene Werte h_0 und h_1 und die Q -Werte in *Bild 4* wiedergegeben.

Zahlentafel 1. Massendrucke Q bei verschiedenen Sprunghöhen h_1 .

h_0 in mm . . .	5	10	15	20	25	30	
h_1 in mm . . .	4,75	9,5	14,25	19	23,8	28,5	
l_d in mm . . .	41	58	71	80	91	100	
1. v_y in m/s . . .	0,184	0,26	0,32	0,38	0,42	0,46	
4. k_{zG} in kg/cm^2 . . .	44,6	62,2	76,5	92	101	110	
6. Q_G in kg . . .	160 000	224 000	276 000	331 000	364 000	396 000	Gußeisen- ständer
5. k_{zSt} in kg/cm^2 . . .	70,7	100	121	143	160	176	
7. Q_{St} in kg . . .	226 000	320 000	397 000	458 000	512 000	546 000	Stahlguß- ständer

Die gefundenen Werte zeigen deutlich, in welchem Maße der an den Meßdosen festgestellte Druck durch das Springen der Oberwalze verursacht wird und welcher geringer Anteil der Verformungsarbeit zuzuschreiben ist; außerdem ist der Größenunterschied der Q -Werte für Guß- und Stahlgußständer als sehr beträchtlich festzustellen.

Will man nun bei solchen Schleppgerüsten alle mit den dauernden Schlägen verbundenen Nachteile sowohl für das

Gerüst selbst als auch für den Antrieb vermeiden, so muß das Gewicht der Oberwalze und der sie belastenden Zubehörteile entweder durch Federn herabgemindert oder auf eine andere Art und Weise ausgeglichen werden. Damit aber entfällt die bisherige Antriebsart der Oberwalze durch Reibung, und es muß jetzt ein zwangsläufiger Antrieb der Walze erfolgen, der einerseits aus bekannten walztechnischen Gründen bei der Paketwalzung nur mittels einer Gleitkupplung möglich ist, andererseits aber auch wieder keinerlei Schwierigkeiten bietet. Die einfachste Kupplungsmöglichkeit besteht in der Anwendung von Zahnrädern mit verlängerten Zähnen. Das eine Stirnrad wird fest auf die Unterwalze aufgekeilt, das andere auf den Kleeblattzapfen der Oberwalze mit Gleitsitz aufgesteckt. Die Aussparung zwischen Radbohrung und Kleeblattzapfen wird mit Holz ausgekeilt. Wird das Stirnrad der Oberwalze infolge der Abnutzung der Holzeinlagen nicht mehr mitgenommen, so genügen einige schlanke Eisenkeile, die in das Holz eingetrieben werden, zu der erforderlichen Anspannung, um den Antrieb der Oberwalze wieder sicherzustellen.

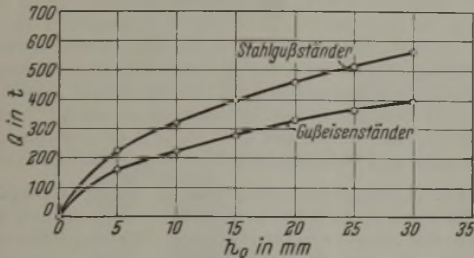


Bild 4. Q-Werte für Stahlguß- und Gußeisenständer in Abhängigkeit der Blechpakethöhe h₀ vor dem Stich.

Weitere Kupplungsmöglichkeiten sind durch die neuzeitlichen Freilaufkupplungen zum Antrieb der Schleppwalzen von Bandstahlwalzwerken und Feinblechgerüsten gegeben. Alle auf diese Weise angetriebenen Blechwalzgerüste erfüllen die Anforderungen, die die Paketwalzung verlangt, und ersparen viele Störungen, die durch Walzenzapfenbrüche und zu starken Verschleiß eintreten.

Die Ergebnisse der vorstehenden Nachrechnung zeigen deutlich, daß der Betrieb von Blechschleppgerüsten von jedem verantwortungsvollen Ingenieur nicht mehr als zeitgemäß angesehen werden kann. Die Forderung, derartige Schleppgerüste umzubauen, ist heute um so mehr berechtigt, als durch den Antrieb der Blechgerüste mit Gleitkupplung sowohl eine Leistungssteigerung als auch zugleich eine Einsparung von Werkstoffen erzielt wird. Leonhard Weiß.

Elektrolytische Gewinnung von Mangan.

Im amerikanischen Schrifttum war zum ersten Male im Jahre 1936 von der Gewinnung von Mangan durch Elektrolyse¹⁾ die Rede gewesen. Nach den in der Zwischenzeit hin und wieder veröffentlichten Hinweisen über die Manganelektrolyse beschreibt nunmehr W. L. Hammerquist²⁾ ausführlich das in etwa zwanzig-jähriger Arbeit zur Betriebsreife entwickelte Verfahren (Bild 1), das für die Vereinigten Staaten deshalb von Bedeutung ist, weil dadurch die Ausnutzung zahlreicher inländischer Manganzlagerstätten möglich wird, die früher wegen ihres geringen Mangan gehaltes nicht als abbauwürdig galten. Aber auch hochwertige, in den Vereinigten Staaten allerdings nicht vorhandene Manganzlagerstätten sind für die Elektrolyse ebensogut geeignet.

Die erste Aufgabe ist die Ueberführung des Manganinhaltes der Erze in Lösung als Mangansulfat. Aus wirtschaftlichen und auch anderen Gründen muß das Roherz in eine solche Form gebracht werden, daß es in der bei der Elektrolyse anfallenden verdünnten Schwefelsäure löslich ist. Mit Ausnahme des Mangankarbonats kommt das Mangan in der Natur nicht in solcher Form vor, daß es unmittelbar mit Schwefelsäure ausgelaugt werden kann, sondern als Mangandioxyd oder einer anderen höheren Oxydationsstufe. Die gebrochenen und vorgetrockneten Erze werden in einem elektrisch beheizten Ofen im Gegenstrom Generatorgas ausgesetzt, wobei das Mangandioxyd zu Manganoxydul reduziert wird. Die Reduktionstemperatur beträgt 600 bis 700°, die Reduktionsdauer liegt zwischen 30 und 60 min. Das reduzierte Erz wird auf weniger als 100° abgekühlt und unter Vermeidung von Luftzutritt in Stahlfässer von etwa 200 l Inhalt gefüllt. Anfangs hatte man das Erz in offenen Bunkern gelagert, mußte jedoch feststellen, daß es unter starker Wärmeentwicklung wieder oxydierte und für die folgende Auslaugung ungeeignet war.

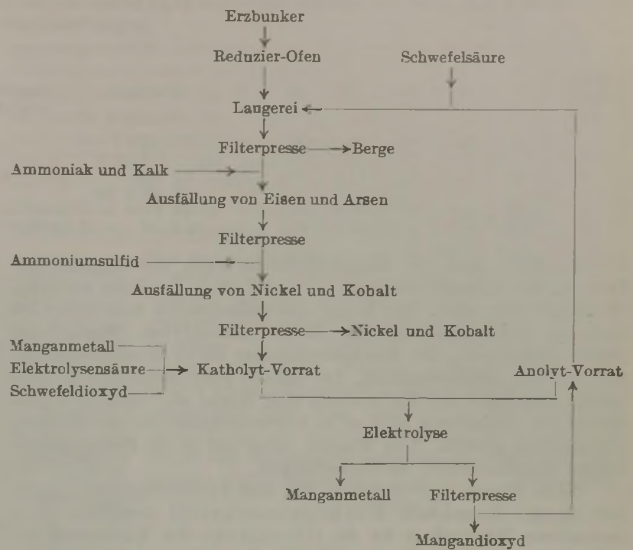


Bild 1. Stammbaum der Mangan-Elektrolyse.

Alle Manganerze enthalten Eisen, und zwar von geringen Beimengungen bis zu 40%, das bei der Elektrolyse stört. Am vorteilhaftesten wäre es, wenn man dieses Eisen vor der Laugung durch magnetische Trennung ausscheiden könnte. Versuche, das Eisen gleichzeitig mit der Reduktion des Mangans in eine magnetische Form überzuführen, sind bisher noch nicht gelungen, so daß man sich bis heute noch auf die Verarbeitung von Manganzergen mit geringem Eisengehalt beschränkt.

Das reduzierte Erz wird in Behälter gegeben, die 30 m³ Endsäure von der Elektrolyse enthalten. Dieser Elektrolyt enthält 200 g/l (NH₄)₂SO₄, etwa 24 g/l H₂SO₄ und etwas Mangansulfat. Die von der Elektrolyse kommende Endsäure wird genau untersucht und mit so viel reduziertem Erz, Schwefelsäure und gegebenenfalls Ammoniumsulfat versetzt, daß man nach dem Auslaugen eine Lösung erhält, die im Liter 200 g (NH₄)₂SO₄ und 70 g MnSO₄ enthält. Die rohe Laugenlösung wird zunächst durch Filter gepumpt, um feste Rückstände auszuscheiden, und gelangt dann in den ersten Reinigungsbehälter. Sie enthält noch Eisen, Arsen, Nickel, Kobalt, Molybdän, Phosphor und andere im Erz vorhandene Metalle oder Metalloide. Diese müssen so weit ausgeschieden werden, daß sie in der Lösung mit den empfindlichsten Verfahren nicht mehr nachgewiesen werden können, da der Wirkungsgrad der Elektrolyse in hohem Maße von der Reinheit des Elektrolyten abhängt. Durch Zugabe von Ammoniakgas und Durchblasen von Luft werden Eisen und Arsen ausgefällt. Enthält die Lösung weniger als 0,1 g/l Fe, so muß zur sicheren Ausscheidung des Arsens Eisen zugesetzt werden. Nach etwa 3 bis 4 h Standzeit wird der Niederschlag abgefiltert und die Lösung mit Ammoniumsulfid versetzt, um Kobalt, Nickel, restliches Eisen und auch etwas Mangan als Sulfide auszufällen. Nach 6 bis 12 h Standzeit wird die alkalische Lösung, die nur noch Mangansulfat und Ammoniumsulfat enthält, abgefiltert und in Lagerbehältern aufbewahrt. Bei Gegenwart von Vanadin, Titan, Molybdän und gewissen anderen Metallen ist eine besondere Behandlung nötig. Da die alkalische Mangansulfatlösung zur Oxydation neigt, wobei hydratisches Manganoxyd ausfällt, wird Schwefeldioxyd bis zu einem Gehalt von 0,1 g/l zugesetzt.

Die Elektrolysezellen aus Holz mit einem Ueberzug aus einem Kunstharz auf Phenolgrundlage sind 2,45 × 0,7 × 1,1 m³ groß und enthalten 27 Bleianoden und 26 Kathodenzellen. Die Kathodenzellen bestehen aus Eichenholz mit einem Segeltuchüberzug und haben ein Fassungsvermögen von etwa 20 l. Jede Zelle hat Nuten zur Aufnahme einer Kathode aus rostfreiem Stahl von 914 × 457 mm². Die Zellen sind in sich parallel und untereinander derart in Reihe geschaltet, daß einzelne Zellen zur Reinigung oder Instandsetzung ausgeschaltet werden können. Die Zellen stehen in zwei Reihen nebeneinander. Die Lösungen werden durch zwei Bleileitungen zugeführt, und zwar in der einen Leitung die gereinigte Mangansulfatlösung (Katholyt) zu den einzelnen Kathodenzellen, in der anderen Leitung Endsäure (Anolyt) zu den Anodenräumen.

Die Zufuhr des Katholyts wird durch Einhalten eines bestimmten Flüssigkeitsstandes im Füllbehälter und eine Hartgummidüse an jeder Kathodenzelle so geregelt, daß die größtmögliche Menge Mangan aus der Lösung gewonnen werden kann. Hier spielen zahlreiche Umstände mit, von denen die wichtigsten

¹⁾ Iron Age 137 (1936) Nr. 23, S. 99.

²⁾ Steel 105 (1939) Nr. 48, S. 42/45.

Zahlentafel 2. Chemische Zusammensetzung, Erholungs- und Rekristallisationstemperaturen der von H. Cornelius untersuchten Legierungen.

Werkstoff Nr.	C %	Si %	Mn %	Cr %	Ni %	W %	Sonstiges %	Ausgangszustand	Erholung der Härte				Volständige Rekristallisation bei 5- bis 20prozentiger Verformung
									Beginn Glühdauer 2 h		Ende Glühdauer 50 h		
1	0,16	0,9	0,7	17,6	9,1	0,8	0,1 Mo 1,6 Ta + Nb	1080°/1 h/Luft	800 bis 900°	1000°	700 bis 800°	900°	1000°
2	0,45	0,9	0,7	27,4	30,1		1,9 Ti	1150°/1 h/Oel	> 800°	1100°	> 700°	1000°	1100°
3	0,08	0,5	1,5	15,7	40,0	5,9	20,6 Co	1250°/1 h/Luft	950 bis 1000°	1100°	—	—	1200°

der p_H -Wert und die Mangankonzentration der zugeführten Lösung, die Stromdichte und der p_H -Wert in der Zelle während der Elektrolyse sind. Die Menge des umlaufenden Anolyten ist nicht so ausschlaggebend wie die des Katholyten. Maßgebend ist die Beseitigung des Anodenschlammes durch Wagschwemmen und die Temperaturregelung. Der Anolyt wird deshalb am Zellenboden eingeführt und fließt durch eine Rinne ab. Nach dem Abfiltrieren des Schlammes wird er in Vorratsbehälter für die Wiederverwendung gefüllt. Das Mangan wird auf in 16 Felder eingeteilten Stahlkathoden niedergeschlagen.

Nach langen Vorversuchen hat sich rostfreier Stahl als der einzige brauchbare Kathodenwerkstoff erwiesen. Von besonderer Wichtigkeit ist die Oberfläche der Kathoden, die poliert sein müssen. Von rauhen Platten läßt sich das Mangan schlecht abstreifen; bei zu glatten Platten schält sich das Mangan während der Elektrolyse wieder ab. Die Haftbarkeit des Mangans an der Kathode unterliegt verschiedenen Einflüssen. Ein glatter, harter und dichter Niederschlag läßt sich gut abstreifen. Ist er dagegen porig, rauh oder schlecht niedergeschlagen, so läßt er sich selbst von glatten Platten schlecht abstreifen. Die Oberflächenbeschaffenheit der Kathoden hat auch Einfluß auf die Reinheit des Mangans. Die Stromdichte bei der Elektrolyse ist 0,024 A bei etwa 5 V Spannung. Dabei wird, wenn die Zellen richtig arbeiten, ein Gleichgewicht erreicht, bei dem der Mangangehalt und der p_H -Wert des Elektrolyten in der Kathodenzelle unveränderlich sind. Bei diesen Betriebsbedingungen liegt der Stromwirkungsgrad an der Kathode bei 50 bis 60 %. Voraussichtlich wird man ihn noch verbessern können. Neben dem metallischen Mangan an der Kathode schlägt sich an der Anode auch Mangandioxyd nieder, dessen Menge überwiegend von der Mangankonzentration des Ueberlaufs aus dem Kathodenraum zur Anode abhängt. Es hat sich aber gezeigt, daß gewisse Legierungsstoffe in den Bleianoden die Bildung von Mangandioxyd wirksam unterdrücken können. Ein anderes Erzeugnis an der Anode ist die Schwefelsäure, die von Zeit zu Zeit abgezogen und für die Laugerei verwendet wird. Allerdings muß in bestimmten Zeitabschnitten eine frische Lauge aus Schwefelsäure, Ammoniumsulfat und Wasser zum Ersatz der unvermeidlichen Säureverluste bereit werden.

Die Elektrolysendauer kann bis 120 h betragen, jedoch schaltet man gewöhnlich nach 60 h ab, da danach die Niederschlagsgeschwindigkeit rasch abfällt. Die Platten werden rasch in eine die Oxydation verhindernde Lösung getaucht, mit Wasser abgespült und getrocknet. Der helle Glanz des Mangans ist dann unbegrenzt haltbar. Die Platten werden darauf in einer Spannklemme mehrmals hin- und hergebogen, um das Mangan abzulösen. Mitunter muß man allerdings auch mit einem Preßlufthammer nachhelfen. Geringe Mengen Mangan bleiben immer an den Kathoden haften und müssen dann mit Salpetersäure abgebeizt werden. Darauf werden die Kathoden frisch poliert, gereinigt und in Salpetersäure getaucht, um ihre Passivität wiederherzustellen.

Das elektrolytisch gewonnene Mangan ist sehr rein. Es enthält 0,0002 bis 0,02 % Fe + As und ist vollkommen kohlenstofffrei. Andere Verunreinigungen sind nur in spektrographisch feststellbaren Spuren vorhanden. Als Legierungsmetall verwendet verleiht es den Erzeugnissen ausgezeichnete physikalische Eigenschaften.

Hans Schmidt.

Verhalten des Stahles bei erhöhten Temperaturen.
Übersicht über das Schrifttum des Jahres 1939.

[Fortsetzung von Seite 273.]

Einfluß der Kaltverformung auf die Dauerstandfestigkeit.

Bereits im Jahre 1931 stellten E. Schmid und G. Wassermann²²⁾ bei Dauerzugversuchen in der Wärme, von allerdings nur kurzer Dauer, fest, daß hartgezogene Kupfer- und Aluminiumdrähte im Bereich der Erholungs- und Rekristallisationstemperatur rascher kriechen als weichgeglühte Drähte, und

schlossen daraus, daß der mit der Erholung und Rekristallisation verbundene Platzwechsel der Atome eine erhöhte Bildsamkeit bedingt. Diese Platzwechselplastizität ist bei Umwandlungsvorgängen besonders deutlich zu beobachten. Die hohe Erholungstemperatur austenitischer Stähle legt es nahe, ihre Warmfestigkeit und ihr Dauerstandverhalten, selbst bei den hohen Temperaturen, bei denen beispielsweise die Auslaßventile von Verbrennungsmotoren beansprucht werden, durch Kaltverfestigung zu verbessern. In dieser Richtung von H. Cornelius²³⁾ an drei austenitischen Werkstoffen, deren Zusammensetzung, Erholungs- und Rekristallisationstemperaturen in Zahlentafel 2 wiedergegeben sind, durchgeführte Dauerstandversuche an Proben, die in der Zerreißmaschine um 10 % gereckt worden waren, ergaben die aus Zahlentafel 3 zu ersiehenden Anfangsdehnungen und Dehngeschwindigkeiten. Beurteilt man den

Zahlentafel 3. Anfangsdehnung und Kriechgeschwindigkeit in Dauerstandversuchen bei verschiedenen Temperaturen mit drei austenitischen Werkstoffen nach H. Cornelius.

Werkstoff Nr.	Temperatur ° C	Dauerstandbeanspruchung kg/mm ²	Anfangsdehnung		Kriechgeschwindigkeit ²⁾	
			geglüht %	gereckt %	geglüht %/h × 10 ⁻⁴	gereckt %/h × 10 ⁻⁴
1	600	24,2	3,5	0,150	6,0	2,5
	700	24,1	0,057	0,062	5,7	5,8
		8,9				
		8,95				
800	4,13	0,034	9,6	34,1		
2	600	29,5	0,372	0,188	2,85	2,7
	700	29,5	0,084	0,080	15,55	10,25
		11,8				
		11,8				
	800	2,81	0,010	1,15	3,45	
800	2,82		0,014			
3	800	5,4	0,032	0,010	8,85	7,5
	850	5,4	0,025	0,020	31,9	3,9
		4,57				
		4,60				
		4,60				
950	2,50	0,012	14,5 ³⁾	5,5 ³⁾		
950	2,50		0,011			

¹⁾ Siehe Zahlentafel 2. — ²⁾ 100. bis 200. Belastungsstunde. — ³⁾ 20. bis 40. Belastungsstunde.

Nutzen einer Kaltverfestigung der Versuchswerkstoffe allein nach ihrem Dauerstandverhalten in der Wärme, so ergibt sich folgendes. Der Werkstoff Nr. 1 läßt sich durch Kaltrecken bis zu Temperaturen kurz oberhalb 600° beträchtlich verbessern; von 700° an bietet die Kaltverfestigung keine Vorteile mehr, sie führt vielmehr zu einer Verschlechterung. Demnach ist der weichgeglühte dem kaltgezogenen Werkstoff oberhalb etwa 650° vorzuziehen. Die entsprechende Temperatur liegt für den Werkstoff Nr. 2 zwischen 700 und 800°. Die mit diesem Werkstoff durch Kaltrecken erzielbaren Verbesserungen sind jedoch nicht beträchtlich. Bei dem Werkstoff Nr. 3 ergibt die Kaltreckung wesentliche Vorteile bis zu Temperaturen von 950°; die Temperatur, bei der der geglühte Werkstoff Vorteile bietet, wurde bei den Versuchen nicht erreicht. Die Versuche lassen erkennen, daß die Temperatur, bis zu der die Kaltverfestigung Vorteile bietet, und das Ausmaß der Verbesserung des Dauerstandverhaltens durch Kaltverfestigung nicht vorausgesagt werden können, sondern für jeden Werkstoff versuchsmäßig festgelegt werden müssen.

Vor und nach dem Dauerstandversuch durchgeführte Zugversuche bei Raumtemperatur zeigten, daß die kaltgereckten Werkstoffe durch die Dauerstandbeanspruchung in ihren statischen Festigkeitseigenschaften nicht stärker als die ungereckten beeinflusst werden.

Wechselstabilitätsuntersuchungen.

E. O. Bernhardt und H. Hanemann⁷⁾ untersuchten den Einfluß überlagerter, statischer und dynamischer Belastung auf den Kriechvorgang an Blei bei Raumtemperatur. Ueber die Ergebnisse ihrer Untersuchungen ist bereits an anderer

²²⁾ Z. Metallkde. 23 (1931) S. 242/43.

²³⁾ Metallwirtsch. 18 (1939) S. 399/403 u. 419/21.

Stelle⁸⁾ berichtet worden, ebenfalls über von M. Hempel und F. Ardetl⁹⁾ an einem unlegierten und zwei legierten Stählen bei 500° durchgeführte Untersuchungen über deren Verhalten in der Wärme unter Zug-Druck-Wechselbeanspruchung.

Die Temperaturabhängigkeit der Dauerstand- und Wechselfestigkeit wird an einer Reihe von Beispielen von G. Gürtler und E. Schmidt⁵⁾ besprochen. In der Regel liegt bei niedrigen Temperaturen die Dauerstandfestigkeit über der Wechselfestigkeit. Sie sinkt jedoch rascher mit steigender Temperatur ab und verläuft von einer bestimmten „Umschlagtemperatur“ an bei tieferen Spannungswerten als die Wechselfestigkeit.



Bild 3.
Fließlinien in den Kristallkörnern von Aluminium nach Dehnung bei Raumtemperatur. (Nach D. Hanson.) × 150

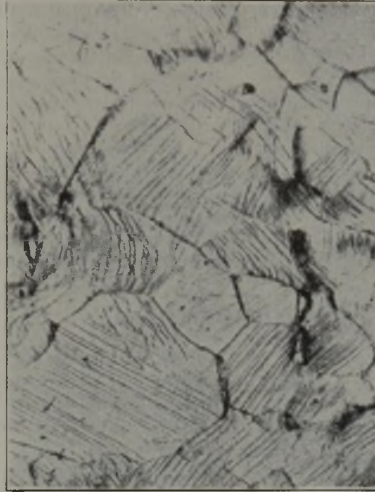


Bild 4.
Fließlinien in den Kristallkörnern von Aluminium nach Verformung bei 250°. (Nach D. Hanson.) × 150

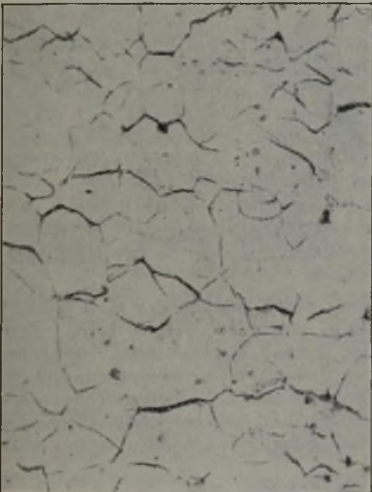


Bild 5.
Gefüge von Aluminium nach einer Dehnung von 4% in 20 min bei 250°. (Nach D. Hanson.) × 150

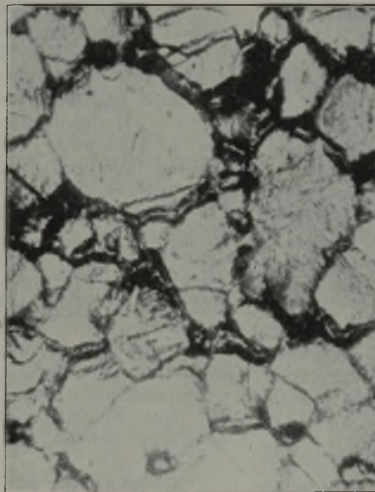


Bild 6.
Gefüge der Aluminiumprobe nach Bild 5 nach einer Dehnung von 21% in 210 h. (Nach D. Hanson.) × 150

Gefügeuntersuchung des Kriechvorganges.

Im Rahmen eines zusammenfassenden Berichtes über das Kriechen der Metalle geht D. Hanson²⁴⁾ auch auf metallographische Untersuchungen des Kriechvorganges näher ein. Er benutzte hierfür Aluminiumproben, deren Oberfläche geschliffen und poliert war. Gerade Aluminium ist für derartige Untersuchungen besonders geeignet, da die Politur ohne wesentliche Oxydation in dem Temperaturbereich, in dem die Kriecherscheinungen deutlich ausgeprägt auftreten, erhalten bleibt. Man ist daher bei diesem Metall nicht gezwungen, im Vakuum oder unter Schutzgas zu arbeiten.

Wird ein Aluminiumstab bei Raumtemperatur mit der bei der mechanischen Prüfung üblichen Geschwindigkeit gedehnt, so treten in den Kristallkörnern Fließlinien entsprechend Bild 3 auf. Die gleiche Erscheinung ist zu beobachten, wenn die Verformung bei erhöhten Temperaturen vorgenommen wird,

wie Bild 4 zeigt; es gibt die Oberfläche einer Probe wieder, die bei 250° um 21% gedehnt worden ist. Wird dagegen die Dehngeschwindigkeit verringert, so treten andere Erscheinungen auf. Bilder 5 und 6 zeigen die Ausbildung der Oberfläche eines Stabes, der bei 250° mit 2,2 kg/mm² belastet worden war und nach 220 h zu Bruch gegangen ist, nachdem er sich um 23% gedehnt hatte, nach einer Versuchsdauer von 20 min entsprechend einer Dehnung von 4% (Bild 5) bzw. nach 210 h entsprechend einer Dehnung von 21% (Bild 6). Die Kornbegrenzungen treten deutlich hervor; jedoch sind keine Gleitlinien vorhanden. Hieraus folgt, daß beträchtliche Verformungen der Kristalle eintreten können, ohne daß es zur Ausbildung von Gleitlinien kommt. Einkristallproben aus dem gleichen Werkstoff wiesen dagegen bei der Prüfung bei 250° auch bei sehr geringen Dehngeschwindigkeiten Gleitlinien auf. Die Einflüsse, die das Auftreten von Gleitlinien begünstigen, sind nach Hanson niedrige Temperatur, hohe Verformungsgeschwindigkeit und grobes Korn. Umgekehrt tritt eine Verformung ohne sichtbare Ausbildung von Gleitlinien um so eher ein, je geringer die Dehngeschwindigkeit, je höher die Temperatur und je kleiner das Korn ist. Anton Pomp.

[Schluß folgt.]

Aus Fachvereinen.

Bezirksgruppe Oberschlesien der Wirtschaftsgruppe Eisen schaffende Industrie.

Am Freitag, dem 15. März 1940, hielt die neugegründete Bezirksgruppe Oberschlesien der Wirtschaftsgruppe Eisen schaffende Industrie in Gleiwitz (O.-S.) unter dem Vorsitz ihres Leiters, Generaldirektors Dr.-Ing. E. h. A. Pott, ihre erste Mitgliederversammlung ab.

In seiner Begrüßungsansprache konnte der Vorsitzende Vertreter sämtlicher Mitgliedswerke aus dem gesamten ober-schlesischen Gebiet, also einschließlich des Olsa- und Dombrowagebietes, ferner Vertreter der Wirtschaftsgruppe Eisen schaffende Industrie, Berlin, und ihrer Bezirksgruppen Nordwest und Ostmark, der Fachgruppe Edelmetalle sowie des Stahlwerksverbandes herzlich willkommen heißen. Er ging dann auf die Bedeutung der Eisen schaffenden Industrie im ober-schlesischen Raume und ihre Zukunftsaufgaben ein, wobei er besonders auf die Notwendigkeit einer klaren, gesunden und rationellen Ausrichtung der Erzeugungsprogramme und eine starke Förderung der Weiterverarbeitung hinwies.

Der Geschäftsführer der Bezirksgruppe Oberschlesien, Dipl.-Ing. G. Mencke, gab sodann einen kurzen Rückblick auf das ereignisreiche letzte halbe Jahr und die in den letzten Monaten geleistete Aufbauarbeit. Er ging dabei auch auf die Tätigkeit der schon im September 1939 als Vorgängerin der neuen Bezirksgruppe gegründeten Verbindungsstelle der Wirtschaftsgruppe ein, die sich mit Fragen der Rohstoffversorgung, des Verkehrs und der Frachten, der Lohn- und Gehaltsregelung und schließlich auch mit Absatz- und Verbandsfragen beschäftigt hat. Nach einem kurzen Ueberblick über den Stand der in Angriff genommenen und laufenden Arbeiten erörterte er sodann die zukünftigen Aufgaben der Bezirksgruppe, zu denen vor allem die wirtschafts- und sozialpolitische sowie die technische Betreuung der Mitgliedswerke zu rechnen sind. Besonders zu diesen letzten Arbeiten erbat er volles Vertrauen seitens der Mitgliedswerke und die Hilfeleistung durch die Zweigstelle Oberschlesien der Energie- und Betriebswirtschaftsstelle des Vereins Deutscher Eisenhüttenleute, deren Leiter sich als Geschäftsführer der zuvor schon genannten Verbindungsstelle der anfallenden Arbeiten bei der Eingliederung und Wiederinbetriebsetzung der ober-schlesischen Werke mit bestem Erfolge angenommen hatte.

In der nachfolgenden geheimen Abstimmung wurde alsdann Herr Generaldirektor Dr.-Ing. E. h. A. Pott als Leiter der Bezirksgruppe einstimmig bestätigt, wodurch formell und offiziell die Konstituierung der Bezirksgruppe ausgesprochen wurde. Aus diesem Anlaß wurden Begrüßungstelegramme an den Leiter der Wirtschaftsgruppe, Herrn Generaldirektor Dr. Poesnig, an die Reichsgruppe Industrie in Berlin und an den Leiter der Haupt-

²⁴⁾ Amer. Inst. min. metallurg. Engrs., Techn. Publ. Nr. 1071, 43 S., Metals Techn. 6 (1939) Nr. 4.

abteilung II im Reichswirtschaftsministerium, Herrn General von Hanneken, gerichtet.

Im weiteren Verlaufe der Tagung hielt Dr. Herle, der Geschäftsführer der Haupttreuhandstelle Ost, Berlin, einen sehr eindrucksvollen Vortrag über das Aufgabengebiet und die Organisation der Haupttreuhandstelle, wobei er vor allem auf die in der Zukunft vordringlichen Aufgaben für die oberschlesische Eisenindustrie einging. Er führte aus, daß die Haupttreuhandstelle in ihrem Geschäftsbereich keine fachliche Untergliederung vorgenommen habe, sondern sich der vorhandenen Bezirks- und Fachgruppen der Organisation der gewerblichen Wirtschaft bediene. Die Zusammenarbeit mit diesen Stellen habe ergeben, daß auf dieser Grundlage das erforderliche Aufgabengebiet ohne weiteres bewältigt werden könne. Er hob schließlich noch hervor, daß die Wirtschaft Oberschlesiens in Zukunft mehr als geschlossenes Ganzes in Erscheinung treten müsse.

Danach sprach Dr. J. W. Reichert, der Hauptgeschäftsführer der Wirtschaftsgruppe Eisen schaffende Industrie, über einige dringliche Tagesfragen der gesamten Eisenwirtschaft in Deutschland.

Nach den Ereignissen im September v. J. stand von vornherein fest, daß eine Stelle geschaffen werden müsse, die die Belange der Eisenindustrie der neu hinzugekommenen Gebiete wahrzunehmen habe. Bei der jetzt erfolgten Gründung der Be-

zirksgruppe Oberschlesien der Wirtschaftsgruppe Eisen schaffende Industrie handle es sich nicht um eine eigentliche Neugründung, sondern vielmehr um das Wiederaufleben der bereits im Jahre 1874 ins Leben gerufenen östlichen Gruppe des Vereins Deutscher Eisen- und Stahlindustrieller in jetzt neuer Gestalt. Das Aufgabengebiet der Bezirksgruppe sei nicht klein, werde aber in Zusammenarbeit mit der Wirtschaftsgruppe sicherlich bewältigt werden.

Nach einigen Hinweisen auf die Durchführung verschiedener Arbeiten und Aufgaben zog der Vortragende schließlich sehr lehrreiche Vergleiche mit der Industrie des feindlichen Auslandes, die er dank seiner umfassenden Kenntnisse der internationalen Verhältnisse anschaulich schilderte. Lebhafter Beifall dankte beiden Vortragenden für ihre fesselnden Ausführungen.

In seinem Schlußwort würdigte der Vorsitzende noch einmal kurz die Bedeutung der an diesem Tage vollzogenen Gründung der neuen Bezirksgruppe für die kommende und sicher aufwärts führende Entwicklung der Eisen schaffenden Industrie des oberschlesischen Reviers und ließ die Tagung in einem Sieg-Heil auf den Führer ausklingen.

Nach Abschluß der Mitgliederversammlung fand ein gemeinschaftliches Abendessen statt, zu dem die Bezirksgruppe die Teilnehmer eingeladen hatte. Es ergab sich hierbei willkommene Gelegenheit zu näherer Fühlungnahme und fruchtbarem Gedankenaustausch.

Patentbericht.

Deutsche Patentanmeldungen.

(Patentblatt Nr. 12 vom 21. März 1940.)

Kl. 7 b, Gr. 10/50, R 99 593. Vorrichtung zur Herstellung einendig geschlossener nahtloser Hohlkörper. Erf.: Dipl.-Ing. Fritz Kühna, Düsseldorf. Anm.: Rheinmetall-Borsig, A.-G., Berlin.

Kl. 7 b, Gr. 12, D 78 455. Verfahren und Vorrichtung zur Herstellung von Mehrlagenhohlkörpern. Erf.: Josef Wolf, Mülheim (Ruhr). Anm.: Deutsche Röhrenwerke, A.-G., Düsseldorf.

Kl. 12 e, Gr. 2/50, S 126 710. Anlage zum Trocknen oder Reinigen von Luft. Erf.: Dr.-Ing. Kurt von Lüde, Berlin-Charlottenburg. Anm.: Silica Gel Gesellschaft Dr. von Lüde & Co., Berlin-Charlottenburg.

Kl. 18 c, Gr. 8/90, E 49 396. Glühkopf mit Einsatzgestell. Regnier Eickworth, Iserlohn.

Kl. 18 d, Gr. 2/20, M 141 018. Temperguß für Bremssteile. Erf.: Dr. Franz Roll, Leipzig. Anm.: Meier & Weichelt, Leipzig.

Kl. 18 d, Gr. 2/20, M 142 619; Zus. z. Anm. M 141 018. Temperguß für schwingungs- und wärmebeanspruchte Werkstücke. Erf.: Dr. Franz Roll, Leipzig. Anm.: Meier & Weichelt, Leipzig.

Kl. 22 g, Gr. 7/02, G 96 937. Rostbildung verhütendes Anstrichmittel. Erf.: Dr. Ludwig Schertel und Dr. Hans Gernscheid, Essen. Anm.: Th. Goldschmidt, A.-G., Essen.

Kl. 40 a, Gr. 11/04, H 152 714. Verfahren zur Herstellung kohlenstoffarmer Metalle oder Legierungen. Ture Robert Haglund, Stockholm.

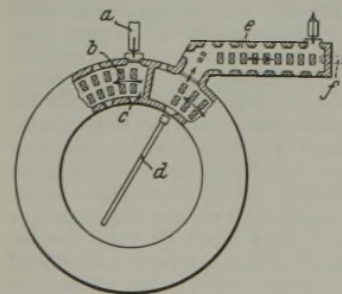
Kl. 40 b, Gr. 13, G 94 294. Verwendung einer Zinklegierung für die Herstellung von Tiefziehblechen. Erf.: Dr. Kurt Bayer und Dr. Arthur Burkhardt, Berlin-Lichterfelde. Anm.: Bergwerks-Gesellschaft Georg von Giese's Erben, Breslau.

Kl. 42 k, Gr. 20/03, S 108 294. Einrichtung zum Feststellen von Rissen in langgestreckten metallischen Körpern und von Unregelmäßigkeiten bezüglich der Wandstärke dieser Körper. Sperry Products, Inc., Brooklyn, Newyork.

Deutsche Reichspatente.

Kl. 18 c, Gr. 9₀₃, Nr. 684 285, vom 21. September 1937; ausgegeben am 29. November 1939. Mannesmannröhren-

Werke in Düsseldorf. (Erfinder: Heinrich Heetkamp in Buderich, Bez. Düsseldorf.) Drehherdofen.

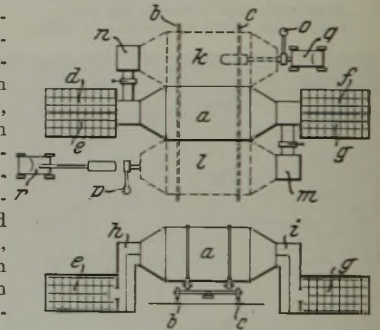


herd e, der eine angenähert tangential Lage zum Drehherd erhält und durch Brenner f beheizt wird.

Kl. 40 a, Gr. 5₀₀, Nr. 684 382, vom 10. März 1938; ausgegeben am 27. November 1939. Metallgesellschaft, A.-G., in Frankfurt, Main. (Erfinder: Dipl.-Ing. Kurt Rudolf Göhre und Dipl.-Ing. Paul Jordan in Frankfurt, Main.) Ausfahrbarer Drehflamofen.

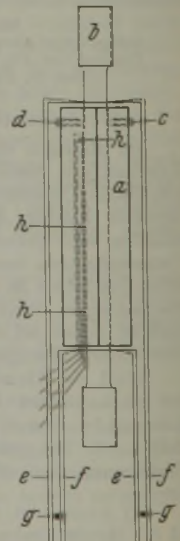
Der Ofenkörper a der Ofenanlage zum Schmelzen und Feinen von Metallen und Hüttenerzeugnissen oder Durchführen

von chemischen Verfahren kann mit seinem Dreh- und Rollwerk auf Schienen b, c von den feststehenden und von den Regenerativkammern d, e, f, g zum Vorwärmen von Luft und Gas versorgten Hauptofenköpfen h, i seitwärts verschoben werden, und zwar in die Stellungen k, l, wo er mit den durch Schieber absperrbaren an den Ofenkopf h, i angeschlossenen Hilfsföfenköpfen m, n verbunden und durch Hilfsbrenner o, p befeuert oder durch Vorrichtungen q, r geladen werden kann. Zum Entleeren des Ofens oder Schlackenziehen kann der Ofenkörper in eine Kippstellung dadurch gebracht werden, daß die eine der für die seitliche Verschiebung vorgesehenen Schienen b, c mit einer Neigung nach unten und gegebenenfalls gleichzeitig die andere Schiene mit einer Steigung nach oben verlegt wird.



Kl. 42 k, Gr. 20₀₁, Nr. 684 460, vom 26. September 1936; ausgegeben am 29. November 1939. Kohle- und Eisenerforschung, G. m. b. H., in Düsseldorf. (Erfinder: Dr.-Ing. Hans Scholz in Dortmund.) Vorrichtung zur Erzielung einer gleichmäßigen Temperatur über die Meßlänge von in Öfen eingebauten Prüfstäben beim Warmzerreiß- oder Warmdauerstandversuch.

Der Temperatenausgleichkörper a aus einem Werkstoff hoher Leitfähigkeit, z. B. Kupfer, ist dickwandig und umschließt nur den zwischen den Einspannköpfen verengten Teil des Prüfstabes b auf annähernd der gesamten Meßlänge, und zwar so dicht, daß eine gegenseitige Bewegung eben noch möglich ist. Er ist an seinem oberen Ende mit Stiftschrauben c, d an der Probe befestigt. Die Meßfedern e, f liegen außerhalb des Körpers a und betätigen einen Meßspiegel g. Zum Messen der Temperatur sind Thermoelemente eingebaut, deren Lötstellen h sich ganz dicht an der Probenoberfläche befinden.



Wirtschaftliche Rundschau.

Schaffung einer ausreichenden Steinkohlengrundlage für die Reichswerke „Hermann Göring“.

Die seit längerer Zeit schwebenden Verhandlungen zwischen den Reichswerken A.-G. für Erzbergbau und Eisenhütten, „Hermann Göring“ und der Harpener Bergbau-A.-G. mit dem Ziel der Schaffung einer aus nationalwirtschaftlichen Gründen notwendigen ausreichenden Steinkohlengrundlage für die Reichswerke „Hermann Göring“ haben nunmehr zu einem Ergebnis geführt. Danach gibt die Harpener Bergbau-A.-G. die Zechengruppe Victoria mit der Gewerkschaft Victoria-Fortsetzung und ferner die aus den Zechen Julia und Recklinghausen I und II bestehende Zechengruppe Herne an die Reichswerke „Hermann Göring“ ab. Aus Konzernbesitz werden außerdem abgegeben der den Essener Steinkohlenbergwerken A.-G. gehörige Felderbesitz der Gewerkschaft Prinz Schönau und ferner aus dem Besitz der Eisenwerk-Gesellschaft Maximilianshütte die Felder Maximilian und Bayern nebst zugehörigem Grund- und Hausbesitz. Die Reichswerke „Hermann Göring“ leisten den Gegenwert aus ihrem Braunkohlenbesitz, und zwar in der Weise, daß sie ihre im Bereich des Ostelbischen Braunkohlensyndikats gelegenen Abteilungen Welzow und Niederlausitz in die Anhaltischen Kohlenwerke einbringen und den ihnen aus dieser Einbringung zufließenden Betrag an Aktien der Anhaltischen Kohlenwerke auf die Steinkohle abgebenden Unternehmungen übertragen. Daneben erfolgt noch ein geldlicher Spitzenausgleich zugunsten der Reichswerke „Hermann Göring“. Das gesamte Vertragswerk ist von den zuständigen Reichsministerien genehmigt worden.

In diesem Zusammenhang wurde weiter beschlossen, die seit Jahren bestehende Zusammenarbeit mit der Werschen-Weißenfels Braunkohlen-A.-G. durch eine völlige Verschmelzung zu vertiefen. Auch die Verwaltung der Werschen-Weißenfels Braunkohlen-A.-G. hat einen dahingehenden Beschluß gefaßt. In den Zusammenschluß soll gleichzeitig einbezogen werden die Montanwerte-Verwaltungsgesellschaft m. b. H., die nach der mit Genehmigung des Reichswirtschaftsministeriums vorgenommenen Umwandlung ihrer Konzernverpflichtungen in Stammeinlagen über ein Gesellschaftskapital von 14,55 Mill. *R.M.* verfügt. Die Gesellschaft umfaßt neben einem Posten von 6 Mill. *R.M.* Werschen-Weißenfels-Aktien und anderen Werten in der Hauptsache den gesamten Handels- und Vertriebsaufbau, nämlich die Thüringische Kohlen- und Brikett-Verkaufsgesellschaft m. b. H. mit 20 Tochtergesellschaften und Nebenstellen. Hierdurch werden die Vertriebsgesellschaften, die bisher außerhalb der Werke standen, in das Werkseigentum und damit einheitlich in den Gesamtaufbau eingefügt.

Bei der Bemessung von Leistung und Gegenleistung ist der innere Wert aller in die Zusammenfassung einbezogenen Besitzstücke zugrunde gelegt worden. Daraus ergab sich für den Umtausch zwischen den Anhaltischen Kohlenwerken und der Werschen-Weißenfels Braunkohlen-A.-G. die Festlegung eines Verhältnisses von 6 : 7, und zwar in erster Linie mit Rücksicht auf den Umstand, daß Werschen-Weißenfels bereits im Besitz der Mehrheit der Anhaltischen Kohlenwerke war. Den Belangen der Kleinaktionäre der Werschen-Weißenfels Gesellschaft wegen der Umtauschmöglichkeit ihrer Aktien in Aktien der Anhaltischen Kohlenwerke wird weitgehend dadurch Rechnung getragen, daß von Großaktionärseiten Aktien kleiner Stückelung für den Umtausch zur Verfügung gestellt werden.

Zusammengefaßt ergibt sich folgendes Bild: Die Reichswerke „Hermann Göring“ erweitern ihre Steinkohlengrundlage im Ruhr-

bezirk um die von Harpen abzugehenden Zechenbetriebe und darüber hinaus durch den von den Essener Steinkohlenbergwerken und der Maximilianshütte eingebrachten erheblichen Felderbesitz. Dieser Gruben- und Felderbesitz wird in die vor einiger Zeit gegründete Steinkohlengewerkschaft „Hermann Göring“ eingebracht.

Der neue Braunkohlenbesitz der Gruppe Harpen ist mit den schon bisher zum Konzern gehörenden Anhaltischen Kohlenwerken und der Werschen-Weißenfels Braunkohlen-A.-G. einschließlich deren Vertriebsgesellschaften nunmehr in einer Gesellschaft, nämlich der Anhaltischen Kohlenwerke, vereinigt. Dadurch ist die Voraussetzung dafür gegeben, daß alle Vorteile, die sich in technischer und wirtschaftlicher Beziehung aus einer engen Betriebsgemeinschaft erzielen lassen, ausgenutzt werden können. Der Kohlenfelderbesitz der Gesellschaften ist stark miteinander verzahnt. Ebenso liegt ein wesentlicher Teil der den jetzt zusammengeschlossenen Gesellschaften gehörenden Betriebe in enger Nachbarschaft und war auch schon bisher durch gegenseitige Lieferungen und Verträge miteinander gekuppelt.

Für die Uebernahme der Abteilungen Welzow und Niederlausitz werden neben dem bereits erwähnten Barausgleich 37 Mill. Reichsmark Aktien der Anhaltischen Kohlenwerke gewährt. Hiervon sind 15,5 Mill. *R.M.* aus der bisherigen Beteiligung der Werschen-Weißenfels Braunkohlen-A.-G. an den Anhaltischen Kohlenwerken vorhanden; die restlichen 21,5 Mill. *R.M.* werden durch Kapitalerhöhung beschafft. Für die Verschmelzung mit der Werschen-Weißenfels Braunkohlen-A.-G. und der Montanwerte-Verwaltungsgesellschaft m. b. H. sind 39,05 Mill. *R.M.* Aktien der Anhaltischen Kohlenwerke zu gewähren, die ebenfalls im Wege der Kapitalerhöhung aufzubringen sind. Es ist also eine Kapitalerhöhung von 60,55 Mill. *R.M.* erforderlich, so daß sich an Stelle des bisherigen Kapitals von 22,95 Mill. *R.M.* ein Gesamtkapital von 83,5 Mill. *R.M.* ergibt.

Das Kapital der Anhaltischen Kohlenwerke wird nach Durchführung des Zusammenschlusses zum weitaus größten Teil in den Händen der Harpener Bergbau-A.-G. und der Mitteldeutschen Stahlwerke, A.-G., vereinigt sein. Um den freien Aktionären der Anhaltischen Kohlenwerke, zu denen dann auch die bisherigen freien Aktionäre der Werschen-Weißenfels Braunkohlen-A.-G. gehören, eine von den Belangen der Hauptaktionäre unabhängige Rente zu gewährleisten, wird den Stammaktionären von der Gesellschaft das Angebot gemacht, ihre Stammaktien in neue Vorzugsaktien ohne Stimmrecht der Anhaltischen Kohlenwerke umzutauschen. Die Stammaktien, auf die in den letzten drei Jahren 5 % und in den vorhergehenden Jahren 4 % Dividende verteilt wurden, können umgetauscht werden in Vorzugsaktien, die stets 1 % Dividende mehr erhalten als die Stammaktien und im übrigen mit einer vorweg zu befriedigenden, nachzahlungspflichtigen Mindestdividende von 6 % ausgestattet sind. Die neuen Vorzugsaktien sind im Falle der Liquidation im Nennwert vorweg zu befriedigen, im übrigen aber im Liquidationserlös den Stammaktien gleichberechtigt.

Die Anhaltischen Kohlenwerke verlegen ihren Sitz nach Berlin, da durch die hinzugekommenen Betriebe der Schwerpunkt stärker als bisher in den ostelbischen Bezirk verlagert ist. Eine Gruppenleitung wird in Halle a. d. S. bestehen bleiben.

Buchbesprechungen.

Aldinger, Richard, Dr., Beratender Ingenieur: **Der praktische Emailfachmann.** Lehr- und Handbuch der Eisen-Emailleertechnik. (Mit 80 Textabb.) Dresden (A. 24): Verlag „Die Glashütte“ 1939. (XI, 212 S.) 8°. Geb. 6,80 *R.M.*

Wie der Verfasser im Vorwort ausführt, ist das Buch aus einer langjährigen Erfahrung heraus geschrieben.

Den zu behandelnden Stoff teilt Aldinger wie folgt auf: 1. Er beginnt mit allgemeinen Ausführungen über die geschichtliche Entwicklung der Emailtechnik, über die Anwendungsgebiete für Email und die Verbreitung der Emailindustrie in Großdeutschland. 2. Unter dem Abschnitt: Das Email und seine Herstellung bespricht der Verfasser die Eigenschaften des Emails, die Emailrohstoffe, den Aufbau der Emails und die Herstellung der Emails. 3. Unter dem Abschnitt: Das Emailieren von Gegenständen aus Eisenblech und Gußeisen werden die Rohware und ihre Vorbehandlung, das Aufbringen des Emailüberzuges und die Emailmalerei beschrieben. Unter Ausschaltung von theo-

retischen Erörterungsbeiträgen bringt Aldinger in den genannten Abschnitten reiche betriebliche Erfahrungsunterlagen, insbesondere bei der Beschreibung der vielen Rohstoffe und ihrer Verwendung zum Aufbau der Emails. Für die verschiedensten Arten von Emails gibt Aldinger bewährte Emailversätze. Sehr eingehend wird die Betriebstechnik bei der Herstellung emailierter Waren geschildert. Der Verfasser ist bemüht, die für eine sachgemäße Bereitung der Emails und der Emailwaren wichtigen Gesichtspunkte der Arbeitsweise und — durch zahlreiche Bilder unterstützt — auch der Betriebseinrichtungen herauszustellen. Daher wird „Der praktische Emailfachmann“ nicht nur bei dem Emailtechniker, sondern auch in den Kreisen der Technik, die mit der Emailindustrie in Berührung stehen, sicher eine gute Aufnahme finden. Dem Buch ist eine weite Verbreitung zu wünschen, zumal da viele Emailierbetriebe bei der heute noch herrschenden Abgeschlossenheit oft noch auf eigene Erfahrungen angewiesen sind.

Josef Klärding.

Ratgeber für den Leistungskampf in der Eisen- und Metallindustrie (Fragen für Betriebsführer und Betriebsobmann). [Hrsg.:] Die Deutsche Arbeitsfront, Zentralbüro, Fachamt Eisen und Metall. Für den Gesamthalt verantwortlich: Wilhelm Jäzoch, Leiter des Fachamtes Eisen und Metall. (Mit zahlr. Abb.) Berlin (SW 68): Verlag Fritz Otto Köhler 1939. (180 S.) 8°. Geb. 5,80 *R.M.*

Das vorliegende Werk geht davon aus, den Betrieben nur die Richtung ihrer Haltung und ihrer Leistungssteigerung aufzuzeigen. Es soll und muß jedem Betriebe überlassen bleiben, dafür die seinem Aufbau und seiner Zusammensetzung entsprechende Form zu finden. Von berufener Seite werden wertvolle Anregungen und Hinweise, unterstützt durch reichliche und gute Bildvorlagen, gegeben. Die dort behandelten Gedanken sind geeignet, bei entsprechender Berücksichtigung der Eigenart der Betriebe zu einer Steigerung der Arbeitsfreudigkeit und zu einer Stärkung der Betriebsgemeinschaft zu führen. Das Buch zu lesen

empfiehlt sich sowohl für den Betriebsführer als auch für den Betriebsobmann. *Walter Reinecke.*

Heitmüller, Wilhelm: Politik um Rohstoffe. Diplomaten und Händler auf den Weltmärkten. Mit 8 Zeichnungen und 6 Tab. Düsseldorf: Völkischer Verlag, G. m. b. H., (1939). (93 S.) 8°. 1,80 *R.M.*

Das noch vor Ausbruch des Krieges veröffentlichte Schriftchen bietet für anspruchlose Leser einen Ueberblick über die Rohstoffmärkte, ihren wirtschaftlichen Aufbau und ihre politische Abhängigkeit oder Bestimmbarkeit. Im Vordergrund der Betrachtungen stehen Kohle und Eisen als Hauptstützen der Industrie. Daneben werden aber auch die unentbehrlichen Buntmetalle behandelt, ferner in einem besonderen Abschnitt der „Erdölimperalismus“, die Wandlungen auf dem Kautschukmarkt und die Baumwolle als besonders konjunkturrempfindliches Marktgut. Ein Schlußabschnitt ist der Untersuchung des Goldes als Bestimmungswert gewidmet. *Wilhelm Salewski.*

Vereins-Nachrichten.

Verein Deutscher Eisenhüttenleute.

Änderungen in der Mitgliederliste.

<i>Branhofer, Richard</i> , Dipl.-Ing., Hütteninspektor, Alpine Montan A.-G. „Hermann Göring“, Linz (Oberdonau); Wohnung: Makartstr. 18.	23 017
<i>Gallaschik, Artur</i> , Dr.-Ing., A.-G. Reichswerke „Hermann Göring“, Berlin-Charlottenburg 2, Knesebeckstr. 99; Wohnung: Berlin-Friedenau, Südwestkorso 11.	39 287
<i>Gavric, Konstantin</i> , Dipl.-Ing., Betriebsleiter des Elektrostahlwerkes der Jugoslawischen Stahl-A.-G., Eisenwerk Zenica, Zenica (Jugoslawien).	36 120
<i>Gheorghiu, Constantin</i> , Ingenieur, Inspektor, Uzinele de Fier si Domeniile din Resita S. A., Resita (Banat/Rumänien); Wohnung: Bul Regina Maria 27.	40 140
<i>Henning, Hans Robert</i> , Obergeringenieur, Fa. Georg v. Giesche's Erben, Hüttenwerke, Magdeburg; Wohnung: Sandtorstr. 38.	20 050
<i>Hinrichs, Siegfried</i> , Dipl.-Ing., Hartmann & Braun A.-G., Frankfurt (Main) W 13.	28 067
<i>Koerfer, Walter</i> , Obergeringenieur, Stockholm-Ö (Schweden), Östermalmsgatan 7.	40 114
<i>Quaschner, Kurt</i> , Dr.-Ing., Kokerei-Betriebsassistent, Vereinigte Oberschles. Hüttenwerke A.-G., Abt. Juliehütte, Bobrek-Karf 1 über Beuthen (Oberschles.); Wohnung: Eichendorffstraße 12 a.	38 315
<i>Radwanski, Josef</i> , Hütteninspektor a. D., Hohenlinde (b. Beuthen, Oberschles.), Beuthener Str. 3.	07 090
<i>Reiß, Joseph</i> , Stahlwerksassistent, Geisweider Eisenwerke A.-G., Geisweid (Kr. Siegen); Wohnung: Feldstr. 5.	37 350
<i>Rosenberg, Erich</i> , Dipl.-Ing., Teilhaber der Fa. OKA Bau u. Industriebedarf Franz Merlicek & Co., Wien 62, Kirchengasse 41.	11 124

Strictius Oskar, Stahlwerksleiter, Berg- u. Hüttenwerks-Gesellschaft Karwin-Trzynietz, Trzynietz (Oberschles.); Wohnung: Werkstr. 336. 11 168

Zurek, Rudolf, Dipl.-Ing., techn. Direktionssekretär, Prager Eisen-Industrie-Gesellschaft, Eisenwerk Kladno, Kladno (Böhmen). 26 128

Gestorben:

Blanchart, Georg, Direktor, Köln. * 15. 2. 1874, † 17. 3. 1940.

Bruns, Karl, Ingenieur, Berlin. * 30. 11. 1896, † 25. 2. 1940.

Inden, Carl, Ingenieur, Düsseldorf. * 13. 11. 1872, † 23. 3. 1940.

Schwiedler, Alfred, Dipl.-Ing., Betriebschef, Dortmund. * 24. 2. 1880, † 21. 3. 1940.

Weyland, Gustav, Hüttendirektor a. D., Meinerzhagen. * 19. 5. 1884, † 8. 1. 1940.

Neue Mitglieder.

A. Ordentliche Mitglieder:

Becker, Gottfried, Dr. phil., Abteilungsleiter, Metall-Diffusions-G. m. b. H., Düsseldorf 1, Ludwig-Knickmann-Str. 29; Wohnung: Buderich (b. Düsseldorf), Löricker Str. 28. 40 183

Bulla, Walter, Dr. techn., Leoben (Steiermark), Glacisgasse 2. 40 184

Feeg, Friedrich, Dipl.-Ing., Dortmund, Hamburger Str. 63. 40 185

Richter, Rolf, Ingenieur, Siemens & Halske A.-G., Essen, Kruppstraße 16 (Siemenshaus); Wohnung: Essen-Stadtwald, Sunderholz 62. 40 186

Staar, Erich, Konstrukteur, Ignis-Hüttenbau A.-G., Teplitz-Schönau (Sudetenland); Wohnung: Umfahrtstr. (Goetheplan). 40 187

B. Außerordentliche Mitglieder:

Nitschke, Hans, cand. ing., Dresden-N. 23, Volkersdorfer Str. 12. 40 188

An die deutschen Ingenieure!

Das gesamte deutsche Volk wird in einmaliger Geschlossenheit am Geburtstage seines Führers diesem Dank und Vertrauen zum Ausdruck bringen. Technik und Wirtschaft werden es sich nicht nehmen lassen, in diesem edlen Wettstreit an der Spitze zu marschieren. Ich habe deshalb im Anschluß an den Appell des Generalfeldmarschalls Ministerpräsident Hermann Göring an die Führer der deutschen Betriebe den Ruf gerichtet, durch restlose Erfassung der in den Fabriken und Werkstätten vorhandenen freien Metallmengen zum Gelingen dieses Werkes beizutragen.

Du, deutscher Ingenieur, bist in erster Linie Träger dieser so bedeutsamen Aktion. Dein Ehrgeiz muß es sein, über bereits eingeleitete Maßnahmen hinaus auch die letzte Möglichkeit zu erschöpfen, die dazu beitragen kann, unsere Rohstoffgrundlage zu stärken. In Fabriken, Werkstätten, Hallen und Plätzen, draußen in den Versorgungsnetzen, auf den Strecken oder unter Tage, kurz an allen Stätten, an denen der Pulsschlag der Technik geht, sind noch große Mengen wertvoller Metalle auffindbar. Diese so schnell wie möglich vollständig zu erfassen, soll der Beitrag des deutschen Ingenieurs zum Geburtstagsgeschenk des Führers sein. Ich erwarte von jedem deutschen Ingenieur, daß er in engster Zusammenarbeit mit seinem Betriebsführer sich voll und ganz einsetzt. Wir deutschen Ingenieure wollen erneut unter Beweis stellen, daß wir selbstlos und einmütig in bewährter Kameradschaft Großes zu leisten vermögen. Wir haben bisher dem Führer mit Herz und Hand geholfen, „neue“ Stoffe zu schaffen, heute wollen wir helfen, die entbehrlichen „alten“ ihm zu schenken.

H. Stally.