

STAHL UND EISEN

ZEITSCHRIFT FÜR DAS DEUTSCHE EISENHÜTTENWESEN

Herausgegeben vom Verein deutscher Eisenhüttenleute

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

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

HEFT 12

21. MÄRZ 1935

55. JAHRGANG

Die Entstehungsursache der Flocken im Stahl.

Von Hubert Bennek, Hermann Schenck und Heinrich Müller in Essen.

(Mitteilung der Firma Fried. Krupp A.-G., Essen.)

[Bericht Nr. 297 des Werkstoffausschusses des Vereins deutscher Eisenhüttenleute*].

(Abnahme der Wasserstofflöslichkeit des Stahles mit sinkender Temperatur und entsprechende Zunahme des Wasserstoffentwicklungsdruckes als Ursache der Entstehung von Flockenrissen. Bildung von Methan aus Wasserstoff und Kohlenstoff als begünstigender Umstand. Zusammenhang zwischen Wasserstoffgehalt und Schattenstreifen, Schaumhäutchen, Primärkorn-grenzenrissen und muscheligen Bruch.)

[Hierzu Tafel 2 und 3.]

Nach den Untersuchungen von E. Houdremont und H. Korschán¹⁾ kann die Erklärung der Flocken als allein durch Abkühlungs- und Umwandlungsspannungen bedingter Risse an Stellen geringsten Widerstandes weder für sich allein noch unter der zusätzlichen Annahme von Seigerungen metallischer oder nichtmetallischer Legierungsbestandteile ausreichend sein. Da ein Riß aber schließlich nur durch Spannungen entstehen kann, müssen die die Flocken hervorrufenden Spannungen grundsätzlich anderer Natur sein. Selbstverständlich werden alle sonstigen Arten von Spannungen bei geeigneter Richtung die Flockenbildung begünstigen; sie können aber nur eine zusätzliche und keinesfalls hinreichende Wirkung ausüben. Ebenso selbstverständlich ist es, daß die Flocke von der jeweils schwächsten Stelle ausgehen wird, gleichviel ob diese durch Seigerungen, Einschüsse oder auf andere Weise verursacht ist.

I. Annahme des Wasserstoffs als Ursache der Flocken.

Die Untersuchungen von Houdremont und Korschán weisen zusammen mit den von anderen belegten Entstehungsbedingungen darauf hin, daß als Ursache der Flocken nur ein Element in Frage kommen kann, das allen folgenden Bedingungen genügt: Es muß im kritisch verformten Schmiedestück bei Temperaturen unter dem Ar'-Punkt Spannungen hervorrufen, die die Festigkeit des Werkstoffes übersteigen. Durch langsame Abkühlung muß dieser Stoff aus dem Stahl zu entfernen oder in eine Form überzuführen sein, die geringere Spannungen hervorruft, und zwar muß das auch durch langsame Abkühlung im Temperaturbereich unterhalb etwa 400° noch zu erreichen sein. Weiter muß eine Erklärung möglich sein, warum nach Abkühlung des Gußblocks, der ja im allgemeinen viel mehr schwache Stellen enthält als ein verformtes Schmiedestück, keine flockenähnlichen Risse aufzutreten brauchen, während derselbe Gußblock nach kritischer Verschmiedung Flocken zeigen kann.

Unter diesem Gesichtspunkt gewinnt eine zunächst weniger beachtete Theorie an Bedeutung, mit der H. Müller

und H. Schenck im Jahre 1928²⁾ unabhängig voneinander den Wasserstoff als Ursache der Flockenbildung ansprechen. Müller leitete die Folgerung aus gieß- und schmelztechnischen Beobachtungen ab und richtete sein Augenmerk auf die betrieblichen Bedingungen, die den Zutritt von Wasserstoff zum Stahl beherrschen; er konnte bereits im Jahre 1929 Proben von basischem Elektrostahl der laufenden Fertigung vorlegen, die auf Grund dieser Überlegungen hergestellt waren und schon einen verhältnismäßig hohen Grad von Flockenunempfindlichkeit aufwiesen. Einen Zusammenhang zwischen Flocken und Gasgehalt hatte auch B. Strauß³⁾ auf Grund von Untersuchungen über die Warmrißbildung im Stahlguß schon vermutet und — allerdings mit wechselndem Erfolg — versucht, durch starkes Auskochen, kaltes Gießen usw. den Gasgehalt und damit die Flockengefahr zu vermindern; später ist dieser Weg aber wieder verlassen worden. Die Flockentheorie von Schenck ist zunächst aus Gleichgewichtsbetrachtungen entstanden; in der Folgezeit hat sich herausgestellt, daß seine nachstehend wiedergegebene Deutung der Beziehungen zwischen Wasserstoff und Flocken den versuchsmäßig festgestellten Tatsachen in keiner Weise widerspricht. Nach Schenck beruht die Bildung der Flocken auf der mit fallender Temperatur sinkenden Löslichkeit von Eisen, Nickel, Chrom, Mangan und deren Legierungen für Wasserstoff, die sich darin äußern muß, daß die Entwicklungsdrücke dieses Gases im Metall — sofern keine nennenswerte Diffusion stattfindet — die Festigkeit des Metalls übersteigen können⁴⁾.

In Abb. 1 ist der Entwicklungsdruck des Wasserstoffs bei verschiedenen Temperaturen mit der Zugfestigkeit für den Fall eines Flußstahls in Vergleich gesetzt. Infolge der Unsicherheit der Gleichgewichtskonstanten bei den niedrigen Temperaturen sind die berechneten Drücke wahrscheinlich zu gering, was aber die Schlußfolgerungen nicht berührt. Es läßt sich aus den Kurven leicht abschätzen,

²⁾ Unveröffentlichte Arbeiten aus dem Jahre 1928.

³⁾ Unveröffentlichte Berichte vom 17. Dezember 1940 und 27. April 1943.

⁴⁾ Vgl. H. Schenck: Einführung in die physikalische Chemie der Eisenhüttenprozesse, Bd. 1 (Berlin: Julius Springer 1932) S. 155; Bd. 2 (Berlin: Julius Springer 1934) S. 246; ferner L. Luckemeyer-Hasse und H. Schenck: Arch. Eisenhüttenwes. 6 (1932/33) S. 209/14.

*) Erstattet von H. Bennek auf der 30. Vollsitzung des Werkstoffausschusses am 12. Dezember 1934. — Sonderabdrucke sind vom Verlag Stahleisen m. b. H., Düsseldorf, Postschließfach 664, zu beziehen.

¹⁾ Stahl u. Eisen 55 (1935) S. 297/304 (Werkstoffaussch. 296).

daß unterhalb 200° auch die Trennfestigkeit des Eisens bei weitem überschritten sein wird. Selbst niedrige Wasserstoffgehalte im flüssigen Zustande aus den Löslichkeitskurven die Entwicklungsdücke berechnet; sie übersteigen ebenfalls unterhalb 400° schon bei einem Gehalt von 0,001, bestimmt aber bei einem Gehalt von 0,003 Gewichtsprozent Wasserstoff die vermutliche Warmfestigkeit der Legierung beträchtlich. Diese Legierung fällt ihrer Zusammensetzung nach — abgesehen von dem niedrigen Kohlenstoffgehalt —

In Abb. 2 sind für einen Stahl mit 0,04 % C, 3,1 % Ni und 2,6 % Cr unter der Annahme verschiedener Wasserstoffgehalte im flüssigen Zustande aus den Löslichkeitskurven die Entwicklungsdücke berechnet; sie übersteigen ebenfalls unterhalb 400° schon bei einem Gehalt von 0,001, bestimmt aber bei einem Gehalt von 0,003 Gewichtsprozent Wasserstoff die vermutliche Warmfestigkeit der Legierung beträchtlich. Diese Legierung fällt ihrer Zusammensetzung nach — abgesehen von dem niedrigen Kohlenstoffgehalt —

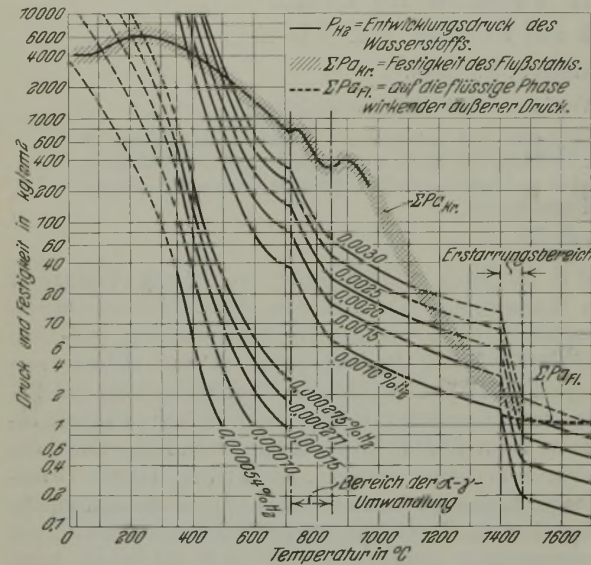


Abbildung 1. Beispiel für die Temperaturabhängigkeit des Entwicklungsdrukkes von Wasserstoff in einem weichen Flußstahl. (Berechnet aus Versuchswerten von L. Luckemeyer-Hasse und H. Schenck.)

bereits in die Gruppe der flockenempfindlichen Chrom-Nickel-Stähle. Obwohl höhere Kohlenstoffgehalte die Wasserstofflöslichkeit in noch unbekannter Weise beeinflussen, deutet der ähnliche Verlauf der beiden Kurven darauf hin, daß die Verhältnisse bei allen Stählen grundsätzlich gleich liegen und nur durch die von der Legierung abhängige Löslichkeit und Diffusionsgeschwindigkeit beeinflusst werden.

Außer dem Entwicklungsdruk des Wasserstoffs ist noch zu beachten, daß bei tiefen Temperaturen eine Umsetzung zwischen Kohlenstoff und gelöstem Wasserstoff zur Bildung von Methan führt. Liegt Kohlenstoff karbidisch als selbständige Phase vor, so besteht die Beziehung:

$$\frac{p_{H_2}^2}{p_{CH_4}} = K_{CH_4}; \text{ bzw. } p_{CH_4} = \frac{p_{H_2}^2}{K_{CH_4}} = \frac{[H]^4}{K_{Fe}^4 - H \cdot K_{CH_4}}$$

Nimmt man an, daß der Entwicklungsdruk p_{H_2} in einem Stahl mit 0,001 Gewichtsprozent Wasserstoff beispielsweise bei etwa 530° gemäß Abb. 1 rd. 200 kg/cm² beträgt, so ergibt sich für den Reaktionsdruck des Methans unter Verwendung der von R. Schenck und Mitarbeitern gewonnenen Festwerte:

$$p_{CH_4} = \frac{p_{H_2}^2}{K_{CH_4}} = \frac{40\,000}{0,74} = 54\,000 \text{ kg/cm}^2.$$

Dieser Druck, der mit fallender Temperatur weiterwächst, übersteigt die Zugfestigkeit jedes Stahles so weit, daß selbst

dann mit Werkstoffspaltungen zu rechnen ist, wenn während der Abkühlung beträchtliche Wasserstoffmengen durch Diffusion unschädlich gemacht werden und wenn auch diese Reaktion wahrscheinlich nur sehr unvollständig ablaufen wird.

Die im Stahl atomar gelöst gewesene, sich mit fallender Temperatur ausscheidende Wasserstoffmenge wird im unverarbeiteten Gußblock verhältnismäßig leicht in die zahlreich vorhandenen Poren, Gasblasen u. dgl. entweichen können, da die Diffusionsgeschwindigkeit des atomaren Wasserstoffs bei entsprechendem Konzentrationsgefälle bekanntlich noch bei Temperaturen unter 100° recht groß ist und die Diffusionswege im Vergleich zum verschmiedeten, porenfreien Block klein sind⁵⁾. Dem Abwandern des frei werdenden Wasserstoffs in Gußporen würde auch dann nichts im Wege stehen, wenn diese Poren selbst mit anderen Gasen gefüllt sind, da dort der Wasserstoffteildruck im Anfang Null ist. Bei der Abkühlung eines solchen unverarbeiteten Gußblockes brauchen somit die entstehenden Entwicklungsdrukke kein so hohes Maß anzunehmen, daß die Festigkeit des

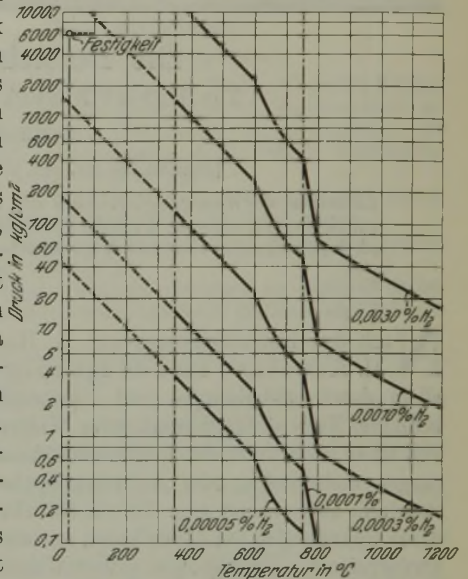


Abbildung 2. Beispiel für die Temperaturabhängigkeit des Entwicklungsdrukkes von Wasserstoff in einem Stahl mit 0,04 % C, 3,1 % Ni, 2,6 % Cr. (Berechnet nach Versuchswerten von L. Luckemeyer-Hasse und H. Schenck.)

Werkstoffes überschritten wird; es brauchen also keine Flocken zu entstehen, wenn auch der Block noch große Mengen Wasserstoff in Hohlräumen enthalten kann. Bei vorhandenen Verunreinigungen in den Korngrenzen — also an besonders schwachen Stellen — können die entstehenden Gasdrukke aber mit oder ohne die Abkühlungsspannungen zu interkristallinen Rissen führen.

Wird derselbe Gußblock verschmiedet, so wird zunächst der der Schmiedetemperatur entsprechende Teil des frei gewordenen Gases wieder gelöst. Darüber hinaus geht infolge der Verschmiededrukke ein das Gleichgewichtsverhältnis bei Atmosphärendruk übersteigender Anteil in Lösung. Kühlt der Block jetzt so langsam ab, daß besonders in dem Temperaturbereich, in dem die Kurve der Entwicklungsdrukke sehr steil ansteigt, noch ausreichende Diffusion möglich ist, so werden keine oder wenige Flocken entstehen. Erfolgt dagegen die Abkühlung so, daß der Wasserstoff schneller ausgeschieden wird, als Diffusion möglich ist, was bei Luftabkühlung der Fall zu sein scheint, so treten Flocken auf, wenn die Entwicklungsdrukke die Festigkeit des Stahles überschreiten.

Es sei noch erwähnt, daß ein Ueberschreiten der örtlichen Festigkeit durch die Spannung des Gases allein noch nicht

⁵⁾ Vgl. Versuche von P. Bardenheuer und G. Thanheiser über Wasserstoffblasenbildung beim Beizen von Feinblechen: Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforsch., Düsseld., 10 (1928) S. 323/42; Stahl u. Eisen 49 (1929) S. 1485/92.

einmal einzutreten braucht, um die vermuteten Wirkungen hervorzurufen; selbst bei geringeren Gasgehalten können Flocken entstehen, wenn zu den vorhandenen Gaspannungen durch ungünstige Abkühlungsbedingungen Spannungen hinzukommen.

Um sich über die Erscheinungsform derart zu erwartender Werkstofftrennungen eine Vorstellung machen zu können, ist zu bedenken, daß sich der Konzentrationsausgleich des Gases nie restlos vollziehen wird; ähnlich wie bei der Kristallseigerung muß man erwarten, daß die zuletzt erstarrende und mit dem höchsten Wasserstoffgehalt behaftete Restschmelze den Ort der Werkstofftrennung bildet. Dies ist um so wahrscheinlicher, als die bei nahezu beendeter Erstarrung zwischen den Dendriten hängende Restschmelze den Hauptteil der Verunreinigungen enthält; somit kann man sich vorstellen, daß zwischen den Primärdendriten Orte geringster Festigkeit und höchsten Wasserstoffgehaltes entstehen, die bei der Abkühlung unter höhere Spannungen geraten und gesprengt werden. In Weiterverfolgung dieses Gedankenganges ist zu vermuten, daß je nach dem Grade des Konzentrationsausgleiches die Ribbildung durch den Entwicklungsdruck des Wasserstoffes verschiedene Formen von der örtlich engbegrenzten Flocke bis zum umfangreichen Spannungsriß annehmen kann. Der letzte Fall wird allerdings nur dann zu erwarten sein, wenn der Durchschnittswasserstoffgehalt entsprechend groß ist; bei geringem Durchschnittsgehalt wird es nur bei starker Seigerung zur Ribbildung kommen. In diesem Falle wird unter Umständen durch Diffusionsbehandlung eine Vermeidung der Ribbildung möglich sein. Schließlich kann man nach den Versuchen von G. Lewkonja und W. Baukloh⁶⁾ annehmen, daß die Ausbildung kleiner Kristalle die Diffusion des Wasserstoffes begünstigt; durch die Gieß- und Erstarrungsbedingungen wird man daher das Verhalten des Gases bei der Abkühlung noch beeinflussen können.

II. Versuche zum Beweise der Flockenbildung durch Wasserstoff.

Gegen die dieser Deutung zugrunde liegenden Annahmen spricht keines der vorliegenden Versuchsergebnisse; allerdings war es bisher noch nicht gelungen, ihre Richtigkeit versuchsmäßig nachzuweisen. Die Beobachtungen von Houdremont und Korschani¹⁾ sprechen zwar dafür, daß Maßnahmen, die auf eine Verringerung der Wasserstoffaufnahme hinauslaufen, wie z. B. wasserstofffreier Kokillenanstrich, langsames Gießen, auch die Flockengefahr vermindern, doch konnten sie sie bisher nicht völlig beheben. Umgekehrt gelang es in zahlreichen früheren Versuchen nicht, flockenhaltige Gußblöckchen von kleinen Abmessungen (10 bis 50 kg) bewußt herzustellen, obwohl es keine Schwierigkeit macht, Blöcke an Wasserstoff, z. B. durch Zugabe von feuchtem Ferrochrom, wasserhaltiger Kalkschlacke usw., so anzureichern, daß sie wasserstoffunruhig werden. Ebenso führten allerdings auch alle anderen Versuche — Verwendung schlechtesten Schrotts, Anreicherung an Phosphor und Schwefel, Erhöhung der Gußspannungen in Verbindung mit ungünstigsten Schmiedebedingungen — nicht zum Ziel. Ueberhaupt wurden in den rd. 9000 Blöcken aus dem Hochfrequenzofen und 2000 Blöcken aus dem Lichtbogenofen unserer Versuchsschmelzanlage bisher nie Flocken beobachtet.

Als Ursache hierfür wurde schließlich immer die zu geringe Gußblockgröße angesehen. Ueberlegt man, warum in einem Stahl aus einem Stahlwerksgußblock von 17 cm Dmr. und 250 kg Flocken auftreten, während dies bei einem 50-kg-Laboratoriumsguß von ebenfalls etwa 17 cm Dmr. nicht der

Fall ist, so kommt man zum Schluß, daß der kürzere Block infolge des größeren Verhältnisses von Oberfläche zu Gewicht durch Seigerung aus der Randzone im Kern so schnell an Wasserstoff angereichert wird, daß Wasserstoffunruhe eintritt, ehe der Blockkopf erstarrt ist (Abb. 3). Der überschüssige Wasserstoff entweicht somit, und es kommt nicht zur Flockenbildung. Beim großen Block wird dagegen eine Wasserstoffseigerung im Kern bis zu Gehalten möglich sein, die über der Grenze der Wasserstoffunruhe liegen, ohne daß eine solche bemerkt werden kann, weil der Blockkopf in diesem Stadium längst weit genug erstarrt ist, um ein Durchbrechen zu verhindern.

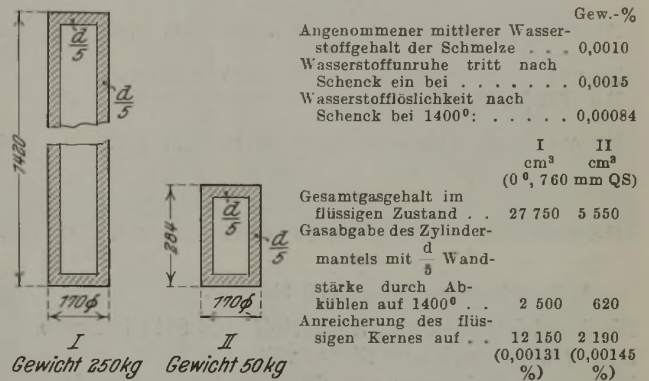


Abbildung 3. Gasseigerung bei weichen Flußstahlblöcken gleichen Durchmessers und verschiedener Höhe.

Eine Angleichung der Erstarrungsbedingungen der Versuchsblöckchen an die in größeren Gußblöcken auftretenden müßte sich durch möglichste Wasserstoffsättigung im flüssigen Zustand und beschleunigte Abkühlung des Blockkopfes erreichen lassen. In dieser Richtung wurden die im folgenden beschriebenen Versuche angesetzt.

Feststellungen an warmverarbeitetem Chrom-Nickel-Stahl mit Wasserstoffzusatz.

Für die Versuche wurde ein als flockenempfindlich bekannter Stahl mit folgender Soll-Zusammensetzung gewählt: 0,2 bis 0,27 % C, 0,15 bis 0,3 % Si, 0,45 bis 0,6 % Mn, 3,4 bis 3,8 % Ni und 0,6 bis 0,9 % Cr. Der Einsatz war für alle Schmelzen gleich. Zur Erhöhung des Phosphor- und Schwefelgehaltes, der gewöhnlich kleiner als 0,015 % war, auf 0,05 bis 0,1 % wurden bei der ersten Versuchsreihe Ferrophosphor und Ferroschwefel zugegeben. Es wurden zunächst 50 kg schwere Schmelzen im basischen Hochfrequenzofen unter Kalk-Flußspat-Schlacke hergestellt, wobei zum Teil 15 min lang durch ein Quarzrohr Wasserstoff aus einer Bombe eingeleitet wurde. Alle Stähle wurden, sofern nichts Besonderes angegeben ist, mit 0,15 % Al in der Pfanne behandelt. Gegossen wurde immer bei 1430° (mit einem Holborn-Kurlbaum-Pyrometer gemessen, unberichtigt), und zwar in eine 600 mm hohe Kupferform von 120 mm Dmr. mit Wasserkühlung und zusätzlicher Wasserberieselung des Kopfes, in eine 200 mm hohe übliche Gußeisenform von 150 mm Dmr. ohne Massekopf mit Wasserberieselung des Kopfes und der Wand, in eine 200 mm hohe übliche Blockform von 150 mm Dmr. ohne und mit Massekopf ohne besondere Kühlung und schließlich in trockene Sandform von 200 mm Höhe und 150 mm Dmr. Alle Blöcke wurden unmittelbar nach der Erstarrung — etwa 1 bis 2 min nach Beendigung des Gießens — gezogen; sie hatten dann, abgesehen von dem schon dunkeln Kopf, eine Außentemperatur von etwa 1000°. Sie wurden in einen auf 1080° befindlichen Ofen gebracht, bis zum Temperatúrausgleich (15 min) durchgewärmt und mit zweifachem Verformungsgrad in einer Hitze verschmiedet.

⁶⁾ Arch. Eisenhüttenwes. 6 (1932/33) S. 453/57.

Zahlentafel 1. Zusammensetzung und Herstellungsart der Chrom-Nickel-Stähle zu Versuchsreihe 1.

Guß Nr.	C %	Si %	Mn %	P %	S %	Ni %	Cr %	Gas-zugabe	Gießform	Kühlung des Kopfes	Verhalten beim Gießen	Verschmiedung ¹⁾	Ergebnis
HB 7997	0,22	0,42	0,63	0,075	0,073	3,64	0,87	—	Kupferform	ja	ruhig	ohne Abkühlung sofort zweifach verschmiedet	flockenfrei
HB 8000	0,18	0,35	0,58	0,076	0,048	3,67	0,85	—	Kupferform	ja	ruhig		flockenfrei
HB 7994	0,16	0,15	0,57	0,081	0,082	3,78	0,88	H ₂	Kupferform	ja	ruhig, gestiegen		Flocken
HB 8004	0,18	0,08	0,50	0,014	0,023	3,69	0,83	H ₂	Kupferform	ja	ruhig, etwas gestiegen		Flocken
HB 7996	0,14	0,25	0,60	0,071	0,069	3,56	0,91	—	Gußeisenform ohne Massekopf	ja	ruhig	ohne Abkühlung sofort zweifach verschmiedet	flockenfrei
HB 8016	0,29	0,27	0,58	0,010	0,010	3,72	0,91	H ₂	Gußeisenform ohne Massekopf	ja	ruhig		Flocken
HB 7998	0,14	0,17	0,57	0,076	0,069	3,73	0,84	H ₂	Gußeisenform ohne Massekopf	nein	ruhig, gestiegen	wieder erwärmt, in zwei Hitzen geschmiedet vierfach verschmiedet	Flocken
HB 7990	0,14	0,26	0,60	0,083	0,054	3,75	0,89	H ₂	Gußeisenform mit Massekopf	nein	unruhig, gestiegen		Flocken nur im Kopf
HB 7992	0,22	0,31	0,57	0,071	0,070	3,73	0,86	—	Sand	nein	ruhig	wieder erwärmt, in zwei Hitzen geschmiedet vierfach verschmiedet	flockenfrei
HB 7993	0,22	0,26	0,58	0,072	0,035	3,73	0,85	H ₂	Sand	nein	unruhig, gestiegen		flockenfrei
HB 8014	0,22	0,20	0,54	0,012	0,010	3,74	0,87	H ₂	Kupferform	ja	ruhig, etwas gestiegen	wieder erwärmt, in zwei Hitzen geschmiedet vierfach verschmiedet	Flocken
HB 8015	0,28	0,15	0,55	0,010	0,010	3,74	0,88	H ₂	Kupferform	ja	ruhig		Flocken

¹⁾ Schmiedetemperatur 1080 bis 900°.

Ein Vergleichsblock mit Wasserstoff (HB 8014 in *Zahlentafel 1*) wurde nach dem Gießen völlig abgekühlt und dann in üblicher Weise zum Schmieden erwärmt, ein weiterer (HB 8015) erhielt vierfache Verschmiedung. Die Abkühlung erfolgte in allen Fällen an Luft. Aus den verschmiedeten Knüppeln wurden drei Scheiben in der Mitte und in 150 mm Abstand von beiden Enden entnommen, die vergütet, in Kupferammoniumchlorid geätzt und dann gebrochen wurden.

Sämtliche Schmelzen der Versuchsreihe 1 (*Zahlentafel 1*) ohne Wasserstoffzugabe blieben flockenfrei. Sämtliche mit Wasserstoff hergestellten Blöcke außer dem in Sand gegossenen zeigten Flocken, der in üblicher Gußeisenform mit Massekopf gegossene, aber langsam erstarrte Block allerdings nur ganz vereinzelte im oberen Teil (*Abb. 4 bis 9; siehe Tafel 2 und 3*). Die Anzahl der Flocken nimmt also mit langsamerer Erstarrung des Blockkopfes ab. Alle flockenhaltigen Güsse mit Ausnahme des vierfach verschmiedeten (*Abb. 10 bis 13*) wiesen außer den durch ihr unverformtes Bruchkorn ganz eindeutig als Flocken gekennzeichneten Stellen auch noch Flächen mit glattem muscheligen Bruch auf, die auf das Vorhandensein von verschmiedeten Gasblasen oder Primärkornengrenzrissen hindeuten. Der muschelige Bruch läßt sich also durch stärkere Verschmiedung vermeiden, die Flocken treten jedoch in unverminderter Zahl auf. Daß in dieser Versuchsreihe die Entstehung der Flocken nur auf die Wasserstoffzugabe und nicht etwa auf die schnellere Abkühlung des Gußblockes und die damit verbundenen größeren Gießspannungen zurückgeführt werden kann, geht wohl eindeutig aus den in gleicher Weise vergossenen Vergleichsblöcken hervor.

Bemerkenswert ist, daß die Flocken in Übereinstimmung mit den bisherigen Erfahrungen hauptsächlich in einem kreisförmigen Bereich auftreten, der am Innenrand der Transkristallisationszone liegt; sie sind meistens, aber keineswegs immer radial angeordnet (*vgl. Abb. 8, 10 und 12*). Teilweise mußten die Beizscheiben daher statt radial tangential gebrochen werden.

Gleichzeitig treten in dieser Zone ausgesprochene Schattenstreifen auf, eine Erscheinung, die bisher in den Versuchsblöcken dieser Größe nicht beobachtet werden konnte. Die in gleicher Weise erstarrten Vergleichsgüsse mit ebenso hohem Phosphor- und Schwefelgehalt zeigen zwar teilweise ausgeprägte Kernseigerung, aber keine Schatten-

streifen. Sogar der mit Wasserstoff hergestellte Guß HB 8001 hatte trotz seines erheblich niedrigeren Phosphor- und Schwefelgehaltes Schattenstreifen und erweckte im Aetzbild den Eindruck erheblich höheren Phosphorgehaltes (*Abb. 14 bis 17*). Daß die Schattenstreifen mit Gasblasenseigerungen zusammenhängen, ist schon im Schrifttum angeführt worden⁷⁾; diese Blöcke dürften darauf hindeuten, daß Schattenstreifen nur durch Mitwirkung eines Gases entstehen können.

Die Versuchsreihe 1 zeigt weiter, daß die Annahme der Seigerungen als Ursache der Flocken der Wahrheit nahekommt. Nur liegt die Seigerung nicht in den gewöhnlichen metallographisch nachweisbaren Anreicherungen an Phosphor und Schwefel, sondern in dem Vorhandensein eines Gases, das, selbst seigernd, diese Anreicherungen von Phosphor und Schwefel erst herbeiführt. Andererseits bestätigen auch diese Versuchsblöcke die alte Erfahrung, daß Flocken nicht immer an den Stellen entstehen, an denen metallographisch die stärksten Seigerungen nachweisbar sind; in allen Schliften fanden sich Flocken auch außerhalb der Hauptseigerungen.

Eine Reihe weiterer Schmelzen (*Zahlentafel 2*) sollte durch Bestätigung der Versuche von Houdremont und Korschán¹⁾ nochmals nachweisen, daß die als Flockenursache angesehenen Abkühlungsspannungen nach dem Schmieden nicht nur zur Erzeugung von Flocken nicht hinreichend, sondern in einem wasserstoffhaltigen Block auch nicht notwendig sind. Zu diesem Zweck wurden unter gleichen Gießbedingungen wie bei Schmelze HB 8001 zwei weitere Blöcke (HB 8017 und 8018) hergestellt, die in gleicher Weise in einer Hitze zweifach verschmiedet, aber nach dem Schmieden in einen auf etwa 900° befindlichen Ofen zurückgelegt wurden; Guß HB 8017 kühlte im Ofen bis auf Raumtemperatur ab, während Guß HB 8018 bei 350° gezogen wurde und an Luft weiter abkühlte. In dem Ofen — ein gasbeheizter Muffelofen mit 750 × 350 mm Herdfläche — befand sich ein dritter Block aus demselben Stahl mit gleichen Abmessungen, der von der Kopfseite her in der Mitte und 5 mm vom Außenrand auf etwa 100 mm Tiefe angebohrt war und in diesen Bohrungen zwei Thermo-

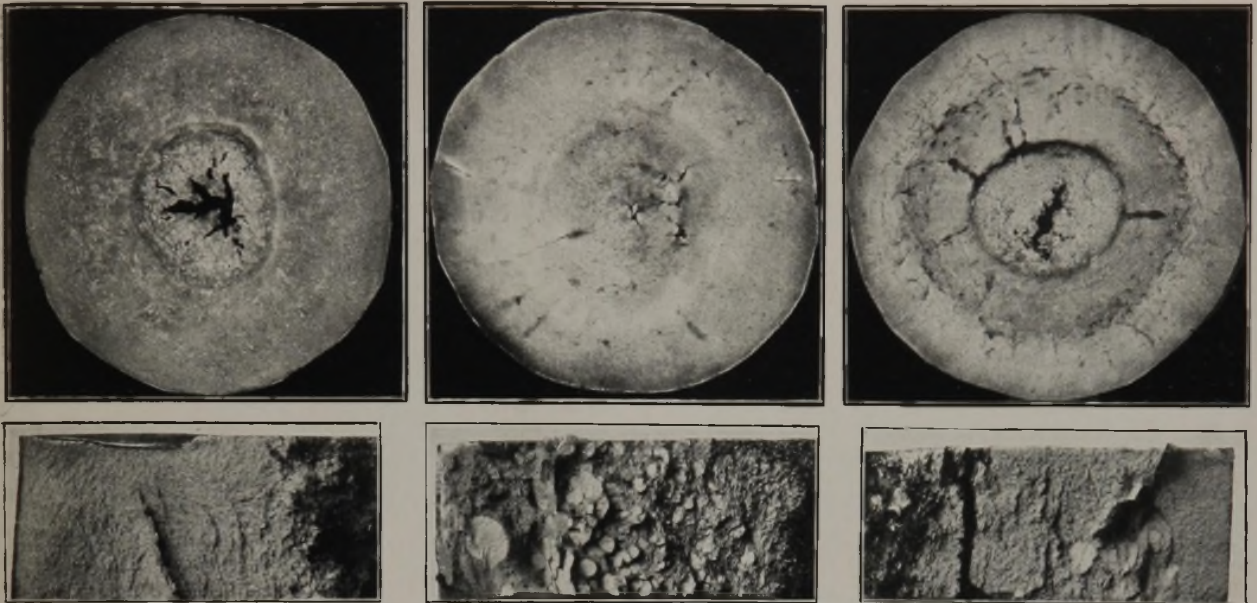
⁷⁾ Vgl. F. Badenheuer: Stahl u. Eisen 54 (1934) S. 1073/84 (Stahlw.-Aussch. 284 u. Werkstoffaussch. 280).

H. Bennek, H. Schenck und H. Müller: Die Entstehungsursache der Flocken im Stahl.

Ohne Wasserstoff, gekühlt.

Mit Wasserstoff, gekühlt.

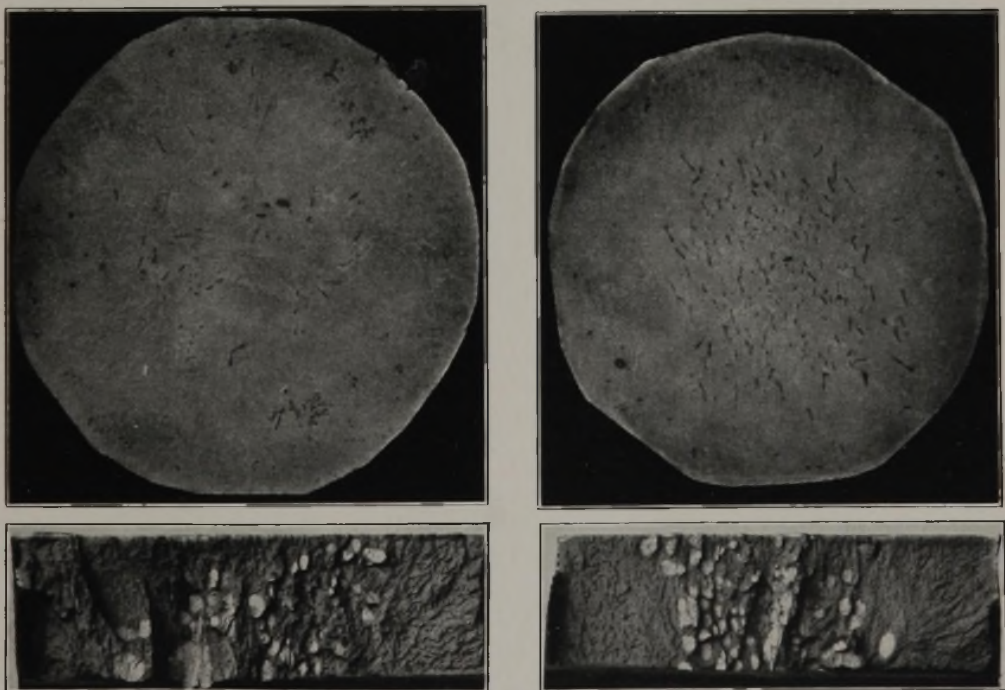
Mit Wasserstoff, nicht gekühlt.



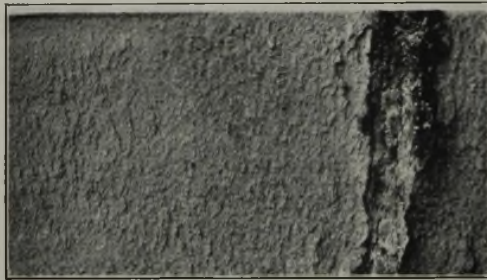
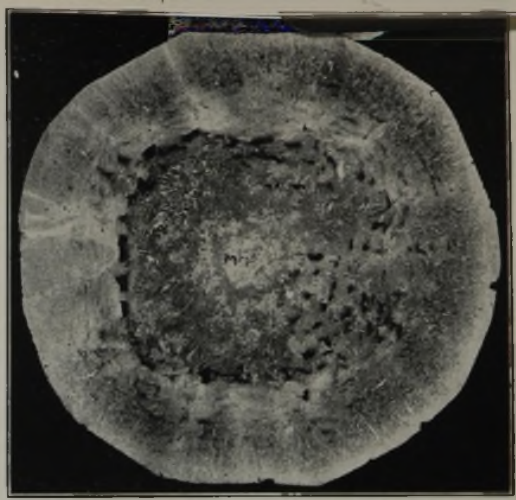
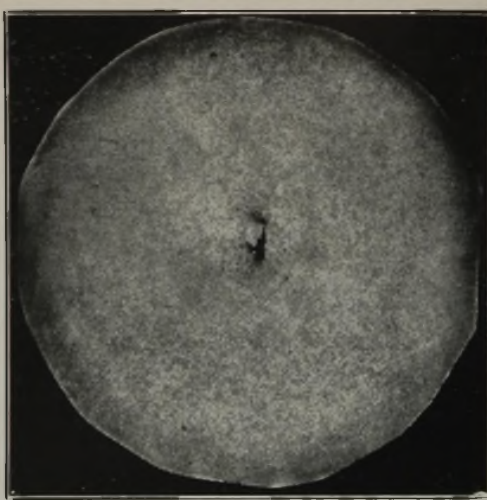
Abbildungen 4 bis 9. VCN 35-Stahl mit 0,08% P und S, in übliche Form ohne Massekopf mit verschiedener Abkühlungsgeschwindigkeit gegossen. (Verschmiedung zweifach, Abkühlung an Luft.)

Mitte

Fuß



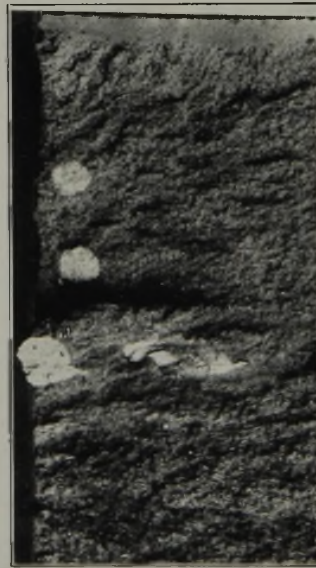
Abbildungen 10 bis 13. VCN 35-Stahl mit 0,01% P und S und Wasserstoffzusatz, in Kühlform vergossen, vierfach verschmiedet, an Luft abgekühlt.



Abbildungen 14 bis 17. VCN 35-Blöcke in Kühlform vergossen, zweifach verschmiedet, an Luft abgekühlt.



900 bis 20° im Ofen.



Abkühlung nach dem Schmieden:

900 bis 350° im Ofen,
350 bis 20° an Luft.



900 bis 350° im Ofen mit 0,4°/min,
350 bis 20° an Luft.

Abbildungen 19 bis 21. Einfluß der Abkühlungsgeschwindigkeit nach dem Schmieden auf die Flockenbildung.
(Stahl VCN 35 + 0,01% P und S, mit Wasserstoff, zweifach verschmiedet.)



24 h bei 250° geglüht.



24 h bei 850° geglüht.



24 h bei 1100° geglüht.

Abbildungen 22 bis 24. Einfluß der Diffusionsglühung vor dem Schmieden auf die Flockenbildung.

(Stahl VCN 35 + 0,01% P und S, mit Wasserstoff, zweifach verschmiedet.)



Abgeschreckt.

Mäßig schnell auf 850° angelassen.

Sehr schnell auf 850° angelassen.

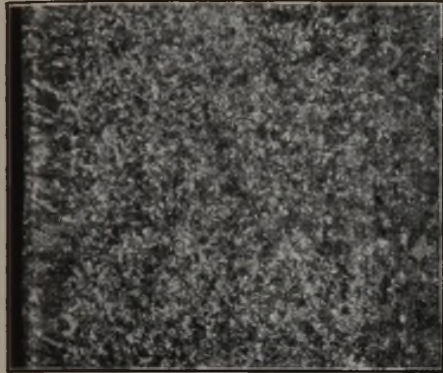
Abbildungen 25 bis 30. Einfluß der Abkühlungsgeschwindigkeit nach dem Schmieden auf die Flockenbildung.

(Stahl VCN 35 + 0,01 % P und S, mit Wasserstoff, nach dem Schmieden in Oel abgeschreckt.)

Ohne Wasserstoff.

Mit Wasserstoff.

Mit Wasserstoff.



Abkühlung der Güsse von 1100°:

an Luft.

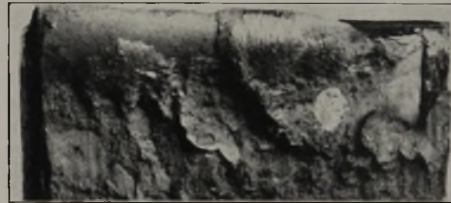
an Luft.

im Ofen.

Abbildungen 31 bis 33. Längsschnitte von Blöcken aus Stahl VCN 35 mit 0,01 % P und S, in Kühlform vergossen.

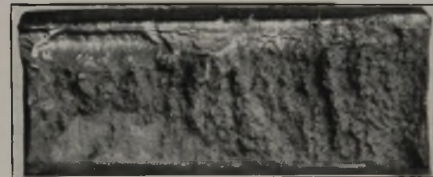
An Luft.

Im Ofen.



Abbildungen 34 bis 37.
Zweifach
verschmiedete
Hälften von Blöcken
mit und ohne
interkristalline Risse.

Luftabkühlung nach dem Schmieden.

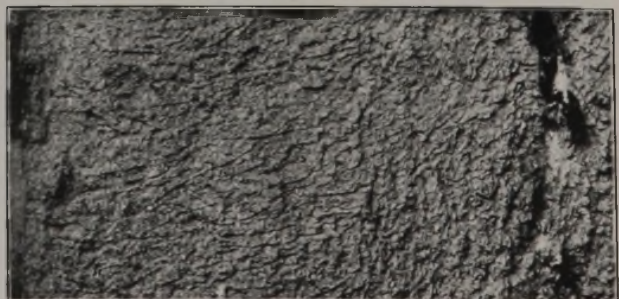
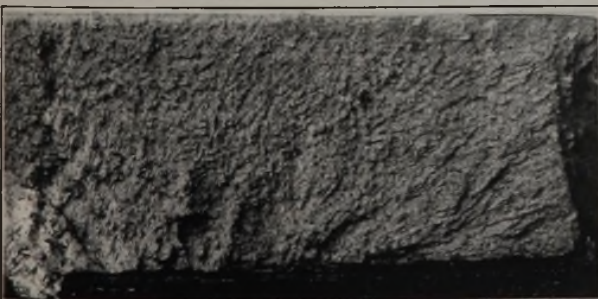
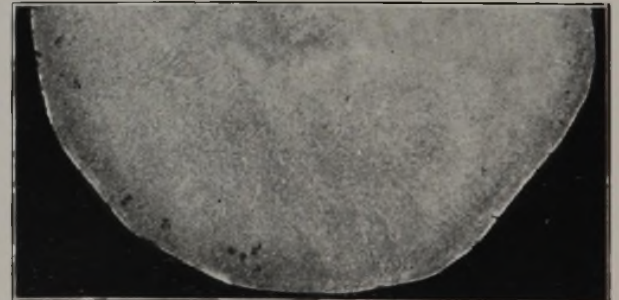
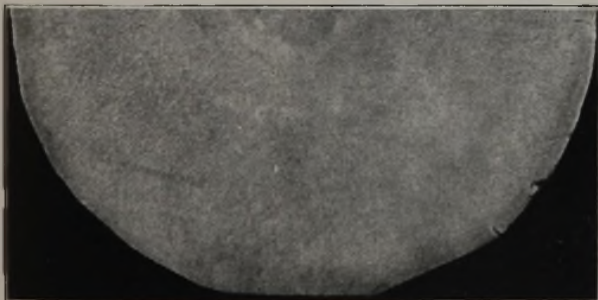


(Stahl VCN 35
mit 0,01 % P und S
und Wasserstoffzusatz.)
Abkühlung der
Gußblöcke von 1100°.

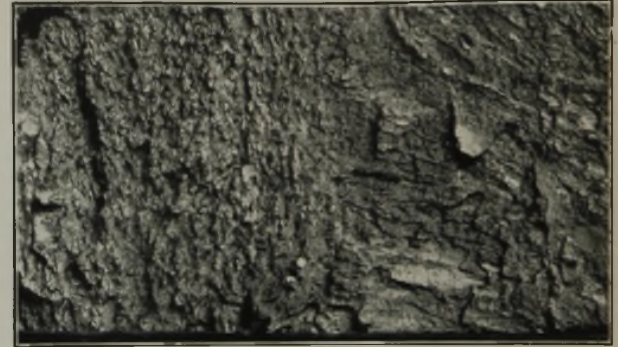
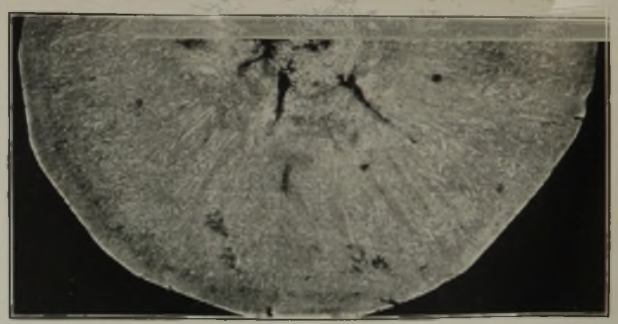
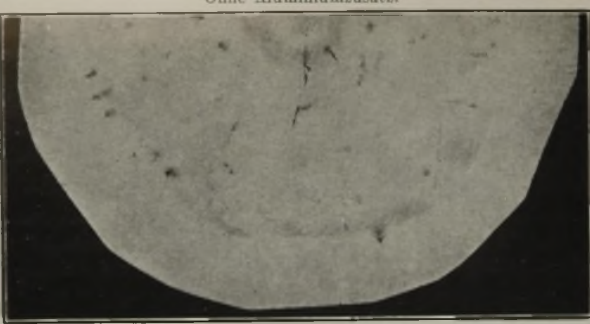
Ofenabkühlung nach dem Schmieden.

Ohne Aluminiumzusatz.

Mit Aluminiumzusatz.



Abbildungen 38 bis 41. Blöcke aus Stahl VCN 35 mit 0,01 % P und S mit Kohlensäurezusatz, in Kühlform vergossen, zweifach verschmiedet, an Luft abgekühlt.



Abbildungen 42 bis 45. Blöcke aus Stahl VCN 35 mit 0,01% P und S und Stickstoffzusatz, in Kühlform vergossen, zweifach verschmiedet, an Luft abgekühlt.

VCN 35 mit Stickstoff.

VCN 35 mit Wasserstoff.



„Muscheliger“ Bruch.

Flocke.

Abbildung 46 und 47. Bruchaussehen einer verschmiedeten Fehlstelle im Guß und einer Flocke.

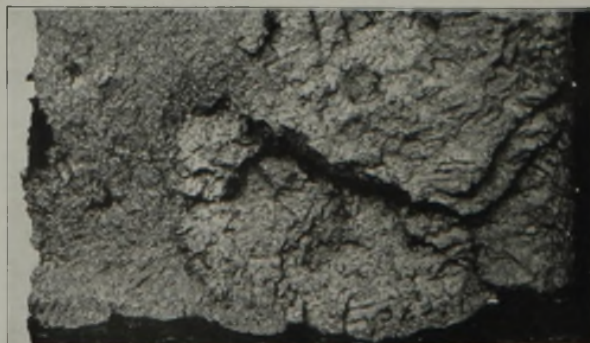
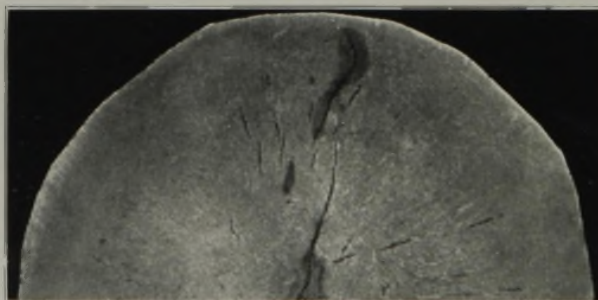


Abbildung 48 und 49. Flockenausbildung in unlegiertem Stahl (mit Wasserstoffzusatz ersch...

Zahlentafel 2. Zusammensetzung und Herstellungsart der Chrom-Nickel-Stähle zu Versuchsreihe 2¹⁾.

Guß Nr.	C %	Si %	Mn %	P %	S %	Ni %	Cr %	Verhalten beim Gießen	Abkühlung nach dem Schmieden	Ergebnis
HB 8017	0,28	0,25	0,59	0,010	0,010	3,72	0,88	ruhig	Ofen bis 20°	flockenfrei
HB 8018	0,30	0,25	0,59	0,012	0,010	3,72	0,86	ruhig	Ofen bis 350°, dann Luft	Flocken
HB 8073	0,27	0,15	0,54	0,010	0,015	3,69	0,92	gestiegen	mit 0,4°/min bis 350°, dann Luft	flockenfrei
HB 8043	0,25	0,22	0,61	0,010	0,010	3,72	0,84	gestiegen	Oelabschreckung	flockenfrei ²⁾

¹⁾ Alle Stähle mit Wasserstoffzusatz, in Kupferform vergossen, ohne Abkühlung sofort zweifach bei 1080 bis 900° verschmiedet. — ²⁾ Anscheinend keine Flocken (zweifelhaft).

elemente trug. Die Temperatur dieser Thermolemente und die Ofentemperatur wurden aufgezeichnet (Abb. 18).

Die Kurven zeigten zunächst, daß zwischen Rand und Kern der Versuchsblöcke während der ganzen Abkühlungszeit selbst bei Luftabkühlung kein meßbarer Temperaturunterschied vorhanden war. Da mit dem verwendeten Gerät

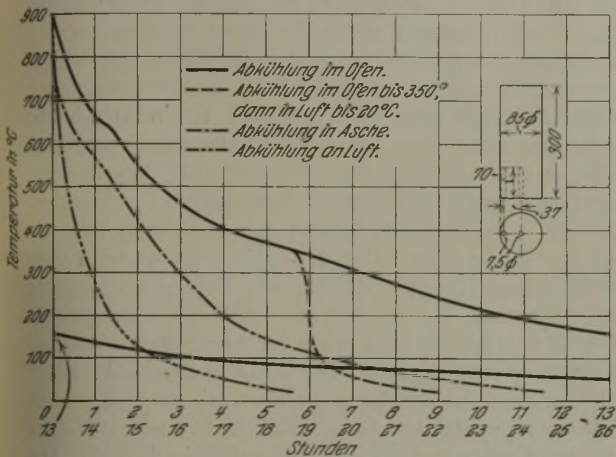


Abbildung 18. Abkühlungskurven von zweifach verschmiedeten Blöcken.

noch Temperaturunterschiede von 10° deutlich erkennbar waren, muß somit die tatsächlich vorhandene Temperaturabweichung noch geringer gewesen sein. Die Kurven zeigen ferner, daß der Ar'-Punkt der Stähle bei Ofenabkühlung innen und außen deutlich bei etwa 650° auftrat, also eine Härtung nicht eingetreten ist. Abkühlungs- oder Umwandlungsspannungen im Sinne der Berechnungen von E. Maurer⁸⁾ oder von W. Eilender und H. Kießler⁹⁾ können somit nicht in irgendwie nennenswertem Maß aufgetreten sein. Von diesen Blöcken zeigte der bis auf Raumtemperatur im Ofen abgekühlte Guß HB 8017 keine Flocken, während der bei 350° aus dem Ofen genommene HB 8018 Flocken aufwies (Abb. 19 und 20). Die Versuchsergebnisse von Houdremont und Korschan wurden also bestätigt.

Von einer genaueren Festlegung des Entstehungszeitpunktes der Flocken wurde im Hinblick auf die eingehenden Versuche von Houdremont und Korschan abgesehen. Da gegen erschien es aufschlußreich, einmal festzustellen, warum die langsame Abkühlung im Temperaturbereich unter 350° für die Vermeidung oder Verringerung der Flocken ausschlaggebend sein soll, obwohl doch die bei höheren Temperaturen größere Diffusionsgeschwindigkeit eher zum Ausgleich und zur Verminderung des Gasgehaltes beitragen sollte. Ein Blick auf die Abkühlungskurven in Abb. 18 zeigt nun zunächst, daß auch bei Ofenabkühlung der Temperaturbereich von 900 bis etwa 400° sehr schnell durchlaufen wird und erst bei tieferen Temperaturen sich der große Unterschied in den Abkühlungsgeschwindigkeiten bei verschiedener Abkühlung bemerkbar macht. Die Diffusionszeiten sind also oberhalb 400° so kurz,

daß trotz der höheren Diffusionsgeschwindigkeit schon hierin ein Grund für die geringe Wirksamkeit der Ofenabkühlung oberhalb 400° gesehen werden kann. Weiterhin ist anzunehmen, daß der mit fallender Temperatur stärker als linear ansteigende Druck des ausgeschiedenen Wasserstoffes die Diffusion außerdem noch in den tieferen Temperaturbereichen besonders beschleunigt. Eine rechnerische Nachprüfung der letzten Annahme ließ sich nicht durchführen, da die Temperaturabhängigkeit des Diffusionsbeiwertes für Wasserstoff im Stahl nicht über ein ausreichendes Temperaturgebiet bekannt ist. Dagegen wurde versucht, den Einfluß der Diffusionszeit während der Abkühlung nachzuprüfen. Zu diesem Zweck wurde ein weiterer Block HB 8073 von gleicher Art wie HB 8017 und 8018 nach dem Schmieden sofort in einen auf 900° befindlichen elektrisch beheizten Muffelofen gebracht und unter Gegenstrom mit einer gleichbleibenden Abkühlungsgeschwindigkeit von 0,4°/min auf 350° abgekühlt; das entspricht bei gewöhnlicher Ofenabkühlung der durchschnittlichen Abkühlungsgeschwindigkeit zwischen 350 und 20°. Von 350° an wurde dann auch dieser Block an Luft abgekühlt. Die Beizscheiben zeigten am Kopf einige Rißchen, die sich im Bruch als schlecht verschmiedete Blasen erwiesen. Flocken waren an keiner Stelle des Blockes aufzufinden (Abb. 21).

Diese Versuchsreihe dürfte wohl genügend zeigen, daß nicht langsame Abkühlung in irgendeinem Temperaturgebiet zur Vermeidung von Flocken nötig ist, sondern daß es darauf ankommt, dem Gas bei geeigneter Temperatur ausreichende Zeit zur Diffusion zu bieten.

Die zuletzt erwähnten Versuche deuten schließlich darauf hin, daß eine Diffusionsglühung vor dem Schmieden eine Verminderung der Flockenneigung erwarten läßt. Auch Betriebsbeobachtungen hatten bereits Hinweise für den Wert einer solchen Behandlung ergeben. Der Erfolg einer Diffusionsbehandlung wird allerdings von der nicht in ausreichendem Maße bekannten Diffusionsgeschwindigkeit des Wasserstoffes bei verschiedenen Temperaturen abhängen. Vorauszusagen ist nur, daß die Wärmebehandlung eines Gußblockes bei tiefen Temperaturen, d. h. unter etwa 400°, voraussichtlich keinen Zweck haben wird, weil zum mindesten große Teile des vorhandenen Wasserstoffes in den Hohlräumen und Lockerstellen des erkalteten Gußblockes in molekularer, also bei tiefer Temperatur nicht diffusionsfähiger Form angesammelt sein werden. Zur ungefähren Bestimmung der geeignetsten Glühtemperatur wurden drei mit Wasserstoff gesättigte Blöcke aus Stahl VCN 35 in einem elektrischen Ofen je 24 h lang bei 250, 850 und 1100° gewärmt. Die Blöcke wurden dann in der üblichen Weise zweifach geschmiedet, an der Luft abgekühlt und auf Flocken geprüft. Durch die Behandlung bei 250° war kein Rückgang in der Anzahl der Flocken eingetreten; der bei 850° geglühte Block wies jedoch erheblich weniger und der bei 1100° geglühte gar keine Flocken mehr auf (Abb. 22 bis 24).

Zum Abschluß dieser Versuchsreihe wurde schließlich noch geprüft, ob sich Flocken durch schnellste Abkühlung vermeiden lassen. Es wäre denkbar, daß durch Abschrecken von Schmiedetemperatur mindestens ein Teil

⁸⁾ Stahl u. Eisen 47 (1927) S. 1323/27.

⁹⁾ Z. VDI 76 (1932) S. 729/35.

Zahlentafel 3. Zusammensetzung und Herstellungsart der unverarbeiteten Chrom-Nickel-Stähle zu Versuchsreihe 3¹⁾.

Guß Nr.	C %	Si %	Mn %	P %	S %	Ni %	Cr %	Gas-zugabe	Gießform	Verhalten beim Gießen	Abkühlung des Gusses ab 1100° in
HB 8022	0,17	0,27	0,57	0,011	0,010	3,74	0,90	—	Kupferform	ruhig	Luft
HB 8019	0,26	0,20	0,57	0,010	0,010	3,73	0,89	H ₂	Kupferform	gestiegen	Luft
HB 8052	0,23	0,17	0,57	0,010	0,010	3,74	0,88	H ₂	Kupferform	gestiegen	Ofen
HB 8024	0,23	0,30	0,58	0,010	0,010	3,70	0,87	—	Gußeisenform ohne Massekopf	ruhig	Luft
HB 8020	0,25	0,15	0,53	0,010	0,010	3,75	0,87	H ₂	Gußeisenform ohne Massekopf	ruhig	Luft

¹⁾ Alle Blöcke mit Kühlung des Kopfes vergossen.

der bei dieser Temperatur gelösten Wasserstoffmenge in Lösung gehalten wird und infolgedessen die Entwicklungsdrücke bei der Abkühlung nur ein geringes Maß annehmen. Bei schnellem Anlassen müßte sich dann der überschüssige Wasserstoff ausscheiden und unter Umständen zur Flockenbildung während des Anlassens führen. Zu diesem Zwecke wurde ein in der bisherigen Weise hergestellter wasserstoffhaltiger Block (HB 8043, *Zahlentafel 2*) nach zweifacher Verschmiedung in Oel abgeschreckt. In 150 mm Entfernung von beiden Enden des Schmiedeknüppels wurden Scheiben entnommen, die außer einer Anzahl Härterisse noch zahllose feinste, erst bei sehr tiefer Aetzung heraustretende Fehlstellen aufwiesen (*Abb. 25*). Im Härtebruch waren Flocken nicht sicher nachzuweisen (*Abb. 26*). Das Ergebnis läßt, obwohl es nicht überzeugend ist, immerhin die Möglichkeit offen, daß bei weniger hoch an Wasserstoff angereichertem Stahl auf diese Weise tatsächlich die Flockengefahr verringert werden kann; allerdings wohl nur dadurch, daß man an Stelle von Flocken um so eher Härterisse bekommt. Von einer Wiederholung des Versuches wurde abgesehen, weil eine genaue Regelung des Wasserstoffgehaltes in den kleinen Versuchsgüssen nicht möglich ist. Es wurden aber zwei Abschnitte dieses Blockes einmal mäßig und einmal sehr schnell auf 850° erhitzt und dann vergütet, um zu sehen, ob durch schnelle Ausscheidung des in übersättigter Lösung gebliebenen Gases nunmehr zahlreichere Flocken auftreten. Tatsächlich zeigten jetzt beide Abschnitte zahllose deutliche Flocken, und zwar der in einen auf 1100° gehenden Ofen eingelegte Abschnitt III noch mehr als Abschnitt II, der in einen auf 400 bis 500° gehenden Ofen gelegt und auf 830° aufgeheizt wurde (*Abb. 27 bis 30*). Die Bruchbilder dieser Güsse zeigen, daß sich die Flocken hier praktisch über den ganzen Querschnitt erstrecken; sie sind ein Beleg mehr dafür, daß die Wärmespannungen nur bei üblichen, verhältnismäßig wasserstoffarmen Güssen die Richtung der Flocken und ihre Lage im Gußblock bestimmen.

Zusammenfassend darf man wohl sagen, daß die Theorie, der Wasserstoff sei der Erreger der Flocken im verarbeiteten Block, durch die angeführten Versuche belegt worden ist.

Feststellungen an Stahl mit Wasserstoffzusatz im Gußzustand.

Zur Untersuchung des Gußgefüges und etwaiger Risse im Gußblock wurden nochmals einige wasserstoffgesättigte Schmelzen in Kühlkockille und übliche Form in genau gleicher Weise wie bisher nebst ihren wasserstofffreien Vergleichsblöcken vergossen (*Zahlentafel 3*). Die Blöcke wurden wie die übrigen unmittelbar nach dem Gießen gezogen und kühlten an Luft bis auf Raumtemperatur ab mit Ausnahme von Guß HB 8052, der in einen 1100° heißen Ofen eingelegt wurde und mit diesem abkühlte. Die Gußblöcke wurden unverschmiedet in der Längsrichtung aufgesägt.

Die beiden wasserstofffreien Güsse HB 8021 und HB 8022 hatten verhältnismäßig feines Korn, besonders der in der

Kühlform vergossene Block HB 8022 (*Abb. 31*). Beide waren rißfrei und enthielten keine Randblasen. Im unvergüteten Bruch zeigten sie ausschließlich intrakristallines Bruchaussehen. Bei den mit Wasserstoff erschmolzenen Güssen fielen dagegen außer den nicht sehr zahlreichen Randblasen das gröbere, stark transkristallin ausgebildete Korn und die in den an Luft abgekühlten Güssen sehr stark betonten Korngrenzen auf. Der Guß HB 8020 (übliche Blockform) zeigte aber nur in der Nähe des Kopflunkers einige wenige interkristalline Rißen. Die Korngrenzen waren sonst trotz ihres starken Aetzangriffs durchweg geschlossen. Der in der Kühlform vergossene und dann an Luft weiter abgekühlte Guß HB 8019 zeigt dagegen viele interkristalline Risse und daneben alle Uebergänge von sehr stark betonten bis zu fast unsichtbaren Korngrenzen (*Abb. 32*). Beide Güsse brachen im unvergüteten Zustand überwiegend interkristallin. Der im Ofen abgekühlte Block HB 8052 zeigte wieder das grobe Korn wie die anderen mit Wasserstoff gesättigten Güsse, aber nicht mehr die stark betonten Korngrenzen, er war völlig rißfrei (*Abb. 33*). Der Bruch war auch hier überwiegend interkristallin.

Die mikroskopische Untersuchung dieser Gußblöcke ergab in allen Fällen ziemlich geringfügige, tonerdeähnliche Einschlüsse, vielfach an den Korngrenzen, aber sonst auch bei den wasserstoffhaltigen Güssen keine auffälligen Korngrenzeinlagerungen. Bemerkenswert ist, daß fast alle untersuchten verschmiedeten Scheiben viel mehr Stellen mit muscheligen Bruch zeigten, als nach dem Gehalt der Gußblöcke an Randblasen und interkristallinen Rissen erwartet werden sollte. So ist besonders beachtlich, daß in den verschmiedeten Stücken sehr viel muscheliger Bruch in der äußersten, transkristallisierten Randzone auftrat, in der im Gußblock in keinem Falle Blasen oder Risse zu finden waren.

In Übereinstimmung mit den Versuchsergebnissen von Houdremont und Korschan¹⁰⁾ deuten auch diese Beobachtungen darauf hin, daß die früher¹⁰⁾ als notwendige Vorbedingung zur Entstehung interkristalliner Risse angesehenen „Schaumhäutchen“ möglicherweise auch nur eine Folge hohen Wasserstoffgehalts sind. Man kann sich diesen Vorgang vielleicht so vorstellen, daß der oberhalb der Soliduslinie aus den zuerst erstarrten Kristallen entweichende Wasserstoff sich an den Korngrenzen ansammelt und dabei etwaige andere Verunreinigungen vor sich her schiebt. Auffällig ist jedenfalls der makroskopisch sichtbare starke Angriff der Korngrenzen in den wasserstoffhaltigen Gußblöcken, während mikroskopisch keine übermäßigen Verunreinigungen beobachtet werden können.

Es wurde weiterhin nur geprüft, ob in diesen Güssen nach Verschmiedung und entsprechender Abkühlung ebenfalls Flocken in der zu erwartenden Weise auftreten oder nicht auftreten würden. Zu dem Zweck wurde die zweite Hälfte der Gußblöcke auf 40 × 50 bzw. 50 × 60 mm² aus-

¹⁰⁾ E. Maurer und H. Korschan: Stahl u. Eisen 53 (1933) S. 275.

Zahlentafel 4. Zusammensetzung und Herstellungsart der Chrom-Nickel-Stähle zu Versuchsreihe 4¹⁾.

Guß Nr.	C %	Si %	Mn %	P %	S %	Ni %	Cr %	Zugabe von	Desoxydation mit	Verhalten beim Gießen	Verschmiedung bei 1080 bis 900 °	Ergebnis
HB 8030	0,22	0,24	0,50	0,010	0,010	3,72	0,88	CO ₂	—	ruhig	zweifach	muscheliger Bruch
HB 8012	0,25	0,24	0,56	0,010	0,010	3,72	0,87	CO ₂	0,15 % Al	ruhig	zweifach	—
HB 8031	0,25	0,26	0,58	0,010	0,010	3,73	0,88	N ₂	—	gestiegen	zweifach	muscheliger Bruch
HB 8074	0,20	0,19	0,54	0,010	0,012	3,69	0,91	N ₂	—	gestiegen	zweifach	muscheliger Bruch
HB 8075	0,20	0,18	0,55	0,010	0,011	3,71	0,88	N ₂	—	gestiegen	zweifach	muscheliger Bruch
HB 8076	0,20	0,20	0,55	0,010	0,010	3,71	0,90	N ₂	—	gestiegen	vierfach	muscheliger Bruch
HB 8011	0,25	0,28	0,55	0,013	0,011	3,72	0,86	N ₂	0,15 % Al	ruhig	zweifach	muscheliger Bruch
HB 8032	0,23	0,33	0,56	0,010	0,010	3,71	0,88	NH ₃	—	gestiegen	zweifach	Flocken
HB 8013	0,25	0,28	0,57	0,010	0,010	3,74	0,86	NH ₃	0,15 % Al	ruhig	zweifach	Flocken

1) Alle Blöcke in Kupferform gegossen, nach dem Schmieden an Luft abgekühlt.

geschmiedet, was einer durchschnittlich zweifachen Verschmiedung entspricht, in zwei Teile geteilt und die eine Hälfte an Luft, die andere im Ofen abgekühlt. Die Beiz- und Bruchscheiben wurden in einem Abstand von 100 mm von der Trennungsstelle, also im mittleren Teil des Gusses, entnommen. Die ohne Wasserstoff erschmolzenen Güsse blieben wiederum flockenfrei, die wasserstoffhaltigen HB 8019 und HB 8020 zeigten nach Luftabkühlung Flocken, nach Ofenabkühlung teilweise Andeutungen von muscheligen Bruch, also von verschmiedeten Primärkornengrenzenrissen, aber keine Flocken (Abb. 34 und 35). Genau so verhielt sich der nach dem Gießen im Ofen abgekühlte, im Gußzustand vollkommen rißfreie Guß HB 8052, nur waren die Flocken weniger zahlreich (Abb. 36 und 37). Es zeigt sich also auch hier wieder, daß die Entstehung von Flocken unabhängig davon ist, ob im Gußblock Risse vorhanden sind oder nicht.

Versuche über Sauerstoff und Stickstoff als Flockenursache.

Obwohl es unwahrscheinlich war, daß außer Wasserstoff auch noch andere Gase als Entstehungsursache der Flocken in Frage kommen können, weil sowohl Stickstoff als auch Sauerstoff und ihre gasförmigen Verbindungen in bekannter Weise durch entsprechende Zusätze in feste, also unschädliche Form übergeführt werden können, wurde noch eine vierte Versuchsreihe mit diesen Gasen ausgeführt (Zahlentafel 4). An Stelle von Sauerstoff wurde, um übermäßige Frischwirkung zu vermeiden, Kohlensäure in handelsüblicher Reinheit aus der Bombe eingeleitet. Stickstoff wurde einmal in Form von praktisch wasserstofffreiem Bombenstickstoff, außerdem in Form von Ammoniak zugesetzt. Die Herstellung und Verarbeitung der Blöcke erfolgte genau so wie bei den entsprechenden wasserstoffhaltigen Güssen, nur wurde bis auf eine Vergleichsreihe (HB 8030 bis HB 8032), die einen Zusatz von 0,15 % Al in der Pfanne erhielt, natürlich nicht mit Aluminium desoxydiert.

Die mit Kohlensäure erschmolzenen Stähle blieben flockenfrei (Abb. 38 bis 41). Die mit Ammoniak hergestellten zeigten eindeutig Flocken, und zwar auch nach Beruhigung mit Aluminium. Nicht ganz klar war der Befund bei dem ersten mit Stickstoff erschmolzenen Block HB 8031; dieser Versuch wurde daher mehrfach wiederholt. Wie Abb. 42 bis 45 als Beispiele zeigen, weisen alle diese Proben in den Beizscheiben vom Kopfende und vereinzelt in der Blockmitte Rißchen auf, nicht dagegen am Fuß. Die Bruchproben ergaben jedoch, daß es sich bei diesen Rißchen ganz eindeutig nicht um Flocken handelt, sondern um ungenügend verschmiedete Gasblasen. In stärkerer Vergrößerung erkennt man, daß die aufgebrochenen Risse kein unverformtes Bruchkorn, sondern ein glattes, verarbeitetes Aussehen aufweisen (Abb. 46 im Vergleich zu Abb. 47). Die Rißflächen sehen aus wie mit Stanniolpapier überzogen, sind also keine

Flocken, sondern Stellen muscheligen Bruches. Flocken zeigten sich also auch in dieser Versuchsreihe wieder nur bei den Stählen, die — durch Zersetzung des Ammoniaks — an Wasserstoff angereichert waren. Auffällig ist auch bei stickstoffhaltigen Güssen wieder die ausgeprägte Schattenstreifenbildung (Abb. 42 bis 45), die zwingend darauf hinweist, daß diese Erscheinung vor allem durch die Anwesenheit von Gasen, und zwar offenbar beliebiger Art, bedingt wird.

III. Tastversuche über den Einfluß der Legierung.

Zum vorläufigen Abschluß dieser Untersuchungen wurde noch ein mit Wasserstoff angereicherter Kugellagerstahl mit 1,05 % C, 0,33 % Si, 0,64 % Mn und 1,50 % Cr sowie ein unlegierter Stahl mit 0,79 % C, 0,31 % Si und 0,72 % Mn untersucht. Der Kugellagerstahl zeigte außer großen Spannungsrissen eindeutig im Schliß und Bruch Flocken. Der Kohlenstoffstahl wies zwar in der Schlißfläche außer Spannungsrissen ebenfalls kennzeichnende Flocken auf (Abb. 48). Im Bruch war es dagegen verhältnismäßig schwer, die Flocken von der nicht rissigen Grundfläche zu unterscheiden (Abb. 49); nur bei bestimmter, im Bilde schlecht wiederzugebender Beleuchtung zeigen sich die Rißchen als Stellen mit heller leuchtendem Bruchkorn, und zwar meistens in größeren Bereichen zusammenliegend. Es dürfte nicht zu bezweifeln sein, daß es sich auch bei diesem Stahl eindeutig um Flocken handelt, die nur deshalb im Bruch schlechter erkennbar sind, weil sich der Kohlenstoffstahl nicht so sehnig wie der Chrom-Nickel-Stahl vergüten läßt.

Obwohl diese Versuche mit dem Kohlenstoffstahl nur als Tastversuche zu werten sind, sprechen sie für die anfangs geäußerte Vermutung, daß die Entwicklungsdrücke des Wasserstoffs sich bei allen Eisenlegierungen mindestens grundsätzlich in ähnlicher Weise auswirken. Bei genügend hohem Wasserstoffgehalt wird in jedem Falle eine Sprengung des Kristallzusammenhanges eintreten; die Erscheinungsform dieser Zerreißen wird aber außer von der Höhe des Wasserstoffgehaltes von seiner Verteilung abhängen. Ob ferner verschiedene Stähle bei gleich hohem Wasserstoffgehalt mehr oder weniger zu Rißbildung neigen werden, wird sich dagegen im wesentlichen danach richten, wie groß die Temperaturabhängigkeit der Wasserstofflöslichkeit ist, und wie die Diffusionsgeschwindigkeit des Wasserstoffs durch die Legierung beeinflußt wird. So ist anzunehmen, daß sehr hohe Gehalte an Chrom und Wolfram, die selbst wenig Wasserstoff lösen, die Wasserstofflöslichkeit entsprechender Stähle bei hoher Temperatur so vermindern, daß im allgemeinen keine ausreichenden Entwicklungsdrücke auftreten, um Flocken zu erzeugen. Andererseits werden auch in austenitischen Stählen die Entwicklungsdrücke zur Flockenbildung nicht genügen, weil bei diesen Stählen die starke Löslichkeitsverminderung beim Uebergang vom γ - zum α -Zustand fehlt.

Zusammenfassung.

Nach den von E. Houdremont und H. Korschan festgelegten Bedingungen für die Entstehung von Flocken wird versucht nachzuweisen, daß diese im warmverarbeiteten Stahl ausschließlich eine Folge des Entwicklungsdruckes eines sich aus fester Lösung ausscheidenden Gases, nämlich des Wasserstoffes, ist. Nur durch entsprechende Wasserstoffzugabe konnten in Versuchsblöcken Flocken willkürlich erzeugt werden; Sauerstoff und Stickstoff wirkten nicht im gleichen Sinne; sie ergaben Blasen und infolgedessen im verschmiedeten Stück eine Art muscheligen Bruch, aber keine Flocken. Wärme- und Umwandlungsspannungen können die Entstehung von Flocken nur begünstigen, sie genügen aber nicht zu ihrer Erzeugung und bewirken im wesentlichen nur die bekannte Richtung und Lage der Flocken im Schmiedestück.

An den Bericht von E. Houdremont und H. Korschan¹⁾ sowie an den vorstehenden Vortrag schloß sich folgende Erörterung¹¹⁾ an.

F. Rapatz, Düsseldorf: Es ist richtig, daß alle bisherigen Theorien über die Flockenbildung nicht voll befriedigen. Ich möchte gleich vorwegnehmen, daß dasselbe auch bei der Wasserstofftheorie der Fall ist.

Gegen die Ansicht, daß der Wasserstoff allein an den Flocken schuld ist, spricht folgendes.

Flocken kommen bei unlegiertem Stahl nicht oder nur äußerst selten vor. Ich habe wohl einmal davon gehört, aber in unlegierten Stählen mit nicht zu hohem Mangengehalt Flocken noch nie gesehen. Es läge nun gar keine Veranlassung vor, anzunehmen, daß unlegierte Stähle weniger Wasserstoff abgeben oder daß sie in dem Bereich der Wasserstoffabscheidung dem sich bildenden Gasdruck einen größeren Widerstand entgegensetzen.

Gegen die Wasserstofftheorie spricht am meisten aber der Umstand, daß die Flocken sich gerade bei 200° bilden. Warum soll bei dieser Temperatur der Stahl am empfindlichsten gegen Gasdruck sein? Die Festigkeit ist gerade bei 200° verhältnismäßig hoch. Zwanglos hingegen begreift man die Flockenbildung bei 200° unter Zuhilfenahme der Anschauung von P. Bardenheuer¹²⁾. Nach dieser Theorie erhitzen die Austenitreste bei rascher Abkühlung zu Martensit, wodurch gegenüber dem schon zu Perlit oder Sorbit umgewandelten umgebenden Teil Volumenspannungen auftreten. Bei langsamer Abkühlung hingegen bilden sich die geseigerten Stellen überhaupt nicht zu Austenitinseln aus, sondern gehen gleichzeitig mit dem nichtgeseigerten Teil etwa bei Ar₁' in Sorbit über. Es handelt sich also nicht um Wärme- und Spannungsspannungen bei der Bardenheuerschen Theorie, sondern um Gefügespannungen. Herr Houdremont und Herr Bennek haben selbst gesagt, daß bei langsamer Abkühlung bis unter 200° der Stahl nicht mehr flocken anfällig ist und auch bei nachfolgender Erwärmung auf 600° und rascher Abkühlung den Fehler nicht mehr zeigt. Dies ist eben dadurch zu erklären, daß sich durch die langsame Abkühlung die Austenitinseln oberhalb 200°, also oberhalb Ar₁', umwandeln. Sind diese einmal zerstört, dann kann der Stahl unterhalb Ac₁ natürlich beliebig rasch abgekühlt werden.

Wenn die Anschauung von Herrn Houdremont und Herrn Bennek richtig ist, dann müssen diejenigen Stähle, die am wenigsten Wasserstoff haben, auch am wenigsten flockenempfindlich sein. Enthält nun der saure Stahl, der zweifellos weniger empfindlich ist, auch weniger Wasserstoff? So finden z. B. P. Goerens und J. Paquet¹³⁾ für den Tiegelstahl, der als saures Erzeugnis anzusprechen ist und sehr wenig empfindlich ist, verhältnismäßig hohen Wasserstoffgehalt. Ferner ist auffällig, daß sowohl hohe Legierungszusätze, die die Löslichkeit von Wasserstoff erhöhen, wie Nickel, als auch solche, die die Löslichkeit von Wasserstoff erniedrigen, wie Chrom, den Stahl flockenempfindlich machen.

Für den Wasserstoff als Ursache der Flocken sprechen natürlich die Ergebnisse der Versuche, wobei es aber wieder auffällt, daß die wasserstoffhaltigen Proben grobes Primärgefüge haben und man leicht versucht wäre, zu glauben, daß bei diesen Schmelzungen besonders ungünstige metallurgische Vorbedin-

¹¹⁾ Die Erörterungsausführungen von H. Esser, Aachen, sind in dem Bericht von H. Esser, W. Eilender und A. Bunge-roth [vgl. Arch. Eisenhüttenwes. 8 (1934/35) S. 419/23] mitverwertet worden.

¹²⁾ Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforsch., Düsseld., 7 (1925) S. 1/15.

¹³⁾ Ferrum 12 (1914/15) S. 57/64 u. 73/81.

Es ergaben sich ferner Gründe für die Vermutung, daß auch andere Rißerscheinungen — Primärkorngrenzenrisse, muscheliger Bruch, Spannungsrisse — wesentlich durch die Ausscheidung von Wasserstoff aus fester Lösung beim Abkühlen bedingt sind.

Die schädliche Wirkung des Wasserstoffes ist nicht auf die als flockenempfindlich bekannten Stähle beschränkt; sie äußert sich in gleicher oder ähnlicher Form auch bei anderen Legierungen, wahrscheinlich bei allen Stählen.

Die bekannten Maßnahmen zur Verringerung der Flockengefahr bewirken alle entweder eine Erniedrigung des Wasserstoffgehaltes im flüssigen Stahl — wie entsprechende Schmelzföhrung, kaltes Gießen, wasserstoffarmer Blockformanstrich —, oder sie begünstigen die Diffusion des Wasserstoffes im Schmiedestück. Zu den letzten Maßnahmen zählt das langsame Abkühlen der Schmiedestücke, das Erwärmen und lange Glühen vor dem Schmieden u. dgl.

Zusammenfassend wäre also zu wiederholen, daß der Wasserstoff in gewissen Fällen zwar den Ort bestimmen könnte, wo Flocken entstehen, daß er aber für sich allein nicht imstande ist, Flocken hervorzurufen. Als befriedigendste Erklärung bleibt immer noch die Bardenheuersche Theorie übrig, die ich gern voll unterschreiben würde, wenn man martensitische Seigerungen im Zusammenhang mit Flocken wirklich öfter fände. Wenn ich die alte Streitfrage streife, ob der Stahlwerker oder der Hammerwerker oder der Walzwerker an den Flocken schuld ist, so würde die Wasserstofftheorie die Schuld dem Stahlwerker zuschreiben. Für den Betrieb ist es erfreulich, daß durch diese neue Theorie keine Verwirrung für die praktische Behandlung des Stahles hineingebracht wird, denn die bisher empfohlenen Maßregeln zur Verhütung der Flocken, nämlich lange und hohe Erwärmung auf Schmiedetemperatur und langsame Abkühlung von ihr, würden auch dann gelten, wenn man wirklich im Wasserstoff den Alleinschuldigen sucht.

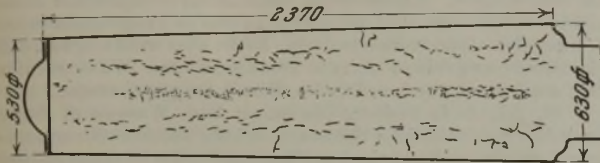
F. Beitter, Düsseldorf: Meinen Bericht¹⁴⁾ über die Abscheidung von Phosphor, Schwefel und Sauerstoff bei der Qualitätstahlerzeugung im Siemens-Martin-Ofen habe ich mit der Frage des Wasserstoffes abgeschlossen. Die in diesem Bericht aufgeführten Betriebsversuche und Beobachtungen fügen sich gut in den Rahmen der beiden Vorträge ein. Erwähnt sei hier nochmals der Versuch von Professor Reuleaux¹⁵⁾, der durch Lochen eines an beiden Seiten kegelig gedrehten Rundblockes auf der Mannesmann-Schrägwalze ein Vakuum herstellen wollte. Der auf diese Art erhaltene in sich geschlossene Hohlkörper enthielt jedoch ein Gasgemenge, das aus 99% H₂ und etwa 1% N₂ bestand. Jeder Hersteller schwerer legierter Stahlblöcke kann die Gewalt der in den Korngrenzen der Kristallite vorhandenen Gase beobachten, wenn er die erkalteten Blöcke senkrecht zur Längsachse auf etwa 125 mm an verschiedenen Stellen einsticht und dann mit einer Fallbirne durchschlägt. Ist der Stahl nicht so hart, daß sich beim Durchschlagen Funken bilden, so kann die Zündung auch durch einen glühenden Draht bewirkt werden. Die unter beträchtlichem Druck austretenden Gase werden hierdurch als Stichflammen sichtbar.

Wenn auch der Wasserstoff bei der Flockenbildung eine große Rolle spielt, so glaube ich, daß die Ursache der Flocken komplexer Natur ist. Die Vorträge der Herren Houdremont und Bennek haben wieder einen Mosaikstein geliefert, der das Bild der Flockenfrage, wie es durch die außergewöhnlich große Zahl der Berichte sich zusammensetzt, weiterhin vervollständigt. Auf Grund der Ergebnisse von Großzahlforschungen lassen sich eine ganze Reihe von wenigstens mittelbaren Einflüssen feststellen, und ich glaube, daß Herr Houdremont auch nicht ganz ohne Absicht das verschiedenartige Verhalten saurer und

¹⁴⁾ Stahl u. Eisen 53 (1933) S. 400/01 (Stahlw.-Aussch. 250).

¹⁵⁾ Z. VDI 34 (1890) S. 623; Glasers Ann. 1890, S. 267.

basischer Stähle gegenüber Flockenbildung erwähnt hat. Unsere Untersuchungen über die Flockenempfindlichkeit in Abhängigkeit von den Stahlherstellungsverfahren stimmen mit den Feststellungen von Herrn Houdremont überein. Die sauren Stähle zeichnen sich durch einen wesentlich geringeren Sauerstoffgehalt aus; sie sind in ihrem kristallinen Aufbau dichter und feinkörniger als die basischen Stähle. Es wäre also möglich, hierdurch mit der Theorie von Houdremont und Bennek in Uebereinstimmung zu kommen. In gleicher Weise lassen sich die Stahlsorten nach zunehmender Flockenempfindlichkeit einteilen, und zwar nach unseren Ermittlungen wie folgt: Uelegierter Stahl,



Gewicht 7060 kg

Abbildung 50. Flockenrisse in einem Gußblock aus reinem Chrom-Nickel-Molybdän-Stahl.

Manganstahl (rd. 1 bis 1,5 % Mn), Mangan-Silizium-Stahl, Chromstahl (mit 1 bis 2 % Cr und 0,20 bis 0,30 % V oder Mo), Nickelstahl (mit 1,5 und mehr % Ni), Chrom-Nickel-Stahl, Chrom-Nickel-Molybdän-Stahl. Der der jeweilig vorliegenden Stahlsorte entsprechende kristalline Aufbau muß besonders berücksichtigt werden. Zu diesen grundlegenden Einflußgrößen gehört noch die Frage der Abmessung und Form der Werkstücke und damit der Gefüge-, Wärme- und mechanischen Spannungen, eine Frage, die ungleich wichtiger ist als der Verschmiedungsgrad, da wechselnde Querschnittsformen und Größe der Querschnitte weitaus mehr die Flockenbildung begünstigen. Für eine bestimmte Stahlsorte gibt es einen bestimmten Querschnitt, bei welchem bei normaler Abkühlung Flocken auftreten.



Abbildung 51. Grobe Flocken in einer an Luft erkalteten geschmiedeten Welle von 500 mm Dmr.

Die Ausführungen von Herrn Houdremont über den Einfluß von Gießtemperatur, Kokillenanstrichen und Aluminiumzusätzen auf die Flocken entsprechen nicht den Erfahrungen unserer Stahlwerke.

Was das Kaltwerdenlassen legierter Stahlblöcke anbetrifft, so ist diese Arbeitsweise mit äußerster Vorsicht durchzuführen. Abb. 50 gibt den mit Salzsäure geätzten Schnitt parallel einer Seitenfläche eines Vierkantblockes wieder, der aus außerordentlich reinem Stahl mit 0,28 % C, 2,80 % Ni, 1,42 % Cr, 0,36 % Mo und nur 0,006 % O₂ gegossen und langsam in der Gußform erkaltet war. Abb. 50 läßt zahlreiche Risse erkennen, die teilweise interkristallin verlaufen. Beide Blockhälften wurden zu Rundwellen verschmiedet und nach langsamer Abkühlung in Beizscheiben zerlegt. Die Beizscheiben waren flockenfrei und zeigten nur Oberflächenfehler als Folge der freigelegten Risse. Eine aus dem gleichen Werkstoff geschmiedete Welle von etwa 500 mm Dmr. nach normaler Erkaltung an der Luft ist in Abb. 51 im Bruch senkrecht zur Längsachse wiedergegeben. Die hier abgebildeten Flocken haben einen Durchmesser von rd. 60 mm. Sie sind durchweg größer als die primären Kristallite, eine Feststellung, welche besonders hervorgehoben werden muß.

Den Wasserstoff als den alleinigen Urheber der Flocken anzusprechen, halte ich trotz der einleuchtenden Entwicklungen der Herren Houdremont und Bennek für gewagt. Der vielleicht nur mittelbare Einfluß der Oxyde und die Bildung verschiedener Karbide bei verschiedenen Abkühlungsgeschwindigkeiten sind

Tatsachen, die berücksichtigt werden müssen. Die Verlagerung der Umwandlungspunkte in Abhängigkeit von der Abkühlungsgeschwindigkeit und das Zusammentreffen dieser Umwandlungen mit den Temperaturgebieten der Werkstoffsprödigkeit als Ursache der Flocken sind keineswegs durch die Ausführungen widerlegt. Die Frage über die Möglichkeit der Bildung von Oxydkarbenen und Reaktionen zwischen Sauerstoff, Wasserstoff und anderen Elementen der Zwischensubstanz bleibt auf jeden Fall noch offen.

K. Kreitz, Düsseldorf: Ich möchte nur ganz kurz einen Punkt berühren, der in der Aussprache bisher noch nicht vollkommen klargestellt worden ist. Die Herren Houdremont und Bennek haben erklärt, daß ein Schmiedestück, das beim ersten Abkühlen nach dem Schmieden flockenfrei geblieben ist, bei der Wärmebehandlung und selbst beim Weiterverschmieden keine Flockenrisse mehr bekommen kann. Wenn das so wäre, so würde das gut zur Wasserstofftheorie passen, weil ein Schmiedestück, das einmal seinen überschüssigen Wasserstoffgehalt abgegeben hat, auch seine Flockenanfälligkeit verloren haben müßte; es ist aber in dieser allgemeinen Form nicht ganz richtig. Zunächst ist es ja wohl bekannt, daß man beim Weiterverschmieden flockenhaltiger Schmiedestücke leicht wieder Flocken bekommen kann, wenn man die Abkühlung nicht mit der notwendigen Sorgfalt vornimmt. Wenn dieser Fall eintritt, dann wird in der Regel behauptet, daß die ursprünglich vorhandenen Flocken nicht richtig verschweißt worden wären. Das kann natürlich so sein, aber in der Mehrzahl der Fälle stimmt diese Erklärung nicht. Wir haben vor Jahren bei einer Untersuchung über den Zusammenhang zwischen dem Auftreten der Flocken und der Art der Verarbeitung beobachtet, daß die Flocken, die zunächst in einer Ringzone angeordnet gewesen sind, nach dem Weiterschmieden des Probestücks in der Mitte lagen, also an einer Stelle, die ursprünglich flockenfrei gewesen ist. Nun könnte man sagen, daß in diesem Fall der in den Flocken eingeschlossene Wasserstoff sich beim Erwärmen wieder im Stahl gelöst und beim Wiedererkalten die neuen Risse verursacht hat. Dagegen spricht aber die Tatsache, daß Flocken unter besonders ungünstigen Umständen auch in vollkommen rißfreien Schmiedestücken bei der Wärmebehandlung auftreten können. Wir haben das, wenn auch nur in einem einzigen Fall, so doch vollkommen sicher daran feststellen können, daß die Flockenzone der Form des vorgearbeiteten, vergüteten Stückes genau entsprach, nicht etwa des ganz anders geformten rohen Schmiedestückes.

Ich möchte mich deshalb der Ansicht anschließen, die von anderer Seite schon geäußert worden ist, daß die Erklärung der Flocken durch die veränderliche Löslichkeit des Wasserstoffs zwar ein sehr bemerkenswerter und wichtiger Beitrag zur Flockenfrage ist, daß sie aber doch nicht alle Fälle erklären kann, und daß die Spannungstheorie daneben ihre Gültigkeit wahrscheinlich behalten wird.

P. Bardenheuer, Düsseldorf: Nach Herrn Houdremont und Herrn Bennek sind Flockenrisse, die nach der Warmformgebung im Block entstehen. Wo derartig begrenzte kleine Risse sich bilden, müssen natürlich irgendwelche Kräfte vorhanden sein. Wir wollen einmal unter die Lupe nehmen, welcher Art diese Kräfte sein können.

In meiner früheren Arbeit¹²⁾ habe ich den Nachweis erbringen können, daß die Flocken in ihrer Richtung und Größe mit den bei Kristallseigerung gebildeten Dendriten vollkommen übereinstimmen. Ferner habe ich nachweisen können, daß bei einer Kristallseigerung, bei der die Primärkristalle (Dendriten) perlitisch und die dazwischen liegende zuletzt erstarrte Dendritenfällmasse martensitisches Gefüge zeigt, die Risse stets im martensitischen Teil liegen. An Hand der Längenänderungskurven ergibt sich, wie schon Herr Rapatz ausführte, daß die beiden Kristallarten sich bei der Abkühlung vollkommen verschieden verhalten, so daß also dadurch die Möglichkeit für das Auftreten größerer interkristalliner Spannungen unbedingt gegeben ist. Das wäre also eine der auftretenden Kräfte.

Herr Bennek hat in seinem Vortrag gezeigt, daß der Wasserstoff bei der Entstehung der Flocken mitwirken kann. Mit dem Wasserstoff im Stahl haben wir uns im Kaiser-Wilhelm-Institut schon seit mehr als zehn Jahren befaßt und haben in vielen Fällen den Nachweis von der verheerenden Wirkung des Wasserstoffs, der sich in kleinen Hohlräumen, an Korngrenzen oder in der Umgebung von Einschlüssen unter ungeheurem Druck im Stahl ansammeln kann, erbringen können. Der Vortrag des Herrn Bennek fällt ganz in den Rahmen dieser Arbeiten, und es ist ohne weiteres einzusehen, daß der Wasserstoff, der infolge verminderter Löslichkeit aus den Kristallen austritt, im Stahl Kräfte hervorruft, die zu Rissen führen können.

Ferner darf man aus der Richtung der Risse — bei Rundblöcken verlaufen sie z. B. meistens radial — schließen, daß auch Abkühlungsspannungen im Block zur Rißbildung mitwirken können.

Alles in allem handelt es sich also bei der Entstehung der Flocken wahrscheinlich um ein Zusammenwirken dieser verschiedenen Einflüsse. Wenn man nur einen davon gefunden und sichergestellt hat, darf man nicht so weit gehen, alle anderen auszuschalten, denn nicht in allen Fällen läßt sich die Entstehung der Flocken durch den Wasserstoff erklären. Z. B. können die begrenzte Ausdehnung der Risse und ihre Richtung im Block nicht mit dem Wasserstoff in Zusammenhang gebracht werden. Ferner hat schon G. Mars¹⁶⁾ darauf hingewiesen, daß kohlenstoffarmes Ferrochrom weniger Anlaß zu Flocken gibt als kohlenstoffreiches. Nach unseren Untersuchungen ist aber der Wasserstoffgehalt im Ferrochrom gewöhnlich um so niedriger, je mehr Kohlenstoff es enthält. Große Blöcke, die infolge ihrer langsamen Abkühlung das gelöste Gas besser abgeben können als kleinere, neigen manchmal sehr stark zur Flockenbildung, während kleinere Blöcke aus der gleichen Schmelzung vollkommen flockenfrei sind. Alle diese Tatsachen weisen darauf hin, daß der Wasserstoff als alleinige Ursache der Flockenbildung nicht in Frage kommen kann.

Bemerkenswert sind die Ausführungen des Herrn Houdremont, daß die Flocken bei Temperaturen unterhalb 200° auftreten. Es ist ziemlich gleichgültig, wann die einzelnen Kräfte zu wirken beginnen, jedenfalls tritt die Rißbildung dann ein, wenn die Summe aller Spannungen ein bestimmtes Höchstmaß erreicht hat. Das kann dann erfolgen, wenn die gesamten Spannungen durch die Martensitumwandlung bei etwa 200° eine sprunghafte Steigerung erfahren oder auch wenn die Abkühlungsspannungen sich so weit gesteigert haben, daß an den am stärksten beanspruchten Stellen eine Stofftrennung erfolgen muß.

Wenn man alle diese Punkte berücksichtigt, so lassen sich die darauf aufgebauten Erklärungen der Flockenbildung nebeneinander vertreten; es ist daher nicht nötig, alle bisherigen Anschauungen über die Entstehungsursachen der Flocken abzulehnen, um für die neue Auffassung der Flockenbildung durch Wasserstoff Raum zu schaffen.

M. Füchsel, Berlin: Die Herren Houdremont und Bennek möchte ich fragen, ob unter den Stahlsorten, die sie zu ihren Versuchsreihen herangezogen haben, sich auch eine bewußt kupferfreie befunden hat; wenn die Frage bejaht wird, ob sie auch dann die im Vortrag dargelegten Merkmale der Einwirkung des Wasserstoffs wahrgenommen haben. Meine Frage gründet sich auf Erfahrungen mit einer altbekannten Wasserstoffkrankheit beim Kupfer. Lokomotivfeurbuchsen, deren Werkstoff größere Mengen Einschlüsse von Kupferoxydul enthält, werden vorzeitig durch das Einwandern etwaigen in den Feurgasen enthaltenen freien Wasserstoffs zerstört. Der auf die Kupferoxydeinschlüsse treffende Wasserstoff bildet in dem Raum der Einschlüsse Wasser im Dampfzustand, lockert den Werkstoff Kupfer auf und sprengt ihn in der Endwirkung auseinander. Wenn man diesen Vorgang auf Stahl überträgt, könnte wohl der Begriff Wasserstoffkrankheit ebenfalls vorliegen, wenn im Ferrit außer Kupfer auch ein Teil des Sauerstoffgehalts gelöst ist. Mein Gedankengang läuft also darauf hinaus, daß diffundierender Wasserstoff, wenn er im Stahl auf Lösungen von Kupferoxyd im Ferrit trifft, durch die Wasserdampfbindung, auch wenn sie auf Einschlüsse mikroskopisch kleinster Abmessungen beschränkt ist, den Werkstoff unter Eigenspannungen von beträchtlicher Größe setzen kann. Meine hüttentechnischen Kenntnisse reichen nicht aus, um die Lösbarkeit von Kupferoxyden im Ferrit als Unterlage des Vergleichs mit den vertrauten Verhältnissen im Feurbuchskupfer werten zu können. Der von den Herren Vortragenden für die Wasserstoffdiffusion genannte kritische Temperaturbereich von 200 bis 400° liegt merkwürdig in gleicher Höhe der Temperatur des Feurbuchskupfers, wenn freier Wasserstoff der Feurgase seinen schädlichen Angriff heranträgt. Die Erklärung der Flockenbildung liegt abseits meiner Frage, obschon man auch an eine Auswirkung aufgelockerter Gefügezonen denken könnte.

R. Scherer, Krefeld: Unsere bisherige Auffassung über die Entstehungsursache der Flocken war die, daß man ein Zusammenwirken von mehreren Einflußgrößen annahm, und zwar von Umwandlungsspannungen, Wärmespannungen und von einer Einflußgröße x, die wir alle nicht genau kennen. Daß die Umwandlungsspannungen auch eine Rolle spielen, zeigen die Versuche von Herrn Houdremont, nach denen der Kugellagerstahl mit höherem Umwandlungspunkt auch eine höhere Entstehungstemperatur der Flocken hat. Nun ist von den Herren Bennek und Houdremont die Unbekannte x im Wasserstoff gefunden worden.

Sehr vieles spricht für den Wasserstoff und vieles dagegen. Ich möchte zunächst die Versuche von Herrn Kreitz bestätigen, nach denen flockenfreie Vorblöcke beim Weiterverschmieden, wenn sie unsachgemäß behandelt werden, wieder Flocken erhalten können. Ich glaube, daß die flockenfreien Vorblöcke dann wasser-

stofffrei sind, so daß auch noch andere Gründe für die neue Entstehung der Flocken maßgebend sein müssen. Gegen die Wasserstofftheorie spricht ferner, daß homogenisierte Blöcke, die etwa 15 bis 20 h auf Temperaturen von über 1200° erwärmt und anschließend langsam abgekühlt wurden, beim Weiterverschmieden und unsachgemäßer Behandlung trotzdem Flocken bekommen können. Es ist doch anzunehmen, daß bei dieser Behandlung der Wasserstoff entfernt werden müßte.

G. Masing, Berlin: Nur ein kurzes Wort zu dem, was Herr Füchsel gesagt hat. Es gibt auch eine Wasserstoffkrankheit beim Eisen, die allerdings unter ganz anderen Bedingungen auftritt als beim Kupfer. Kupferoxydul kann neben metallischem Eisen nicht bestehen und wird als solches in den in Frage kommenden Werkstoffen nicht vorhanden sein. Es ist aber wohl möglich, daß die Spannungsrisse durch Reaktion des Wasserstoffs mit anderen Oxydresten im Eisen ausgelöst werden.

W. Bischof, Freiberg (Sachsen): Dem Wasserstoff dürfte zweifellos eine erhebliche Bedeutung bei der Flockenbildung zuzuschreiben sein, und zwar in dem Sinne, daß er die Wirkung anderer Einflüsse, die bereits verschiedentlich behandelt worden sind, verstärkt, ohne jedoch die Hauptursache zu bilden. Wie bereits durch Versuche von P. Bardenheuer und G. Thanheiser⁵⁾ sowie durch ältere Feststellungen bekannt ist, kann von außen durch den Stahl diffundierender atomarer Wasserstoff sich in Hohlräumen in nicht diffusionsfähigem molekularen Zustand zu erheblichen Drücken ansammeln. Ebenso liegen wohl die Verhältnisse beim Einfluß des Wasserstoffs auf die Flockenbildung; es müssen dabei in gleicher Weise bereits, wenn auch sehr kleine, Risse oder Hohlräume vorhanden sein, in denen sich der molekulare Wasserstoff überhaupt erst bilden kann. Der Unterschied gegenüber den Vorgängen bei der Beizblasenbildung liegt nur darin, daß hier die Nachlieferung des von dem Hohlraum aufgenommenen Wasserstoffs aus dem naszierenden Wasserstoff des Beizvorganges erfolgt und dort aus der Umgebung des Risses unter Konzentrationsverminderung des atomar gelösten Wasserstoffs. Ist die Wasserstoffmenge im Stahl nun genügend groß, wobei man meines Erachtens angesichts der Größe der Flocken doch mit stellenweiser Anreicherung von Hydriden zu rechnen hätte, so muß auch die Drucksteigerung in den Hohlräumen entsprechend dem Schaubilde von L. Luckemeyer-Hasse und H. Schenck⁴⁾ erhebliche Werte bis zur Gleichgewichtseinstellung annehmen. Hierdurch erfolgt eine weitere Aufspaltung der ursprünglich schon vorhandenen Risse zu der Größe von Flocken. Jedenfalls wäre somit der primäre Vorgang der Flockenbildung nicht auf den Wasserstoff, sondern auf andere Ursachen, vor allem auf Spannungen, zurückzuführen.

O. Leihener, Bochum: Herr Houdremont führte aus, daß Verformungs-, Abkühlungs- und Umwandlungsspannungen, Seigerungen und Verunreinigungen als Ursachen der Flockenbildung ausscheiden. Man hat sich nach den Darlegungen den Entstehungsvorgang etwa so zu denken, daß durch den Ueberdruck des ausgeschiedenen Wasserstoffes ein örtliches Zerreißen des Stahles stattfindet. Hierbei muß natürlich die gewöhnliche Reißfestigkeit überschritten werden. Kommt es nun bei Stählen nicht zur Flockenbildung, so muß man wohl annehmen, daß der Wasserstoffdruck nicht ausreicht, die Trennfestigkeit des Werkstoffs zu überwinden. Das würde auf der anderen Seite besagen, daß man bei Stählen niedriger Festigkeit am häufigsten Flocken feststellen müßte. Wenn man einmal die unlegierten Stähle herausnimmt, bei denen es im allgemeinen seltener zur Flockenbildung kommt, so sollte man nach der Wasserstofftheorie beispielsweise bei einem Stahl mit einer Zugfestigkeit von ungefähr 40 kg/mm² viel häufiger Flocken erwarten als bei einem Stahl von ungefähr 70 kg/mm², wenn man annimmt, daß die Wasserstofflöslichkeit der beiden Stähle durch den Kohlenstoffgehalt nicht in demselben Maße wie die Festigkeit beeinflußt wird. Die Erfahrung lehrt aber, daß dem nicht so ist. Schmiedestücke aus unlegierten Stählen mit niedriger Festigkeit braucht man beispielsweise im allgemeinen nicht mit der gleichen Sorgfalt nach dem Schmieden zu behandeln, um Flocken zu vermeiden, wie solche höherer Festigkeit. Man kann beobachten, wie das auch Herr Rapatz ausführte, daß stets bestimmte Stähle Neigung zu Flocken haben; meist sind das auch Stähle höherer Festigkeit.

Ich möchte damit sagen, daß in vielen Fällen der Einfluß des Wasserstoffs bei der Flockenbildung sicherlich noch durch andere, bisher unbekannte Umstände überdeckt wird.

E. Houdremont und H. Bennek, Essen: Die Essersche Annahme schaltet in unsere Auffassung noch die Mitwirkung von Hydriden in Form von selbständigen Phasen ein, die sich aus der Schmelze ausscheiden und innerhalb der Kristalliten wie auch an den Korngrenzen Orte geringerer Festigkeit ergeben sollen. Aus dem umfangreichen Schrifttum über die Metall-Wasserstoff-Legierungen geht jedoch mit Sicherheit hervor, daß man mit dem Auftreten von Hydriden im Sinne stöchiome-

¹⁶⁾ Die Spezialstähle, 2. Aufl. (Stuttgart: F. Enke 1922) S. 336.

trischer Verbindungen für die Eisengruppe nicht zu rechnen hat. Infolgedessen fehlt der von Herrn Esser entwickelten Hypothese über den Entstehungsmechanismus der Flocken zunächst die Grundlage.

Leider hat Herr Esser nicht so eingehende Angaben über die von ihm benutzte Versuchseinrichtung und die Versuchsergebnisse mitgeteilt, daß es möglich wäre, zu beurteilen, ob die beobachteten Intensitätsverminderungen bei der Spektralanalyse etwa auf andere Vorgänge (z. B. Oxydationserscheinungen, siehe Anlaufarben!) zurückzuführen sind. Es wäre jedenfalls zu erwarten, daß die Zerlegung der Hydride eine Steigerung der Intensität für die Metallreste zur Folge gehabt hätte, da bei den nach Angabe Essers verhältnismäßig niedrigen Temperaturen der Antikathode eine nennenswerte Diffusion der metallischen Hydridreste nicht möglich ist. Wegen der beträchtlichen Löslichkeitsunterschiede des Wasserstoffs im flüssigen und im kristallisierten Zustande können Seigerungen im übrigen natürlich auch dann erwartet werden, wenn das Gas im atomaren Zustande gelöst ist. Infolge der im technischen Stahl vorhandenen Zwischensubstanzen können diese Seigerungen auch bei der Abkühlung bestehen bleiben.

Als beträchtlicher Mangel der Esserschen Untersuchung erscheint uns, daß die Schlußfolgerungen vor einer analytischen Untersuchung der aus den Flocken abgeschiedenen Gase gezogen wurden, denn im Gegensatz zu der Auffassung Herrn Essers können auch z. B. Nitride im Hochvakuum Stickstoff mit merkbarer Geschwindigkeit abgeben.

So sympathisch uns auch ein weiterer Beweis für die Richtigkeit unserer Flockentheorie gewesen wäre, so ist es uns doch nicht möglich, in den von Herrn Esser gegebenen Unterlagen eine durch ausreichende Versuchsergebnisse gestützte Bestätigung zu erblicken.

Unter den zahlreichen Punkten der weiteren Erörterung möchten wir zunächst diejenigen herausgreifen, die anscheinend den meisten der Herren Vorrednern Schwierigkeiten bereitet haben. Wir haben bereits in unseren Vorträgen betont, daß wir keineswegs beabsichtigen, die bisherigen Anschauungen über die Entstehungsursachen der Flocken insgesamt abzulehnen und jegliche Mitwirkung von Wärme- oder Umwandlungsspannungen, Seigerungen usw. zu bestreiten. Wir haben an verschiedenen Stellen betont, daß Einflüsse dieser Art zu den Entwicklungsdrücken des Wasserstoffes hinzukommen, und daß sie dort, wo der Wasserstoffentwicklungsdruck allein zur Flockenbildung nicht ausreicht, sogar ausschlaggebend für die Entstehung der Flocken sein können. Wir haben aber nachgewiesen, daß alle bisherigen Theorien nicht die alleinige und auch nicht die primäre Ursache dargelegt haben, und daß darüber hinaus die bisher als Flockenursache angeführten Umstände für sich allein zur Flockenbildung nicht ausreichen. Wir haben ferner darauf hingewiesen, daß wir bei nochmaliger Erwärmung eines flockenfrei abgekühlten Werkstoffes niemals Flocken erhalten haben, auch wenn die zweite Abkühlung ohne Vorsichtsmaßnahmen erfolgte. Damit ist aber nicht, wie die Herren Kreitz und Scherer annehmen, gesagt, daß dann keine Flocken mehr auftreten können. Die offensibare Seltenheit eines solchen Falles deutet allerdings darauf hin, daß dies nur dann geschieht, wenn der betreffende Stahl bereits von seinem metallurgischen Werdegang her besonders schwer vorbelastet ist; diese Möglichkeit zu prüfen, war uns im Rahmen unserer Stahlerzeugung bisher allerdings nicht gegeben. Wie aus unseren Berichten hervorgeht, würde im übrigen ein solcher Fall der Wasserstofftheorie keineswegs widersprechen.

Zu der von den Herren Rapatz, Bardenheuer, Bischof und Beitter heute wiederum mehrfach erwähnten Wirkung der Umwandlungsspannungen können wir auf unsere ausführlichen Versuche, die sich gerade mit diesem Punkte eingehend befassen, verweisen. Wir haben gezeigt, daß man auch dann Flocken erhalten kann, wenn man durch genügend langsame

Abkühlung dafür sorgt, daß die Austenitumwandlung ohne Martensitbildung vor sich geht, sofern nur unterhalb etwa 300° zu schnell abgekühlt wird. Die Flockenbildung braucht also mit den Umwandlungen in keinerlei Zusammenhang zu stehen, so daß diese somit als primäre Ursachen der Flockenbildung auscheiden. Daß sie dort, wo Wasserstoff als primäre Ursache vorhanden ist, flockenbegünstigend wirken, ergibt sich aus unseren Vorträgen von selbst.

Ebenso erscheint uns die Beobachtung von Herrn Bardenheuer über die Wirkung von hartem und weichem Ferrochrom durchaus wahrscheinlich. Ein kohlenstoffreiches Ferrochrom wird bei ungünstigen Schmelzbedingungen leichter zu Karbidseigerungen führen können, die ihrerseits die Wirkung des aus anderen Quellen herrührenden Wasserstoffes unterstützen. Der an sich geringe Wasserstoffgehalt des Ferrochroms kann dabei belanglos sein, da andere Zuschläge wesentlich mehr Wasserstoff übertragen.

Daß die von Herrn Bardenheuer betonte charakteristische Richtung der Flocken im Block durch zusätzliche Spannungen bedingt ist, haben wir erwähnt; wir haben aber auch gezeigt, daß dort, wo solche zusätzliche Spannungen fehlen und nur die an sich unorientierten Entwicklungsdrücke des Wasserstoffes wirksam werden, die Flocken ganz beliebige Richtungen annehmen. Im übrigen zeigen ja auch die von Herrn Bardenheuer in den letzten Jahren durchgeführten Versuche über Wasserstoff die starke Drucksteigerung durch Wasserstoffabscheidungen im Stahl.

Ebenso wie sich aus der Wasserstoffanalyse der verschiedenen Ferrochromsorten falsche Schlußfolgerungen ergeben können, wenn man nicht auch alle anderen Begleitumstände berücksichtigt, kann eine ungenügende Betrachtung der metallurgischen Vorgänge zu falschen Schlußfolgerungen führen. Es würde z. B. nahe liegen, aus der Tatsache, daß saurer Siemens-Martin-Stahl im allgemeinen etwas weniger Sauerstoff enthält als basischer, und daß er gleichzeitig weniger flockenempfindlich ist, zu schließen, daß der Sauerstoffgehalt mit der Flockenempfindlichkeit im unmittelbaren Zusammenhang steht. In Wirklichkeit muß man aber beachten, daß der basische Stahl in weit höherem Maße der Gefahr der Wasserstoffaufnahme ausgesetzt ist, weil der in die Schlacke eingebrachte Kalk wohl kaum ganz wasserfrei sein kann und überdies die basische Schlacke anscheinend eine gewisse Löslichkeit für den Wasserdampf der Heizgase¹⁷⁾ aufweist. Besonders gefährdet ist in dieser Hinsicht der basische Elektrostahl; denn das mit dem Kalk in die Schlacke eingebrachte Wasser findet besonders während der Desoxydationsperiode leicht den Weg zum Metall.

Wenn es Herrn Rapatz auffiel, daß von Dutzenden in demselben Ofen aus gleichem Einsatz erschmolzenen und bei gleicher Gießtemperatur in gleiche Kokillen vergossenen Blöcken im allgemeinen die wasserstoffhaltigen ein gröberes Primärgefüge aufweisen, so wäre die gegebene Schlußfolgerung, daß ein höherer Wasserstoffgehalt die Bildung grober Primärkristalle begünstigt. Die reduzierende Wirkung des beabsichtigt eingeleiteten Wasserstoffes und die bekannte Tatsache, daß reinste Legierungen besonders zur Grobkornbildung neigen, legt diese Annahme erst recht nahe. Es fällt jedenfalls schwer zu glauben, daß gerade nur bei den wasserstoffhaltigen Güssen geheimnisvolle, äußerlich nicht zu beobachtende metallurgische Vorbedingungen vorlagen, die mit dem Wasserstoff nichts zu tun haben.

Zu den übrigen in der Erörterung angeschnittenen Punkten glauben wir auf die Berichte verweisen zu müssen, da eine nochmalige Behandlung einer Wiederholung der Vorträge gleichkommen würde.

¹⁷⁾ Vgl. H. Schenck: Physikalische Chemie der Eisenhüttenprozesse, Bd. 2 (Berlin: Julius Springer 1934) S. 250.

Spannungen und Werkstofffluß beim Rohrziehen.

Von Erich Siebel und Eberhard Weber in Stuttgart.

[Bericht Nr. 114 des Walzwerksausschusses des Vereins deutscher Eisenhüttenleute¹⁾.]

(Zusammenhang zwischen Spannungsverteilung und Werkstofffluß. Spannungsverteilung in der Ziehdiise. Bestimmung des Formänderungsverlaufs bei Druckzügen mit dünn- und dickwandigen Rohren aus der Spannungsverteilung. Vergleich mit Versuchen von Pomp und Schylla.)

Werkstofffluß und Spannungsverteilung in der Ziehdiise stehen in engem Zusammenhang miteinander. Wie von W. Lode²⁾ sowie von M. Roß und A.

Eichinger³⁾ festgestellt wurde, besteht nämlich zwischen den an irgendeiner Stelle herrschenden Spannungen in den drei Hauptrichtungen ($\sigma_1 =$ Längsspannung, $\sigma_t =$ Tangentialspannung, $\sigma_r =$ Radialspannung) und den entsprechenden Formänderungsgeschwindigkeiten, d. h. den Formänderungen in der Zeiteinheit w_1 , w_t und w_r , die Beziehung

$$w_1 : w_t : w_r = (\sigma_1 - \sigma_m) : (\sigma_t - \sigma_m) : (\sigma_r - \sigma_m), \quad (1)$$

¹⁾ Vorgetragen in der 31. Vollsitzung des Walzwerksausschusses am 13. November 1934. Auszug aus Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforsch., Düsseld., 16 (1934) S. 217/24. — Sonderabdrucke sind vom Verlag Stahleisen m. b. H., Düsseldorf, Post-schließfach 664, zu beziehen.

²⁾ Z. angew. Math. Mech. 5 (1926) S. 142.

³⁾ Mitt. eidg. Mat.-Prüf.-Anst. Techn. Hochsch. Zürich 1926.

wobei mit $\sigma_m = \frac{\sigma_1 + \sigma_t + \sigma_r}{3}$ die jeweils herrschende Mittelspannung bezeichnet wird. Die Formänderungsgeschwindigkeiten sind also überall den entsprechenden Werten des Spannungsdeviators proportional. Gelingt es daher, die bei den verschiedenen Ziehverfahren im Verformungsgebiet herrschende Spannungsverteilung zu berechnen, so müssen sich auch die entsprechenden Formänderungen bestimmen lassen.

Für die in der Rohrwand in der Ziehdüse auftretenden Längsspannungen läßt sich durch Gleichsetzen der inneren und äußeren Formänderungsarbeit die Beziehung ableiten

$$\sigma_1 = \frac{k_{tm}}{\eta_{Form}} \cdot \varphi_h, \tag{2}$$

wobei φ_h die absolut größte Formänderung bedeutet, die bei den Reduzierzügen und angenähert auch beim Rohrdruckzug der Querschnittsänderung $\ln \frac{F_0}{F}$ entspricht. Mit

k_{tm} wird die mittlere Formänderungsfestigkeit des Werkstoffes in der Ziehdüse und mit η_{Form} der Wirkungsgrad des Verformungsvorganges bezeichnet, d. h. der Verhältniswert der Formänderungsarbeit bei verlustfreier Verformung und der unter Berücksichtigung der inneren und äußeren Verluste benötigten wirklichen Formänderungsarbeit. Für Stangenzüge ist Gleichung (2) wegen der später behandelten Kraftübertragung durch die Stange nicht ohne weiteres anwendbar.

Die Tangentialspannung im Verformungsgebiet ergibt sich, wenn man die Schubspannungshypothese als Fließbedingung annimmt, beim Rohrdruckzug zu

$$\sigma_t = \sigma_1 - k_t = \frac{k_{tm}}{\eta_{Form}} \cdot \varphi_h - k_t. \tag{3}$$

Bei Rohrdruckzügen mit dünnwandigen Rohren ergibt sich für die Radialspannung auf der Außenseite des Rohres aus Gleichgewichtsgründen die Beziehung

$$\sigma_r = \sigma_t \cdot \frac{s}{r} \cdot \cos \alpha \sim \sigma_t \cdot \frac{s}{r}. \tag{4}$$

Mit α wird dabei die Neigung der Ziehdüsenwandung gegenüber der Rohrachse bezeichnet.

Bei den Stopfen- und Stangenzügen tritt die größte Druckspannung in radialer Richtung auf, da die Wandstärkenverminderung hier die stärkste negative Formänderung ist, während die Umfangsänderung in dem Gebiet, in dem der Stopfen oder die Stange wirksam ist, so klein ist, daß sie für die Berechnung der Spannungsverteilung vernachlässigt werden kann. Aus den Verformungsverhältnissen ($w_t = 0$, $w_r = -w_1$) ergeben sich alsdann unter Berücksichtigung von Gleichung (1) bei Stopfen- und Stangenzügen für die Spannungen in radialer und tangentialer Richtung die Beziehungen:

$$\sigma_r = \sigma_1 - k_t \tag{5}$$

$$\sigma_t \sim \frac{1}{2} (\sigma_r + \sigma_1) = \sigma_1 - \frac{k_t}{2} \tag{6}$$

In Abb. 1 wird die geschilderte Spannungsverteilung in der Ziehdüse für einen Stopfenzug und einen Druckzug dargestellt, wobei der Formänderungswirkungsgrad zu 50% angenommen wurde. In Wirklichkeit werden infolge der Reibungseinflüsse und der Störungen des Werkstoffflusses beim Eintritt und Austritt aus dem Verformungsgebiet Abweichungen von dieser idealisierten Spannungsverteilung auftreten. Diese Abweichungen von der wirklichen Spannungsverteilung können jedoch bei den Erörterungen über den Werkstofffluß zunächst unberücksichtigt bleiben.

Bei den Reduzierzügen mit mitlaufender Stange oder über einem feststehenden Stopfen wird der Werkstofffluß sowohl in tangentialer als auch in radialer Richtung durch die Form des zwischen Düse und Dorn bestehenden Ziehspaltes festgelegt. Bei den Rohrdruckzügen liegt ein solcher Formzwang jedoch nicht vor. Hier sind vielmehr nur die tangentialen Formänderungen an der Rohroberfläche durch die Düsenform bestimmt. Wie sich die Radial- und Längsformänderungen gestalten, wird von der Spannungsverteilung in der Ziehdüse abhängen, da nach dem eingangs über den Werkstofffluß Gesagten die in jeder Richtung auftretende Formänderungsgeschwindigkeit durch den jeweiligen Spannungszustand bedingt ist (Gleichung 1). Diese

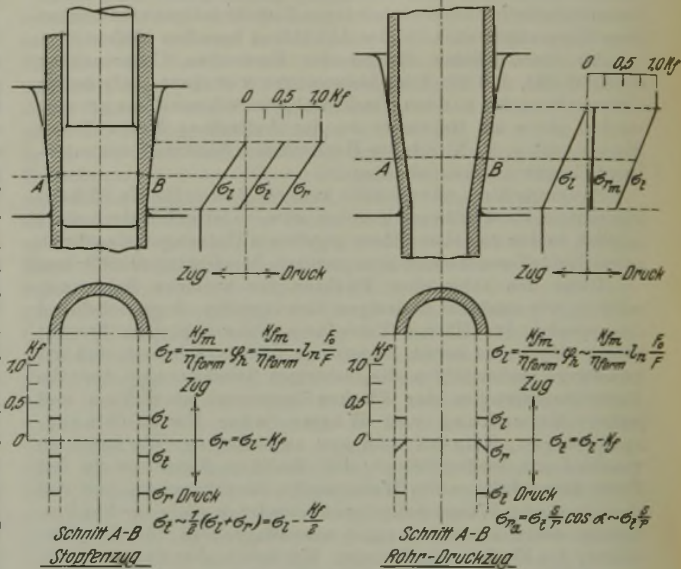


Abbildung 1. Spannungsverteilung beim Rohrziehen $\eta_{Form} = 50\%$.

Zusammenhänge sollen im folgenden zunächst für Rohrdruckzüge mit dünnwandigen Rohren untersucht werden. In diesem Fall kann die vereinfachende Annahme gemacht werden, daß die tangentialen Formänderungen in einem bestimmten Rohrquerschnitt überall gleich groß sind.

In Abb. 2 ist die Untersuchung für den Grenzfall eines Rohres von unendlich kleiner Wanddicke durchgeführt. In Abb. 2a sind die in der Rohrwand beim Durchgang durch die Düsen auftretenden Spannungen in der Längsrichtung und Umfangsrichtung in Abhängigkeit von der stattfindenden Hauptformänderung φ_h sowie vom Formänderungswirkungsgrad dargestellt (vgl. Abb. 1). Wegen der geringen Wandstärke können die Radialspannungen gleich Null gesetzt werden. In Abb. 2b ist der Verlauf der entsprechenden Spannungsdeviatoren ermittelt, indem

überall die Mittelspannung $\sigma_m = \frac{\sigma_1 + \sigma_t + \sigma_r}{3}$ von den

Spannungswerten gemäß Abb. 2a in Abzug gebracht ist. Da nach dem eingangs erörterten Fließgesetz die Formänderungsgeschwindigkeiten in den verschiedenen Richtungen überall den entsprechenden Spannungsdeviatoren proportional verlaufen, lassen sich nunmehr auch die Formänderungsgeschwindigkeiten w_1 , w_t und w_r bezogen auf die Geschwindigkeit in der jeweiligen Hauptformänderungsrichtung w_h gemäß Abb. 2c bestimmen. Löst man schließlich durch Ausplanimetrieren der entsprechenden

Flächen in Abb. 2c das Integral $\varphi = \int_0^{\varphi_h} \frac{w}{w_h} \cdot d\varphi_h = \int_0^{\varphi_h} \frac{d\varphi}{d\varphi_h} \cdot d\varphi_h$,

so gelingt es gemäß Abb. 2d, auch die Formänderungen

in den drei Hauptrichtungen in Abhängigkeit von φ_h zu berechnen. Damit sind auch die Formänderungen in radialer Richtung und in der Längsrichtung in Abhängigkeit von der durch die Düsenform bestimmten tangentialen Formänderung festgelegt.

Wanddicke anzuwenden. Dabei entstehen insofern Schwierigkeiten, als nunmehr sowohl die Spannungen als auch die Formänderungen in einem bestimmten Rohrquerschnitt an der Innen- und Außenseite starke Unterschiede zeigen. Es muß daher mit Mittelwerten der Spannungen und Formänderungen gerechnet werden.

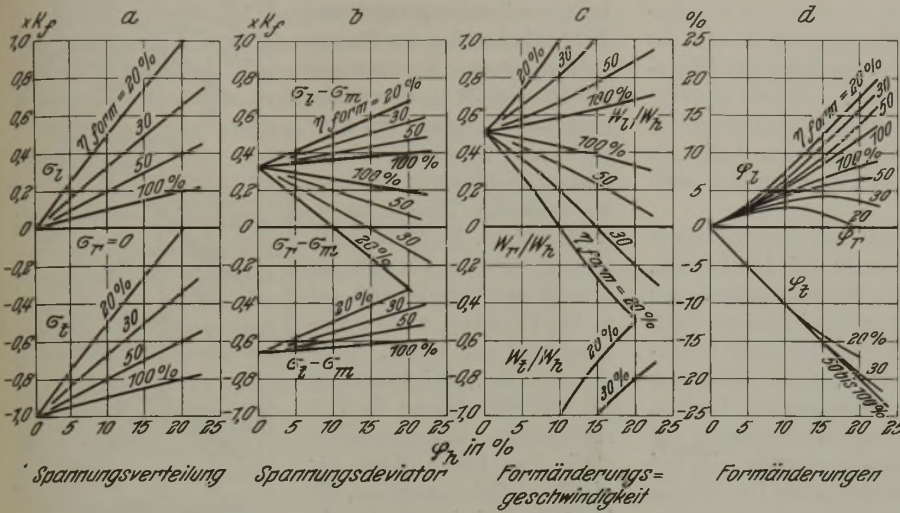


Abbildung 2. Spannungen und Formänderungen bei Rohrdruckzügen. Wandstärkenverhältnisse $s_0 : r_{a_0} = 0$.

In Abb. 3 ist das Ergebnis der Rechnung nochmals für einen Druckzug mit einer tangentialen Formänderung von 20 % dargestellt. Wie man sieht, nimmt die Wandstärke bei derartig dünnwandigen Rohren zumal zu Beginn des Zuges schnell zu. Im weiteren Verlauf des Zuges erfolgt die Zunahme der Wandstärke allmählich. Bei einem Formänderungswirkungsgrad von 30 % wird die anfängliche Zunahme im hinteren Teil der Ziehöse bereits wieder zu einem Teil rückgängig gemacht. Diese Abhängigkeit vom Formänderungswirkungsgrad läßt erkennen, daß für Warmzüge und Kaltzüge unter sonst gleichen Bedingungen nicht die gleichen Wandstärkenänderungen zu erwarten stehen. Die Stauchung der Wand wird bei derselben Zugabnahme bei Kaltzügen üblicherweise größer sein als bei Warmzügen, da der Formänderungswirkungsgrad hier ja höher ist.

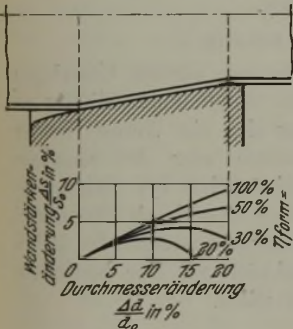


Abbildung 3. Theoretische Wandstärkenänderung bei einem Druckzug mit dünnwandigem Rohr.

Hat das Rohr eine endliche Wandstärke, die aber im Vergleich zu seinem Halbmesser immer noch klein ist, so tritt eine Änderung im Gange der Rechnung nur insofern ein, als nunmehr die Radialspannung nicht mehr gleich Null gesetzt werden darf. Die Radialspannung fällt von ihrem Höchstwert an der Außenseite nahezu linear auf Null auf der Innenseite ab. Man vermag diese Verhältnisse dadurch zu berücksichtigen, daß man den Mittelwert der nach Gleichung (4) bestimmten Radialspannung an der Außenseite in die Rechnung einsetzt. Im übrigen sind die Abweichungen so gering, daß für alle Rohre mit $s : r < 0,1$ praktisch mit dem gleichen Formänderungsverlauf gerechnet werden kann. Die Schaubilder lehren, daß bei dünnwandigen Rohren beim Druckzug stets eine Wandstärkenzunahme stattfinden wird.

Es erscheint erwünscht, das vorstehend geschilderte Untersuchungsverfahren auch für Rohre von großer

Wanddicke anzuwenden. Dabei entstehen insofern Schwierigkeiten, als nunmehr sowohl die Spannungen als auch die Formänderungen in einem bestimmten Rohrquerschnitt an der Innen- und Außenseite starke Unterschiede zeigen. Es muß daher mit Mittelwerten der Spannungen und Formänderungen gerechnet werden.

Der Rechnungsgang bei der Bestimmung der Formänderungen entspricht im übrigen vollkommen denjenigen, die bereits bei dünnwandigen Rohren bekannt sind.

Mit Hilfe der abgeleiteten Beziehungen werden in Abb. 4 die Wandstärkenänderungen bestimmt, die bei Rohrdruckzügen mit Rohren von einem bestimmten Wandstärkenverhältnis s_0 bei einer Änderung des Außendurchmessers zu erwarten stehen, wenn der Formänderungswirkungsgrad 50 bzw. 30 % beträgt. Die Abbildungen lassen erkennen, daß Stauchungen der Rohrwand nur bei Rohren auftreten

können, bei denen das Wandstärkenverhältnis $\frac{s_0}{r_{a_0}} < 0,66$

ist. Bei allen Rohren mit einem größeren Wandstärkenverhältnis steht stets eine Abnahme der Wandstärke während des Ziehens zu erwarten. Eine Abnahme der Wandstärke vermag auch bereits bei Rohren mit einem Wandstärkenverhältnis $\frac{s_0}{r_{a_0}} = 0,3$ bis 0,6 aufzutreten, wenn mit genügend

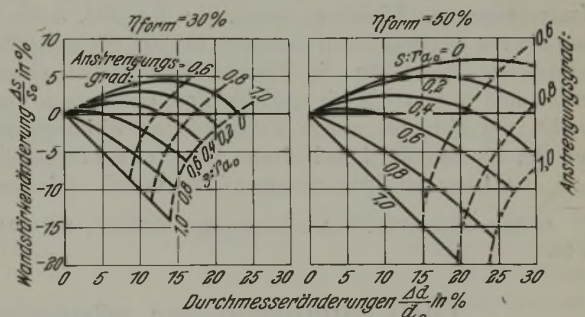


Abbildung 4. Theoretische Wandstärkenänderungen bei verschiedenen Wandstärkenverhältnissen $s_0 : r_{a_0}$.

starken Zugabnahmen gearbeitet wird. Bei gleichbleibendem Wandstärkenverhältnis und gleichen Zugabnahmen wird die Zunahme der Wandstärke um so geringer sein, je schlechter der Formänderungswirkungsgrad ist. Bei Warmzügen tritt eine Abnahme der Wandstärke also bereits bei geringeren Wandstärken in Erscheinung als bei Kaltzügen.

Wie die Abb. 2 bis 4 erkennen lassen, ist die Spannungsverteilung und damit auch der Werkstofffluß bei den Rohrdruckzügen in starkem Maße von dem Formänderungswirkungsgrad des Formgebungsverfahrens abhängig, der wiederum durch den Anteil der inneren und äußeren Formgebungsverluste an der gesamten Formänderungsarbeit bestimmt ist. Für die Reibungsarbeit an den Ziehwerkzeugen läßt sich aber bei Rohrdruckzügen und bei Zügen mit mitlaufender Stange die Beziehung ableiten

$$A_R \sim [V \cdot k_f \cdot \varphi_h] \cdot \frac{\mu}{\sin \alpha \cdot \cos \alpha}$$

Mit V ist dabei das Volumen des Ziehguts, mit α die Neigung der Ziehdiisenwandung und mit μ der Reibungskoeffizient bezeichnet. Der in eckige Klammern gesetzte Ausdruck entspricht der für den verlustfreien Ziehvorgang aufzuwendenden Arbeit. Da bei den kleinen in Betracht kommenden Winkeln $\sin \alpha \cdot \cos \alpha \sim \alpha$ ist, ergeben sich die Reibungsverluste also der reinen Verformungsarbeit und der Reibungszahl unmittelbar, dem Neigungswinkel der Düsenwandung aber umgekehrt proportional. Für die Stopfenzüge ergibt sich die Reibungsarbeit doppelt so groß wie für die Rohrdruckzüge errechnet, weil in diesem Falle die gleichen Reibungsverluste wie an der Düsenwandung auch am Stopfen auftreten.

Der Reibungskoeffizient läßt sich bei den Kaltzügen durch entsprechende Schmierung unter 0,1 herabsetzen, während bei den Warmzügen mit Reibungszahlen von 0,2 bis 0,4 gerechnet werden muß. Hiernach ist bei der Kaltformgebung von Rohren durch Stangenzüge oder Druckzüge mit Reibungsverlusten zu rechnen, die üblicherweise unter 50 % der eigentlichen Verformungsarbeit bleiben, während bei Warmzügen die Reibungsverluste häufig die eigentliche Verformungsarbeit übertreffen dürften. Da bei Warmzügen infolge der steileren Ausbildung der Düsen auch mit starken inneren Formgebungsverlusten durch zusätzliche Schiebungen gerechnet werden muß, wird der Formänderungswirkungsgrad hier bei den Druckzügen und Reduzierzügen mit mitlaufender Dornstange meist weit unter 50 % liegen. Reduzierzüge mit feststehendem Stopfen kommen in der Wärme praktisch nicht in Betracht, weil hier die Reibungsverluste eine untragbare Höhe erreichen.

Die Untersuchungen von A. Pomp und U. Schylla über das Warmziehen (Kratzen) von nahtlosen Flußstahlrohren⁴⁾ gestatten es zu prüfen, ob die nach der vorstehend dargelegten Theorie zu erwartenden Wandstärkenänderungen mit den versuchsmäßigen Beobachtungen bei Kratzenzügen im Einklang stehen. In den Abb. 5 bis 7 sind die von den genannten Forschern bei 700, 800 und 900° gefundenen Werte für die Wandstärkenzunahme eingetragen und gleichzeitig die radialen Formänderungen vermerkt, die sich bei einem Formänderungswirkungsgrad von 20, 30 und 50 % bei einem Wandstärkenverhältnis $s_0 : r_{a_0} = 0,1$ aus der Spannungsverteilung berechnen lassen.

⁴⁾ Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforschg., Düsseldorf., 16 (1934) S. 31.

Die Grundlagen der wärmetechnischen Rechnungen an Oefen.

Von Werner Heiligenstaedt in Saarbrücken.

[Mitteilung Nr. 213 der Wärmestelle des Vereins deutscher Eisenhüttenleute¹⁾.]

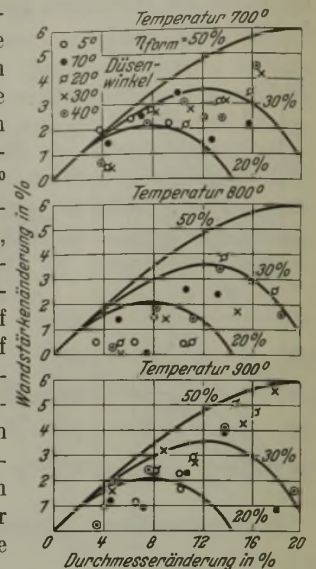
(Erläuterung der praktischen Anwendung der fünf Grundgesetze der Wärmetheorie für wärmetechnische Berechnungen.)

Bei Besprechung des Verhältnisses zwischen Erfahrung und Theorie findet man zwar Uebereinstimmung darüber, daß nur durch die Verbindung von rechnender, d. h. theoretischer Betrachtung mit der Erfahrung eine vollständige Klarstellung der Betriebsvorgänge und dadurch auch eine zielbewußte Ausgestaltung der Vorrichtungen zur Durchführung dieser Vorgänge erreicht werden kann; die Ansichten gehen jedoch auseinander, wenn man zu entscheiden versucht, wie weit die Rechnung zu diesen Aufgaben herangezogen werden soll. Und zwar ergibt sich zumeist, daß bis zu einer, allerdings immer nach persönlichen Ein-

¹⁾ Auszug aus einem Buche des gleichen Verfassers, das demnächst im Verlag Stahleisen m. b. H. erscheinen wird. — Sonderdrucke dieses Berichtes sind vom Verlag Stahleisen m. b. H., Düsseldorf, Postschließfach 664, zu beziehen.

Ein Formänderungswirkungsgrad von 20 bis 30 % dürfte nach den früher gemachten Ausführungen den wirklichen Verhältnissen bei den Warmzügen am nächsten kommen.

Wie die Abbildungen zeigen, liegen die Versuchspunkte bei einer Zieh Temperatur von 700° zwischen den der Theorie entsprechenden Kurvenzügen für 20 und 30 % Formänderungswirkungsgrad. Bei 800° sind die Wandstärkenänderungen größtenteils geringer, als nach der Theorie zu erwarten steht. Es muß dahingestellt bleiben, ob dies auf Mängel der Theorie oder auf andere Ursachen, wie die Verzunderung der Rohre, Nachdehnen u. dgl., zurückzuführen ist. Bei 900° streuen die Versuchspunkte außerordentlich stark. Die hohen Werte für die Wandstärkenzunahme, die hier teilweise bei großen Durchmesseränderungen beobachtet wurden, können darauf zurückgeführt werden, daß der Formänderungswirkungsgrad sich mit stärker werdender



Abbildungen 5 bis 7.
Wandstärkenänderungen bei Rohrdruckzügen nach A. Pomp und U. Schylla.
 $d_0 = 133$ mm,
 $s_0 = 4$ mm.

Zugverformung verbessert. Bei den Schwierigkeiten in der Durchführung und Auswertung von Warmversuchen muß die Uebereinstimmung zwischen den berechneten Wandstärkenänderungen und dem versuchsmäßigen Befund jedoch als befriedigend angesehen werden.

Zusammenfassung.

Die vorstehenden Untersuchungen dürften Unterlagen bringen, die es gestatten, zum mindesten qualitativ zu beurteilen, in welcher Richtung sich ein Wechsel in der Rohrwandstärke, der Zugabnahme oder der sonstigen Ziehbedingungen auf den Werkstofffluß bei Rohrdruckzügen auswirkt. Sie können dem Betrieb als Hilfsmittel dienen, wenn es gilt, die Ausgangsabmessungen für Rohre zu bestimmen, die durch Druckzüge auf eine bestimmte Endabmessung gebracht werden sollen.

drücken gezogenen Grenze der Rechnungsweg und sein Ergebnis als praktische Erfahrung, von da ab aber als Theorie betrachtet wird.

Nun ist Theorie nichts anderes als in Regeln gebrachte Erfahrung. Je weiter der Kreis der Erfahrungen ist, für die eine bestimmte Regel aufgestellt wird, um so mehr verliert die einzelne Erfahrung ihre bestimmte Gestalt und Färbung, um so schwächer ist das Spiegelbild der einzelnen Erfahrungstatsache in der aufgestellten Regel zu erkennen. Der Grad der Loslösung vom einzelnen Erfahrungsgegenstand wird nun in manchen Fällen als zu hoch betrachtet. Die Regel wird Theorie genannt mit der Unterstellung, daß sie infolge dieser Loslösung nicht mehr einen sicheren Bezug auf die Einzelerfahrung gestatte. Zweifellos birgt die mit der Aufstellung einer Regel verbundene Loslösung des gesuchten

Zusammenhangs von den Nebeneinflüssen die Gefahr der Unvollständigkeit und auch des Irrtums. Aber andererseits muß man beachten, daß die Aussagen einer Regel um so sicherer sind, je breiter ihre Unterbauung ist. Auf dieser Tatsache beruht der eigentliche Nutzen der Theorie. Denn die richtig aufgestellte Regel bezieht sich zumeist auf eine viel umfangreichere Erfahrungssammlung, als sie der einzelne Praktiker sich verschaffen kann, und wird durch den Gebrauch viel schärfer nachgeprüft als die Einzelerfahrung.

Einen weiteren, wieder je nach Tätigkeit und Erfahrung des einzelnen Beurteilers verschieden bewerteten Vorteil bietet sie in der Unabhängigkeit von Gedächtnisstärke oder Taschenbuch. Man kann sich beispielsweise die Wärmdauer in Blechglühöfen, Stoßöfen und Schmiedeofen in Abhängigkeit von Ofentemperatur, Größe und Art des Wärmgutes aus einzelnen Beobachtungen merken, allerdings bei den vielfältigen Möglichkeiten nur schriftlich, und dann im vor kommenden Falle die Wärmdauer aus diesen Aufschreibungen angeben, vorausgesetzt, daß man einen ähnlichen Fall beobachtet hat. Man kann es aber vorziehen, sich mit der Rechnungsregel für den Erwärmungsvorgang und den Erfahrungsbeiwerten dieser Regel, der Wärmeübergangszahl und dem Stoffwert, zu begnügen und damit die Wärmdauer auszurechnen.

Freilich, ganz so einfach, wie es in diesem Falle scheint, ist in der Regel die theoretische Betrachtung nicht. Ein technischer Vorgang ist zumeist aus mehreren Teilvorgängen zusammengesetzt, die nach verschiedenen ihnen zukommenden Regeln ablaufen. Die Rechnung hat die Regeln dieser Teilvorgänge so zu verbinden, daß sie, wie es eben auch in Wirklichkeit geschieht, sich zur Regel des Gesamtvorganges zusammenschließen und in dieser Zusammenfassung Wirklichkeit und Theorie in Übereinstimmung bringen. Hier, in der gedanklichen Zusammenfassung der Teilvorgänge, liegen die größten Gefahren der theoretischen Betrachtung. Sie sind fast immer nur dann zu überwinden, wenn die Kenntnis des wirklichen Vorganges so eingehend ist, daß seine gedankliche Zergliederung möglich ist. Kurz gesagt, der Wirklichkeitswert theoretischer Betrachtungen hängt von den praktischen Erfahrungen desjenigen ab, der die Betrachtungen durchführt, und auch von seiner Fähigkeit, diejenigen Teilfragen, die theoretischer Betrachtung nicht zugänglich sind, in dem Maße und dem Sinne zu berücksichtigen, wie sie das Gesamtergebnis in richtiger Weise beeinflussen. Hier liegt der versöhnende Ausgleich zwischen den oft gegenteiligen Ansichten des „Praktikers“ und des „Theoretikers“ über den Wirklichkeitswert ihrer Arbeitsweise. Ohne eine ausreichende Erfahrung über den zu behandelnden Vorgang führt die Anwendung der Rechnungsregeln leicht zu Widersprüchen mit der Wirklichkeit.

Erfahrung läßt die Theorie entstehen und reifen und prüft ihre Ergebnisse nach. Die Theorie läutert die Erfahrung, scheidet das Wesentliche vom Unwesentlichen und leitet die Praxis auf dem Wege zur Vervollkommnung von Einrichtungen und Verfahren.

Nicht zuletzt hängt aber die glückliche Durchführung der Betrachtungen davon ab, daß man die Grundlagen der Rechnungsregeln beherrscht. Das mit fortschreitender Verfeinerung des wärmetechnischen Meßwesens erweiterte Bedürfnis nach rechnender Verbindung von Ursache und Wirkung — eine Messung stellt immer nur Ursache und Wirkung ohne Erklärung einander gegenüber — hat eine starke Ausdehnung des Formelwesens bedingt. Wenn auch die Bereitstellung der theoretischen Gedankengänge in handlicher mathematischer Form erwünscht ist, so führt aber doch ein Uebermaß von Formeln, die zumeist auf ein besonderes Rechnungsziel zu-

gespitzt sind, leicht zu einer Ueberblendung des leitenden Gedankens und zu einer Erschwerung der Verständigung.

Deshalb sollen im folgenden die Grundregeln der wärmetechnischen Rechnungen und die aus ihnen entwickelten Gebrauchsformeln einfachsten Aufbaues zusammengestellt werden.

Die Wärmetheorie liefert folgende fünf Grundgesetze zum Aufbau der Rechnungsregeln:

A. Die Gesetze über den Wärmezustand (Zustands- oder statische Gesetze).

1. Das Gesetz von der Erhaltung der Energie. Erster Hauptsatz der mechanischen Thermodynamik.

2. Das Gesetz vom notwendigen Temperaturgefälle. Zweiter Hauptsatz der mechanischen Thermodynamik.

B. Die Gesetze über die Wärmebewegung (Bewegungs- oder dynamische Gesetze).

3. Das Gesetz des Verbrennungsablaufes.

4. Das Gesetz des Wärmeüberganges.

5. Das Gesetz der Wärmeleitung.

1. Das Gesetz von der Erhaltung der Energie gibt zunächst die Regeln für die Berechnungen von Wärmemengen, die mit der Energieumwandlung verbunden sind, z. B. bei der Umwandlung elektrischer oder chemischer Energie in Wärmeenergie und umgekehrt. Es dient ferner als Grundlage der Wärmebilanz. Für diese Aufgabe erhält es die symbolische Form

$$\Sigma Q_z = \Sigma Q_a$$

d. h. die Summe der Wärmeeinnahmen muß gleich der Summe der Wärmeausgaben sein. Infolge seiner selbstverständlichen Aussage kann man von der Anwendung dieses Satzes keine Erkenntnisse erwarten, die nicht schon aus der unmittelbaren Anschauung zu gewinnen sind. Das Gesetz ist vor allem ein Hilfsmittel zur Prüfung von Meß- und Rechnungsergebnissen, weiter auch eine Ordnungsgrundlage zur Einteilung des Energieumsatzes in Einnahmen und Ausgaben und zur Unterteilung der Ausgaben in die gewohnheitsmäßig festgelegten Begriffe der Nutzwärme, des Wandverlustes und des Abgasverlustes. Die Wärmebilanz kann nur Uebersicht, keine Einsicht geben.

2. Das Gesetz vom notwendigen Temperaturgefälle fordert, daß der wärmeabgebende Körper, das Rauchgas oder die Ofenwände, eine höhere Temperatur als der wärmeempfangende, das Wärmgut, hat. Tritt das Rauchgas von der Temperatur ϑ_1 in Wärmeaustausch mit dem Wärmgut von einer Temperatur ϑ_w , so kann es Wärme nur abgeben, wenn $\vartheta_1 > \vartheta_w$ ist, und im Höchstfall seine Wärme nur bis zur Abkühlung auf die Temperatur $\vartheta_2 = \vartheta_w$ übertragen. Von der im Rauchgas enthaltenen Wärme Q_z kann deshalb nur der Teil

$$Q_n = Q_z \left(1 - \frac{\vartheta_2}{\vartheta_1}\right)$$

ausgenutzt werden. Die Umstellung dieser Beziehung

$$Q_z = \frac{Q_n}{1 - \frac{\vartheta_2}{\vartheta_1}}$$

gibt den Mindestverbrauch des Erwärmungsvorganges an. Sie besagt andererseits, daß Wärme nur nutzbar gemacht werden kann, wenn man gleichzeitig eine entsprechende Mehrwärme aufwendet. Dies aber ist dem Sinn und dem Wortlaut nach der zweite Hauptsatz der mechanischen Thermodynamik.

Die Verbindung dieser Beziehung mit der Wärmebilanz ergibt die Wärmebilanzformel, deren einfachste Gestalt

$$Q_z = \frac{Q_n + Q_v}{1 - \frac{i_a}{i_o}}$$

ist. Q_n bedeutet die Nutzwärme, Q_v die Wand- und Kühlwasserverluste, i_a den Wärmeinhalt von 1 m^3_N Rauchgas am Ofenende, i_o den Wärmeinhalt von 1 m^3_N Rauchgas nach vollendeter Verbrennung.

Mit der Bilanzformel werden besonders die Wärmeverbrauchsrechnungen durchgeführt.

Eine zeichnerische Anwendung der Verbindung der ersten beiden Gesetze ist das Wärme-Temperatur-Schaubild, für das u. a. H. Bansen und P. Reichardt wichtige Anwendungen gezeigt haben. Abb. 1 zeigt das Schaubild für den Kalkschachtofen. In Abhängigkeit von der je kg Kalkstein

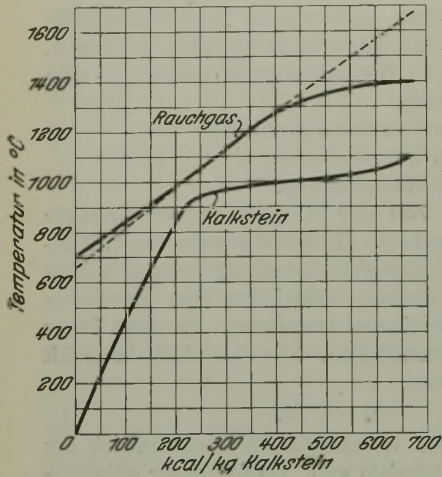


Abbildung 1. Wärme-Temperatur-Schaubild für einen Kalkschachtofen mit Gichtgasbeheizung.

zugeführten Wärme ist dessen Temperatur aufgetragen. Bis etwa 220 kcal steigt die Temperatur des Kalksteins ziemlich gleichmäßig auf 900° an. Dort verflacht sich der Temperaturanstieg, weil die zugeführte Wärme zur Austreibung der Kohlensäure verbraucht wird. Die Wärme-Temperatur-Linie der auf 1 kg Kalkstein entfallenden Rauchgasmenge wird dann ebenfalls eingezeichnet. Sie ist durch die gestrichelte Linie angegeben. Der wirkliche Zusammenhang erfordert eine von der gestrichelten abweichende Linienführung, die ausgezogen ist. Die theoretische Höchsttemperatur wird nicht erreicht. Deshalb verläuft die wirkliche Kurve bei hoher Temperatur flacher als die theoretische. Ferner vermehrt die beim Brand des Kalksteines ausgetriebene Kohlensäure die auf 1 kg Kalkstein entfallende Rauchgasmenge und dadurch die Wärmemenge, so daß die wirkliche Linie unterhalb 900° über der gestrichelten liegt. Das Schaubild läßt nun folgendes erkennen: Schneidet die Linie des Rauchgases die des Wärmegutes, so genügt die Wärmezufuhr nicht, um ein Temperaturgefälle nach dem Wärmgut hin herzustellen. Berühren sich die Linien, so stellt die zugeführte Wärme den Mindestwert dar. Zur wirklichen Durchführung des beabsichtigten Vorganges müssen die beiden Linien einen Abstand voneinander haben, dessen Größe allerdings von den beiden ersten Gesetzen nicht angegeben wird.

Wie hieraus zu erkennen ist, können diese Gesetze aus sich heraus nur die Berechnung des Mindestverbrauches ermöglichen. Die wirkliche Lösung der vom Betrieb gestellten wärmetechnischen Fragen bedarf der Zutat der praktischen Erfahrung. Jede dieser Fragen ist im Grunde eine Frage nach dem Ablauf des Energieausgleiches, eine Frage nach dem Zeitverbrauch des Vorganges. Erst durch die Verbindung von Wärmeumsatz und Zeitverbrauch wird die Wärmetheorie ein Glied der Betriebswissenschaft, die Wärmewirtschaft ein Glied der Betriebswirtschaft. Die Möglichkeit zu dieser Verbindung bieten die folgenden drei Gesetze.

Der Satz vom notwendigen Temperaturgefälle schreibt den notwendigen Spannungszustand der zugeführten Wärmeenergie, ihre Temperatur gegenüber dem Wärmgut vor. Das erste Gesetz gibt Aufschluß über den Zustand der Energie ihrer Form und Menge nach. In diesem Sinne sind die beiden

ersten Gesetze Zustandsgesetze (statische Gesetze) genannt worden. Der Verlauf des Ausgleiches zwischen dem Zustand der zugeführten Energie und dem des Wärmgutes beschreiben die als Bewegungsgesetze (dynamische Gesetze) bezeichneten Gesetze der Verbrennung, der Wärmeübertragung und der Wärmeleitung.

3. Das Gesetz des Verbrennungsablaufes. Die Form des Gesetzes wird durch die Ueberlegung gegeben, daß in der Zeiteinheit von einer bestimmten Menge Brennstoff um so weniger verbrannt, je mehr bereits verbrannt ist. Diese und ähnliche Vorgänge behandelt das Massenwirkungsgesetz. Ist Q_v die zur Zeit t bereits ausgelöste Wärmemenge, Q_z die nach vollständiger Verbrennung ausgelöste, so ist die in der dann folgenden kleinen Zeit dt ausgelöste Wärme

$$dQ_v = k \cdot (Q_z - Q_v) \cdot dt \text{ kcal.}$$

k ist ein Beiwert, der nur durch Erfahrung gefunden werden kann. Da er bei industriellen Feuerungen vornehmlich von der Ausbildung des Brenners abhängt, ist ihm die Benennung „Brennerbeiwert“ gegeben worden.

Die Untersuchungen, die mit Hilfe des Gesetzes vom Verbrennungsablauf durchgeführt werden, beziehen sich entweder auf die Höhe des Ausbrandes nach einer bestimmten Verbrennungsdauer und Verbrennungsweg oder auf die Angabe der notwendigen Größe des Verbrennungsraumes bei gefordertem Ausbrand.

Die Formel zur Berechnung des Ausbrandes α nach t sec Verbrennungsdauer lautet

$$\alpha = 1 - e^{-k \cdot t} \text{ kcal/kcal,}$$

diejenige zur Berechnung des Verbrennungsraumes

$$V_R = \frac{Q_z}{k} \cdot \rho \text{ m}^3.$$

Hierin ist ρ der Raum, der zur Verbrennung von $1 \cdot 10^6$ kcal/h bei $k=1$ notwendig ist. Seine Größe wird durch die Größe des Ausbrandes bestimmt. Für die technischen Gase — Gichtgas, Koks-Ofengas — gibt Abb. 2

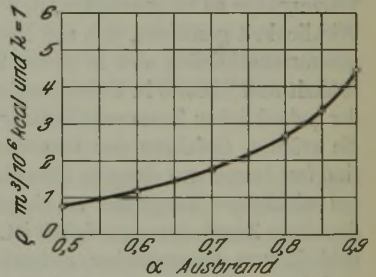


Abbildung 2. Wert ρ zur Bestimmung der Größe des Verbrennungsraumes.

den Wert von ρ an. Auf diesem Wege gelingt es, die wahre Rauchgastemperatur oder den notwendigen Verbrennungsraum mit der durch die Kenntnis von k bedingten Genauigkeit und den anschließenden Wärmeübertragungsvorgang zu berechnen. Zur Aufklärung des Verbrennungsvorganges ist freilich noch viel Forschungsarbeit zu leisten.

4. Das Gesetz der Wärmeübertragung. Die an die Fläche F mit dem Temperaturunterschied $\Delta \vartheta$ zwischen Rauchgas und Fläche in der Zeit t übertragene Wärmeenergie Q ist

$$Q = \alpha \cdot \Delta \vartheta \cdot F \cdot t \text{ kcal.}$$

Der Erfahrungswert α ist die Wärmeübergangszahl. Von ihrem richtigen Einsatz hängt der Wirklichkeitswert des Rechnungsergebnisses hauptsächlich ab. Bei der Vielfältigkeit der Einflüsse, die auf α einwirken, ist die Vielfältigkeit der Wertreihen zu verstehen. Die für Wärmeaustauscher gültigen Werte sind in verschiedenen Mitteilungen der Wärmestelle Düsseldorf angegeben, ebenso diejenigen für Oefen mit örtlich gleichbleibender Herdtemperatur in Abhängigkeit von der Ofentemperatur wie auch die für Stoßöfen in Abhängigkeit von der Rauchgastemperatur. Ein bisher noch nicht erforschtes Gebiet ist die Wärmeübertragung durch leuchtende Flammen, deren Kenntnis wenigstens für den Siemens-Martin-Ofen erwünscht wäre.

5. Das Gesetz der Wärmeleitung. Die Ableitung der Wärme von der Oberfläche in das Innere des Wärmegutes beschreibt die Fouriersche Gleichung

$$\frac{\delta \vartheta}{\delta t} = a \cdot \frac{\delta^2 \vartheta}{\delta x^2}$$

Das Längenmaß x zählt in Richtung des Wärmestromes.

a ist die Temperaturleitzahl $= \frac{\lambda}{c \cdot \gamma}$ und wiederum ein Erfahrungswert, der vom Stoff des Wärmegutes in erster Linie abhängt.

Die Anwendung dieses Gesetzes betrifft entweder die Berechnung des Wärmedurchganges durch Wände (Wandverlust und Rekuperator) oder die Berechnung des Verlaufes der Erwärmung des Wärmegutes.

Die erste Aufgabe wird durch die Formel

$$q = \frac{\lambda}{\delta} \Delta \vartheta \text{ kcal/m}^2 \text{ h}$$

gelöst, in der δ die Wandstärke, λ die Wärmeleitzahl und $\Delta \vartheta$ der Temperaturunterschied beider Wandoberflächen bedeutet.

Beim Erwärmungsvorgang können Wärmeübergang und Wärmeleitung vereinigt werden durch die Beziehung

$$\vartheta_{we} = \vartheta_o - (\vartheta_o - \vartheta_{wa}) e^{-\frac{\alpha \cdot t \cdot \tau}{g \cdot c}} \text{ } ^\circ\text{C.}$$

In ihr bedeutet ϑ_o die Ofen- oder Rauchgastemperatur, ϑ_{wa} die Anfangstemperatur des Wärmegutes, ϑ_{we} seine Endtemperatur, α die Wärmeübergangszahl, t die Wärmdauer, g das auf 1 m² Heizfläche entfallende Wärmugewicht, c die spezifische Wärme des Wärmegutes.

τ ist ein Beiwert, der von der Form des Wärmegutes und von der Größe $\frac{\alpha}{\lambda} \cdot X$ oder $\frac{\alpha}{\lambda} \cdot R$ abhängt. X ist die Stärke der Platte, R der Radius von Zylinder und Kugel. In Abb. 3 ist τ dargestellt.

Die Vereinfachung der mathematisch etwas schwierigen und langwierigen Ursprungsformeln durch die angegebene

Beziehung ermöglicht eine leichte Berechnung der Erwärmungsvorgänge. Für Oefen mit örtlich gleichbleibender Temperatur ist ihre Durchführung ohne weitere Erklärung ersichtlich. Oefen mit örtlich veränderlichen Temperaturen muß man in Stufen gleicher Temperatur einteilen und abschnittsweise berechnen.

Wie dieser Ueberblick über die Grundlagen wärmetechnischer Rechnungen zeigt, bietet die Wärmetheorie einfache Lösungen für eine große Anzahl von Aufgaben des Betriebes. Die Vervollkommnung hängt nicht so sehr von der mathematischen Behandlung der Fragen als vielmehr von der Verfeinerung der Erfahrungsbeiwerte der Bewegungsgesetze ab. Diese Forschungsaufgabe kann zum Teil von reinen Forschungsanstalten, besonders soweit sie die nur recht lückenhaft bekannten Stoffwerte betrifft, zum großen Teil aber auch von der praktischen Wärmetechnik gefördert werden. Jeder einigermaßen zuverlässige Betriebsversuch sollte mit den Ergebnissen der Rechnung verglichen und so zur Nachprüfung und Ergänzung der Beiwerte nutzbar gemacht werden. Nur auf diese Weise kommt der Einsatz wirklicher Erfahrung in die Theorie zum Nutzen des Betriebes zur Geltung.

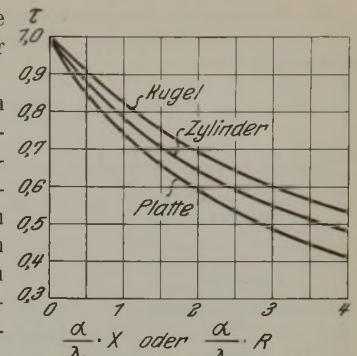


Abbildung 3. Beiwert τ für Berechnung der Erwärmung.

Zusammenfassung. Es wird ein Ueberblick über die Grundlagen wärmetechnischer Rechnungen gegeben und gezeigt, daß die Wärmetheorie einfache Lösungen für eine große Anzahl von Aufgaben des Betriebes bietet. Zur Vervollkommnung der Rechnungen ist es vor allem Aufgabe der Forschung, die Erfahrungsbeiwerte der Wärmebewegungs-Gesetze zu verfeinern und die bisher noch lückenhafte Kenntnis der Stoffwerte zu erweitern.

Umschau.

Neuerungen im amerikanischen Siemens-Martin-Betrieb.

Die 17. Halbjahrszusammenkunft der beim American Institute of Mining and Metallurgical Engineers tagenden Stahlwerksfachleute fand am 28. und 29. Juni 1934 in Pittsburgh statt¹⁾. Ueber die verschiedenen dort besprochenen Fragen sei nachstehend berichtet.

Zu dem augenblicklichen Stand der Ofenbauweise in den Vereinigten Staaten sprach W. C. Buell²⁾. Bemerkenswert

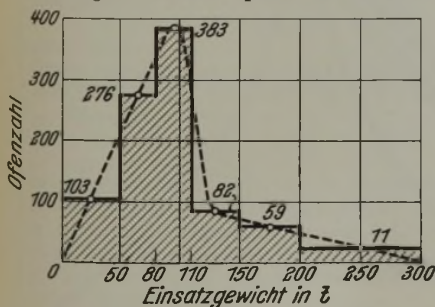


Abbildung 1. Häufigkeit der Siemens-Martin-Ofengrößen in Amerika. (Insgesamt 946 Oefen, davon 32 Kippöfen und 914 feststehende Oefen.)

waren seine Ausführungen über Zahl und Größe der dort zur Zeit vorhandenen Siemens-Martin-Oefen. Im ganzen erfaßte seine Aufstellung 946 Oefen. Von diesen sind 32 als Kippöfen gebaut, während die übrigen 914 als feststehende Oefen ausgeführt sind. Das Fassungsvermögen dieser feststehenden Oefen ist als Häufigkeitskurve in Abb. 1 dargestellt. Der Höchstwert dieser Kurve liegt mit 383 Oefen bei einem Fassungsvermögen zwischen 80

und 110 t. Die kleineren Oefen sind zum Teil sehr alt, während die größeren Oefen von 110 bis 300 t erst in den letzten Jahren gebaut worden sind. Nach Meinung von Buell werden in nächster Zeit kaum neue Oefen gebaut werden. Es kommt daher alles darauf an, die Bauweise der bestehenden Oefen den neuzeitlichen Erfordernissen anzupassen. Ein wesentlicher Punkt in dieser Beziehung ist nach seiner Meinung die Bekämpfung der Strahlungsverluste durch Wärmeschutz.

Hierüber entspann sich eine ziemlich umfangreiche Aussprache, aus der hervorgeht, daß man in Amerika immer mehr zur Isolierung der Ofengewölbe übergeht. Die wichtigsten Ergebnisse dieser Aussprache sind in Zahlentafel 1 zusammengestellt. Daraus ist zu ersehen, daß die Oefen mit isolierten Gewölben keine schlechtere Haltbarkeit haben als die ohne die Isolierung, wenn auch im ganzen die Haltbarkeiten nicht in allen Fällen das nach deutschen Begriffen erforderliche Maß erreichen. In allen Fällen werden Wärmersparnisse von etwa 5 bis 10 % gemeldet. Die Oefen mit isoliertem Gewölbe haben einen Wärmeverbrauch, der zwischen 1,15 und 1,39 · 10⁶ kcal je t Stahl schwankt. Vereinzelt werden auch geringe Verbesserungen der Stundenleistung mitgeteilt. Bei diesen Angaben ist jedoch zu beachten, daß die Gewölbeisolierung vielfach Hand in Hand mit der Einrichtung einer selbsttätigen Zugregelung ging, so daß die Ersparnisse möglicherweise zum Teil auch auf diese zurückgeführt werden können. Die Isolierung wurde mit Wärmeschutzsteinen amerikanischer Herkunft (Thermoflake) durchgeführt. Für die Isolierung der Kammerwände und Kammergewölbe wurde vielfach Schlackenwolle verwendet. Als besonderer Vorzug der isolierten Oefen wurde von verschiedenen Seiten der geringere Wärmeverbrauch beim Anheizen nach Stillständen angesprochen; allerdings fehlte es auch nicht an Stimmen, die, wie z. B. W. A. Trinks, einen großen Teil der Erfolge auf die gleichzeitig mit dem Aufbringen

¹⁾ Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Minutes of 17. Conference of the Open-hearth Committee.

²⁾ S. a. Stahl u. Eisen 53 (1933) S. 425/28, 606/08, 1305/09 u. 1360/65.

Zahlentafel 1. Zusammenstellung der Mitteilungen über den Erfolg der Anwendung von Wärmeschutz auf Siemens-Martin-Ofengewölben.

Werk	Ofenfassung t	Brennstoffart	Wärmeverbrauch		Stundenleistung t/h	Haltbarkeit Schmelzen	Bemerkungen
			Brennstoffverbrauch bzw. Ersparnis	in 10 ⁶ kcal je t			
Wisconsin Steel Co., Chicago	25	Oel	6,5 % Ersparnis			481	Isoliert mit Thermoflake bei gleichzeitig selbsttätiger Zueinstellung
Inland Steel Co., Indiana Harbor, Ind.	125		8,25 % Ersparnis	rd. 1,2	um 0,4 t/h geringer	384	Wie oben
Laclede Steel Co., Alton, Ill.		Oel	13,6 Liter/t Ersparnis			535 676	Ohne Isolierung Mit Isolierung
Edgewater Steel Co., Oakmont, Pa.	80	Oel	152 kg/t	1,56		267 156 195 153 293 > 150 ¹⁾	Ohne Isolierung Mit Isolierung
			135,5 kg/t	1,39			
Sharon Steel Hoop Co., Lowellville, Ohio	140	Oel	132 kg/t	1,34	11,88 11,30	309 201	Ohne Isolierung Ohne Isolierung
			113 kg/t	1,15	12,14 11,63	> 88 ¹⁾ > 190 ¹⁾	Mit Isolierung Mit Isolierung
Luckens Steel Co., Coatesville, Pa.	80	Oel	10 % Ersparnis		unverändert		
Ohio Steel Foundry Co., Lima, Ohio	25	Oel	149 kg/t	3350	Anheizen je Anheizen		Ohne Isolierung
			115 kg/t	560	je Anheizen		Mit Isolierung
North American Refractories Co., Pittsburgh		Generatorgas	Kohle 313 kg/t 237 kg/t			> 230 ¹⁾	Ohne Isolierung Mit Isolierung

¹⁾ Die mit > bezeichneten Haltbarkeiten in Schmelzungen gelten für Oefen, die zur Zeit noch weiter geschmolzen haben, so daß die Haltbarkeit noch nicht bestimmt werden konnte.

der Wärmeschutzstoffe zwangsläufig verbundene Abdichtung der Ofenwände gegen Falschluf zurückführen.

Trinks setzte sich auch etwas in Gegensatz zu den Ansichten, die in vorausgegangenen Vorträgen über die erfolgreiche Anwendung von Sondergittersteinen geäußert worden waren.

Während er die Wirksamkeit solcher Steine anzweifelte, setzte sich K. H. Moll für seine Hohlsteine³⁾ und J. D. Keller für Sondersteine mit besonders großer Heizfläche ein. Keller ging dann in breiter Form auf die rechnerischen Grundlagen der Vorgänge in Wärmeaustauschern mit zeitlich abwechselnder Heizung und Entheizung ganz im Sinne der deutschen Arbeiten⁴⁾ auf diesem Gebiete ein. Das Ergebnis seiner Berechnungen faßte er in Abb. 2 zusammen, in der die Abhängigkeit der Wärmeübergangszahlen von dem in der Kammer zurückgelegten Weg der Gase bzw. der Gitterwerkshöhe, vom Boden aus gerechnet, dargestellt

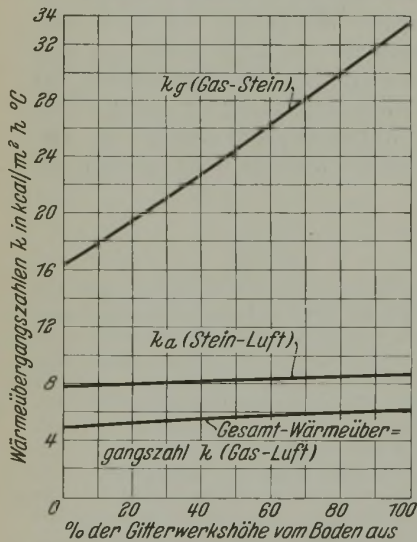


Abbildung 2. Aenderung der Wärmeübergangszahl im Gitterwerk in Abhängigkeit von seiner Höhe. Steinstärke 64 mm, Steinhöhe 114 mm, Durchgangsquerschnitt 165 x 165 mm, Luftgeschwindigkeit 0,323 m/s, Gasgeschwindigkeit 0,354 m/s (bezogen auf 15,6 °), Gaseintrittstemperatur 1200°, Umstellzeit 15 min, mittlere Wärmeübergangszahl für die ganze Kammer 5,8 kcal/m² h °C.

wird. In Zahlentafel 2 sind die von ihm angegebenen, für die Verwendung als Gittersteine maßgebenden Eigenschaften verschiedener feuerfester Stoffe zusammengestellt. An Hand dieser Eigenschaften errechnet er die in Abb. 3 eingezeichneten Temperaturbewegungen der Gitteroberfläche für Schamotte, Karborund und Gußeisen bei gleicher Steinstärke. Hier sind die Temperaturbewegungen für die Aufheiz- und Entladezeit übereinander auf-

getragen, und zwar in der Weise, daß die Temperaturkurve der Entladezeit spiegelbildlich in den Teil des Schaubildes, der sich auf die Aufheizzeit bezieht, eingezeichnet wurde. Man erhält dann eine der Hysteresis-schleife ähnliche Figur, deren mittlere Breite in Richtung der Temperaturachse einen anschaulichen Maßstab für die Ausnützung des Speichervermögens der Gittersteine aus den verschiedenen Baustoffen abgibt. Dabei schneiden Karborundgitter und Gußeisengitter für die kälteren Teile außerordentlich günstig ab. Beachtenswert ist auch der Hinweis, daß handgepreßte Steine um 15 % ungünstiger arbeiten als die durch Maschine gepreßten.

H. C. Barnes beschäftigte sich mit den Anforderungen an feuerfeste Baustoffe für den basischen Siemens-Martin-Ofen. Nach vergleichenden Betrachtungen über die Eigenschaften verschiedener Steine wurden von ihm folgende Forderungen erhoben:

1. Der Erweichungspunkt (nicht der Schmelzpunkt) sollte über 1750° betragen.

2. Geringer Ausdehnungskoeffizient und große Widerstandsfähigkeit gegen Temperaturwechsel im Gebiete der Arbeitstemperaturen sind zu fordern.

Zahlentafel 2. Thermische Eigenschaften von Gittersteinen.

Baustoff	Mittlere Wärmeleitfähigkeit bei 875° kcal/m · °C	Spezifische Wärme bei 875° kcal/kg · °C	Mittlere Dichte kg/m³	Verhältnis der Wärmeleitfähigkeit zu der von Schamotte	Verhältnis des Wertes: Spez. Gew. x spez. Wärme zu dem von Schamotte
Schamotte	1,17	0,255	2000	1	1
Karborund	13,6	0,255	2400	12	1,25
Magnesit	3,5	0,278	2600	3	1,5
Wärmeschutzsteine	0,31	0,255	530	0,25	0,25
Gußeisen	35,0	0,155	7250	30	2,25

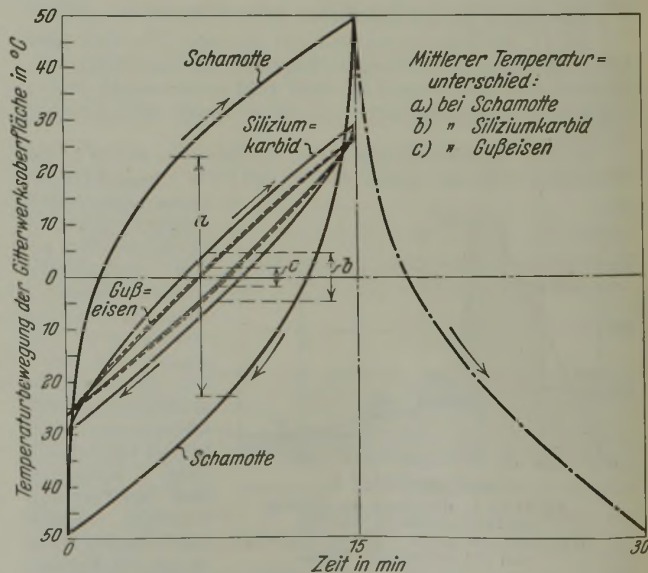


Abbildung 3. Temperaturbewegung an der Oberfläche von Gittersteinen für Schamotte, Karborund und Gußeisen.

3. Widerstandsfähigkeit gegen Schlackenangriff, besonders durch basische Oxide, ist erforderlich.

4. Die Festigkeit muß bei hohen Temperaturen ausreichend groß sein; bei einem spezifischen Gewicht von 2400 kg/m³ soll

³⁾ Stahl u. Eisen 48 (1928) S. 1160/65.

⁴⁾ Vgl. z. B. Arch. Eisenhüttenwes. 4 (1930/31) S. 63/74 (Mitt. Wärmetelle 141); ferner Arch. Eisenhüttenwes. 6 (1932/33) S. 231/39 (Stahlw.-Aussch. 241).

diese Festigkeit 105 bis 140 kg/cm² erreichen, um die Standfestigkeit von Gewölben zu gewährleisten.

5. Geringe Wärmeleitfähigkeit ist wichtig, oder bei höherer Wärmeleitfähigkeit ist so hohe Temperaturbeständigkeit und Standfestigkeit erforderlich, daß eine Isolierung möglich ist.

In *Tafel 3* sind die verschiedenen Baustoffe nach ihrem Verhalten gegenüber den einzelnen Beanspruchungsarten derart gekennzeichnet, daß in der obersten Zeile jeweils der Baustoff angeführt ist, der sich am günstigsten verhält, die übrigen Baustoffe folgen dann entsprechend ihrem Verhalten, so daß sich in der untersten Zeile die Baustoffe finden, die sich bei der jeweiligen Beanspruchungsart am ungünstigsten verhalten. In der letzten Spalte ist an Stelle der Wärmeleitfähigkeit der Widerstand gegen Wärmedurchgang, also der reziproke Wert der Wärmeleitfähigkeit, als Maßstab gewählt worden, da ja, wie aus den obigen Forderungen hervorgeht, eine gute Wärmeleitfähigkeit für die Beurteilung als Wand- und Gewölbebaustoff unerwünscht ist.

Tafel 3. Vergleich des Verhaltens verschiedener feuerfester Baustoffe gegenüber verschiedenen Beanspruchungen¹⁾.

Temperaturbeständigkeit	Temperaturwechsel	Ver- schlackungs- widerstand	Stand- festigkeit	Wärme- durchgangs- widerstand
Karborund	Karborund	Magnesit	Mullit	Schamotte
Magnesit	Schamotte	Chromerz	Alundum	Silika
Chromerz	Mullit	Karborund	Karborund	Mullit
Alundum ²⁾	Alundum	Mullit	Silika	Alundum
Mullit ³⁾	Silika	Alundum	Schamotte	Chromerz
Silika	Chromerz	Silika	Chromerz	Magnesit
Schamotte	Magnesit	Schamotte	Magnesit	Karborund

¹⁾ Die in der obersten Zeile genannten Baustoffe verhalten sich am günstigsten für die betreffende Anforderung. Die übrigen in der Reihenfolge nach unten immer weniger günstig. — ²⁾ Alundum umfaßt alle Baustoffe aus geschmolzener Tonerde. — ³⁾ Mullit umfaßt alle hochtonerdehaltigen gebrannten Steine.

Ueber die wärmetechnische Ofenüberwachung sprach J. W. Kinnear, wobei er vor allem Erfahrungen mit selbsttätigen Umstellvorrichtungen mitteilte⁶⁾. Nach seinem Bericht sind Einrichtungen zur selbsttätigen Umstellung der Ofen in Abhängigkeit von der Kammertemperatur bei allen Brennstoffarten schon mit Erfolg angewendet worden. An sich soll es nach den Erfahrungen von Kinnear gleichgültig sein, an welcher Stelle der Abgaswege die Temperaturmeßvorrichtung — sei es in Gestalt von Thermoelementen oder Strahlungspyrometern — eingebaut wird, die dann beim Ueberschreiten einer bestimmten Höchsttemperatur den Umstellvorgang einleitet. In der Schlackenkammer sind Thermoelemente am meisten gefährdet, ihre Wirkung ist aber am empfindlichsten. Je weiter man mit der Einbaustelle zum Fuchs hin kommt, um so eher kann man mit unedlen Elementen arbeiten; dafür wird aber die Empfindlichkeit des Ansprechens auf Ubertemperaturen träger. Als Vorteil wird die Vermeidung einseitig heißen Ganges der Ofen und vor allem bei der Verwendung von dünnen Gittersteinen die Sicherheit gegen ein Zusammenschmelzen hervorgehoben. Ein neuer Gedanke war die Kopplung der Thermoelemente mit der Brennstoffzufuhr bei Oel- oder Teerfeuerung in der Weise, daß beim Erreichen der bestimmten Temperaturgrenze die Brennstoffzufuhr gedrosselt oder abgestellt wird. Im Anschluß an diese Ausführungen teilte M. F. Yarotsky mit, daß er eine ähnliche Einrichtung in Betrieb habe, bei der ein Strahlungspyrometer in die erfahrungsgemäß heißeste Stelle des Gewölbes eingebaut worden ist.

G. R. Fitterer⁶⁾ teilte dazu mit, daß sein Siliziumkarbid-Kohle-Element sowohl in Siemens-Martin-Ofen als aber auch Elektrostahlöfen zur Temperaturmessung mit Erfolg bis zu Temperaturen von fast 2100° verwendet worden sei. Dabei blieb das Element z. B. über eine halbe Stunde unmittelbar unter der Elektrode im Ofen, ohne wesentlich zerstört zu werden. In einem anderen Fall wurde das Element bei der dritten Tür eines dreitürigen Ofens am abziehenden Kopf eingebaut. Das Öffnen der ersten Tür hatte einen Temperaturabfall von 11 bis 18° zur Folge. Wenn die zweite Tür geöffnet wurde, fiel die Temperatur um 45°. Das Aufziehen der dritten Tür verursachte sogar eine Abkühlung um 70°. Neuerdings wird das Element durch die Blaw-Knox Co. in den Handel gebracht.

Weitere Anwendungen dieses Thermoelements führen bereits in das Gebiet der Ueberwachung der Gießtemperatur und des Schmelzvorganges. Fitterer hebt hierzu hervor, daß die Schätzungen der Temperatur doch in vielen Fällen sehr stark von äußeren Umständen, z. B. von der Beleuchtung, beeinflußt werden. Den Beweis dafür bildet eine ganze Reihe von Messungen in einem Kupolofenbetrieb; hier war es üblich, je nach den geschätzten Temperaturen das Gußeisen in den Pfannen

längere oder kürzere Zeit abhängen zu lassen, um ein gewünschtes Gefüge zu erreichen. Fehlschätzungen machten sich dabei doppelt stark bemerkbar, insofern, als zu kalt geschätzte Schmelzen wegen der dann gewählten kürzeren Abhängzeit erst recht zu heiß und zu heiß geschätzte Schmelzen wegen zu langer Abhängzeit in verstärktem Maße zu kalt vergossen wurden.

Ähnliche Beobachtungen wurden in einer Kokillengießerei gemacht, in der über großräumige Mischerpfannen unmittelbar aus dem Hochofen gegossen wurde. Hier wirkten sich bisher unbeobachtet gebliebene Temperaturunterschiede besonders stark auf die Kohlenstoffausscheidung aus. Nach Fitterer liegen hier bedeutend stärkere Einflüsse auf die Haltbarkeit der Gießformen vor, als sie in den Zusammenhängen zwischen Zusammensetzung und Haltbarkeit der Gießformen zu suchen sind. Mit dieser letzten Frage beschäftigte sich E. R. Williams und stellte fest, daß die Maserung der Gießformen vor allem auf das Waschen des Gußeisens zurückzuführen ist und damit auf das Verhältnis des gebundenen Kohlenstoffs zum Graphit. Nach seinen Versuchen muß als günstigste Zusammensetzung angesehen werden: 3,60 %

Gesamtkohlenstoff, 0,60 bis 0,70 % geb. C, 1,50 bis 1,75 % Si. Von anderer Seite wird der günstigste Gehalt an gebundenem Kohlenstoff mit 0,50 bis 0,60 % C für runde und quadratische Formen und mit 0,40 bis 0,50 % für rechteckige Formen angegeben. Versuche mit Chromzusätzen schienen noch nicht geklärt; der Molybdängehalt sollte 0,2 % nicht wesentlich übersteigen, da sonst eher mit einer Verminderung als mit einer Verbesserung der Güte zu rechnen wäre. Andere Ergebnisse über die Haltbarkeit von rechteckigen Kokillen im Zusammenhang mit ihrer Zusammensetzung teilte W. C. Kitto mit; in *Abb. 4*

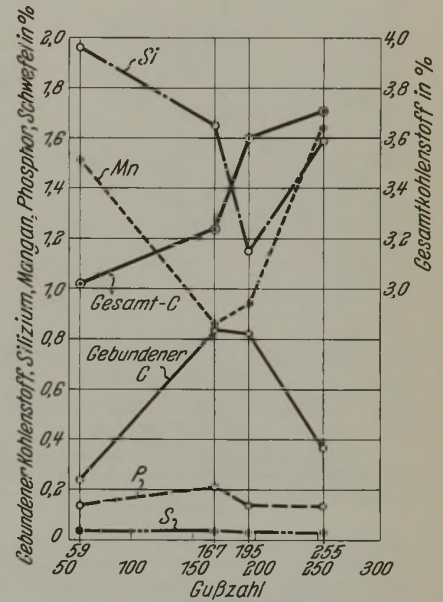


Abbildung 4. Haltbarkeit der rechteckigen Kokillen (482x568x2159 mm) in Abhängigkeit von der Zusammensetzung.

sind diese ausgewertet. Ein eindeutiger Einfluß der Zusammensetzung ist daraus nicht zu ersehen.

Ueber Versuche mit kupfernen Kokillen und kupfernen Unterlagsplatten berichtete Clyde E. Williams. Die Versuche mit den kupfernen Kokillen ohne Wasserkühlung ergaben keine Verbesserung des Gefüges. Zum Arbeiten mit wassergekühlten Kokillen konnte man sich nicht entschließen; dagegen machte man Versuche mit kupfernen Unterlagsplatten für von oben gegossene Blöcke. Die Gefahr des Auswaschens dieser Unterlagsplatten konnte durch entsprechende Bemessung der Dicke angeblich etwas herabgemindert werden. Nach Ansicht des Berichterstatters wird jedoch gerade in dieser Beziehung beim Guß von oben stets eine gewisse Gefahr bestehen bleiben, zumal da die Ausfressungen dieser Unterlagsplatten zu einer Legierung des Stahles mit Kupfer in nicht vorherzusehender Höhe mit sich bringen.

Zu den Gießfragen entspann sich eine längere Wechselrede über die Anwendung von Gießpfannen mit zwei und mehr Stopfen. Von verschiedenen Seiten wurde die Ansicht laut, daß die dadurch erzielte Zeitersparnis höchstens ein Viertel bis zwei Fünftel bei Verwendung von zwei Stopfen gegenüber dem Gießen mit einem Stopfen beträgt. Wenn auch die Ansichten nicht einheitlich waren, so scheint doch bei dem verhältnismäßig kalten Arbeiten der Amerikaner und ihren großen Pfannen von 150 bis 200 t Inhalt das Arbeiten mit mehr Stopfen ohne besondere Schwierigkeiten durchführbar zu sein. Die Aussprache über Kokillenanstriche zeigt, daß man in Amerika hier noch zu keiner einheitlichen Lösung gekommen ist.

An der Spitze der Fragen, die die Schmelzarbeit betreffen, stand eine Besprechung der Einsatzverhältnisse bei kaltem Roheisen. Im allgemeinen scheint man mit den Einsätzen von kaltem Roheisen auf 30 bis 40 % zurückzugehen. Davon sind vielfach 10 % und mehr Gußbruch. Ueber die Verwendung von

⁵⁾ Stahl u. Eisen 52 (1932) S. 543.

⁶⁾ Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Sitzung vom Februar 1933.

Gußbruch herrschten starke Meinungsverschiedenheiten. Während einige hierin eine qualitative Gefahr erblickten, behaupteten andere, Gußbruch in beliebiger Höhe ohne Schädigung der Güte des Stahles verarbeiten zu können. Aehnliche Widersprüche zeitigte auch die Aussprache über das Schrott-Kohle-Verfahren.

Das Fertigmachen von Tiefziehgüte mit 0,04 bis 0,08 % C und 0,30 bis 0,40 % Mn, unruhig, gab zunächst Anlaß zu der Frage, ob man die Proben dieses Stahles vor der Analyse mit Aluminium beruhigen soll oder nicht; doch scheint die erstgenannte Arbeitsweise nur in einzelnen Fällen üblich zu sein. Zum Fertigmachen selbst benutzt man zunächst größere Mengen Spiegeleisen, die man durchkochen läßt. Mangan wird mit etwas

Aluminium, in manchen Fällen auch mit etwas Ferrotitan in die Pfanne geworfen.

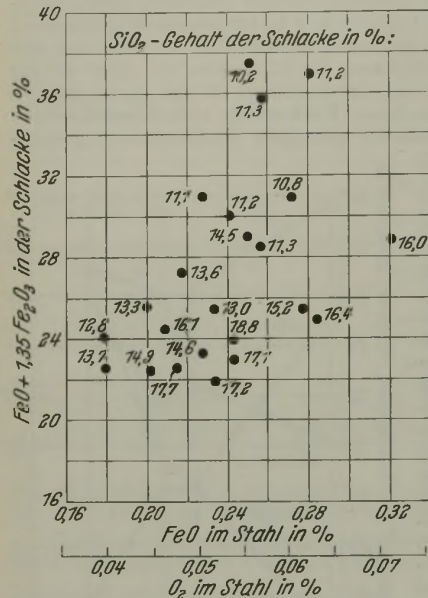


Abbildung 5. Einfluß des Eisenoxyduls in der Schlacke auf den Sauerstoffgehalt in weichem Stahl (0,04 bis 0,07 % C) vor der Zugabe von Spiegeleisen.

Die Schmelzungen werden so kalt gehalten, daß ein leichter Bär in der Pfanne zurückbleibt. (Guß von oben!) Die zugesetzte Aluminiummenge beträgt ungefähr 0,08 bis 0,10 kg/t. Außerdem werden noch geringe Mengen zum Ausgleich beim Gießen gebraucht.

Das Arbeiten auf Korngröße trat dann in den Vordergrund der Verhandlungen. Man versucht, dieser Aufgabe durch Zusatz von Ferrotitan in Verbindung mit Aluminium gerecht zu werden. Schwierigkeiten bereitet dabei die lange Gießzeit der großen Pfannen; die letzten Blöcke weisen dadurch ein gröberes Korn auf als der größte Teil der Schmelzung. C. H. Herty wies bei dieser Gelegenheit auf das wichtige Erfordernis hin, den größten Teil der nichtmetallischen Ausscheidungen in so große Tropfen zusammenzuballen, daß sie sich leicht aus dem flüssigen Stahl absondern, daß aber andererseits ein Teil in fein verteilter Form zurückbleiben müßte, um als Keim für die Kristallisation zu dienen. Ferrotitan und Zirkon wirken auf Tonerde schmelzpunktniedrigend, so daß die Zusammenballung der Desoxydationseinschlüsse erleichtert wird. Das Arbeiten mit Zirkon ist mit dem Nachteil verbunden, daß seine Ferrolegierungen stets erhebliche Anteile an Silizium aufweisen, so daß man sie nicht verwenden kann, wenn siliziumfreie Stähle verlangt werden. Versuche zur Desoxydation mit Silikomangan im Ofen, das in einem Fall Kalzium, im andern Zirkon enthielt, führten zu dem Ergebnis, daß im ersten Fall die größten Einschlüsse den höchsten Gehalt an Kalzium aufwiesen, während umgekehrt der höchste Gehalt an Zirkon in den kleinsten Einschlüssen festgestellt wurde. Im weiteren Verlauf der Verhandlungen teilte Herty übrigens mit, daß seine Vermutungen über den Einfluß der Einschlüsse im Stahleisen auf die Beschaffenheit des Fertigstahls sich nicht überall bestätigt hätten, so daß also anzunehmen wäre, daß hier noch andere Einflüsse vorliegen, deren Klärung bisher noch nicht gelungen ist.

Weitere Ausführungen Hertys galten dem Verhältnis des Eisengehalts der Schlacke zum Eisenoxydulgehalt des Stahles, vor allem bei Schmelzen mit 0,04 bis 0,07 % C. Ihnen ist zu entnehmen, daß bei diesen Schmelzen zwischen dem Kieselsäuregehalt der Schlacke, ihrem Gesamt-Eisenoxydulgehalt und dem Sauerstoffgehalt des Stahles kein eindeutiges Verhältnis mehr besteht. Dies geht aus Abb. 5 unzweifelhaft hervor, in der der Eisenoxydul- bzw. Sauerstoffgehalt des Stahles für die

einzelnen Schmelzen in Abhängigkeit vom Gesamt-Eisenoxydulgehalt der Schlacke dargestellt ist. Daß die Basizität der Schlacke dafür allein nicht maßgebend ist, zeigt Abb. 6. Hier ist das Verhältnis zwischen Eisenoxydulgehalt der Schlacke und Eisenoxydulgehalt im Stahl in Abhängigkeit vom Kieselsäuregehalt eingezeichnet. Wenn sich hier auch eine gewisse allgemeine Abhängigkeit entsprechend der eingezeichneten Kurve herauslesen läßt, so sind die Streuungen doch so groß, daß der Kieselsäuregehalt allein für dieses Verhältnis nicht maßgebend sein kann. Bei härteren Schmelzen dagegen tritt dieser zweite unbekannte Einfluß mehr und mehr zurück. Dies zeigt die Zusammenstellung in Zahlentafel 4.

Im übrigen bestätigt Herty die bekannte Tatsache, daß ein zu geringer Eisengehalt der Schlacke bei unruhigem Metall zu Oberflächenrissen im Fertigerzeugnis führt.

Eine längere Aussprache entspann sich über den Einfluß des Kupfergehaltes im Stahl. Diese wurde angeregt durch die

Übersicht über die Entwicklung des Gehaltes an Eisenbegleitern wie Kupfer, Zinn und Chrom nach Einschmelzen des Stahles im Ofen. Hierüber ist an dieser Stelle schon früher berichtet worden⁷⁾. Im allgemeinen arbeiten auch in Amerika sehr viele Werke mit einem natürlichen Kupfergehalt von 0,10 bis 0,20 %, ohne wesentliche Schwierigkeiten zu haben. Nur vereinzelt werden schlechte Oberfläche und Mißerfolge beim Verarbeiten des Stahles auf nahtlose Rohre dem Kupfergehalt zugeschrieben. Clyde E. Williams führte hierzu aus, daß höhere Kupfergehalte wohl zu einem Kleben des Walzsinters auf dem Stahl Veranlassung geben könnten; dies hört jedoch sofort auf, wenn neben dem Kupfer ein Nickelgehalt von etwa einem Drittel des Kupfergehaltes vorhanden ist. Da nun in den meisten Fällen natürliche Nickelgehalte von etwa 0,03 bis 0,05 % die Regel sind, dürfte das Kupfer in den einzelnen Fällen nicht die Ursache zu den Schwierigkeiten sein. Seiner Meinung nach ist dafür eher ein Steigen des natürlichen Zinngehaltes verantwortlich zu machen. Ein für die Betriebsverhältnisse geeignetes Schnellverfahren zur Ermittlung dieses unangenehmen Eisenbegleiters konnte bisher noch nicht ausfindig gemacht werden. Infolgedessen wird er auch häufig bei eintretenden Schwierigkeiten übersehen.

Zahlentafel 4. Einfluß der Basizität auf den Eisengehalt der Schlacke.

Schlackenzusammensetzung		Bewegung des Eisengehaltes in der Schlacke
CaO %	SiO ₂ %	
1. Harte Stähle mit 0,55 bis 1,10 % C		
50	19	wächst
47	21	gleichbleibend
44	22	vermindert sich
2. Weiche Stähle mit 0,10 bis 0,40 % C		
45	19	wächst
39	22	gleichbleibend
37	24	vermindert sich

Zum Schlusse seien noch einige Bemerkungen über allgemeine Betriebseinrichtungen erwähnt. Zunächst war der Ersatz von Wasserstoff oder Azetylen durch Koksofengas beim Schneiden von Schrott mit dem Schweißbrenner der Gegenstand eines ausführlichen Vortrages. Da diese Arbeitsweise hier schon auf vielen Werken benutzt wird, braucht hier nicht näher darauf eingegangen zu werden. Anschließend daran besprach man die Einrichtung eines Rohrnetzes für Sauerstoff, das an einer Stelle durch den Anschluß von Sauerstoffflaschen gespeist wird und an den einzelnen Verbrauchsstellen ähnlich wie Preßluftleitungen die nötigen Anschlüsse hat. Diese Einrichtung bringt Ersparnisse durch geringere Sauerstoffverluste — entsprechende Wartung vorausgesetzt — und beschleunigt vor allem den Umlauf der Sauerstoffflaschen.

Carl Schwarz.

Ueber den Einfluß von Phosphor auf die Wachstumsbeständigkeit von grauem Gußeisen.

(Mitteilung aus dem Gießerei-Institut der Technischen Hochschule Aachen.)

Ueber den Einfluß von Phosphor auf die Wachstumsbeständigkeit des Gußeisens gehen die Ansichten auseinander¹⁾. Zur wei-

⁷⁾ Stahl u. Eisen 54 (1934) S. 609/12.

¹⁾ Vgl. E. Piwowarsky: Hochwertiger Grauguß (Berlin: Jul. Springer 1929) S. 310. — Stahl u. Eisen 54 (1934) S. 520/24.

teren Klärung wurden zwei Schmelzreihen mit verschiedenem Gesamtkohlenstoffgehalt und Phosphorgehalten bis über 1,5% untersucht (Zahlentafel 1). Die Wachstumsbeständigkeit wurde geprüft: 1. durch dreimalige Pendelerhitzung zwischen 650 und 975° im Dilatometer (Vorvakuum), 2. durch gleichbleibende Glühung bei 650° (250 h an der Luft). Die Ergebnisse zeigt Abb. 1.

Zahlentafel 1. Zusammensetzung der untersuchten Schmelzen.

Probe	C %	Graphit %	Si %	P %
P 1	2,80	2,40	2,30	0,11
P 2	2,89	2,31	2,02	0,65
P 3	2,75	2,33	2,07	0,74
P 4	2,68	2,02	1,93	1,26
B 1	3,42	2,92	1,76	0,50
B 2	3,30	2,30	1,76	0,88
B 3	3,20	2,88	1,82	1,64

Die beiden Prüfverfahren zeigen kein übereinstimmendes Verhalten der Schmelzen. Bei der Prüfung im Dilatometer ist ein besonderer Einfluß des Phosphors nicht zu erkennen.

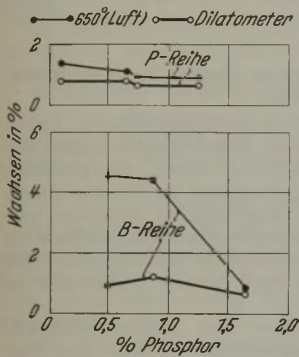


Abbildung 1. Wachsen von Gußeisen in Abhängigkeit vom Phosphorgehalt.

Mit steigender Karbidzersetzung wird immer mehr Ferrit gebildet, der schließlich bei vollkommener Graphitisierung einen erheblichen Teil des Phosphors aus dem Steadit in feste Lösung aufnimmt. Der Lösungsvorgang dürfte mit einer Raumverminderung verbunden sein. Karbidzersetzung und Lösungsvorgang scheinen sich gegenseitig aufzuheben.

Anders wird das Verhalten beim Wachsen an der Luft. Bei einer Temperatur von 650° ist die Karbidzersetzung noch gering. Das Wachsen ist in der Hauptsache eine Folge der Oxydation. In der Form des Steadits behindert der Phosphor das Eindringen des Sauerstoffs besonders wirksam dann, wenn er netzförmig ausgeschieden ist und so das Perlitkorn vollkommen einhüllt. Es wäre dann erklärlich, daß ein Gußeisen, welches an sich z. B. durch höheren Kohlenstoffgehalt mehr zum Wachsen neigt, durch Phosphorzusatz stärker verbessert wird als ein raumbeständigeres Eisen.

Im wesentlichen dürfte es also auf die Ausscheidungsform des Steadits ankommen. Glühen oberhalb 700° bewirkt eine Zusammenballung des Steadits. Hohe Gießtemperatur begünstigt die Ausbildung eines ausgeprägten Netzwerkgefüges, niedrige Gießtemperatur bewirkt eine feinere und gleichmäßigere Verteilung. Auch in Eisensorten mit stark untereutektischem Kohlenstoffgehalt tritt der Steadit fein verteilt auf. Ueberhaupt verursachen alle Maßnahmen, die zu einer Graphitverfeinerung führen, auch eine feinere Ausbildung des Steadits¹⁾. Im Hinblick auf die Erzeugung eines raumbeständigen Gußeisens wäre also eine feine Verteilung des Steadits oder eine Zerstörung des Netzwerkgefüges nachteilig. E. Söhnchen und E. Piwowsky.

Ist Mitteleuropa die Wiege der Eisentechnik?

Harry Craig Richardson²⁾ befaßt sich in einem beachtenswerten Aufsatz mit der heute viel erörterten Frage nach dem Ursprung der Eisenerzeugung. Für das frühe Vorkommen des terrestrischen Eisens bringt er ein neues Beispiel: Dr. Henry Frankfort von der Universität Chicago hat vor einigen Jahren in Tell-Asmar im Irak einen Bronzedolch mit den Resten einer Eisenklinge aus der Zeit um 2800 v. Chr. ausgegraben. Das Eisen ist nach der Analyse von Cecil H. Desch nickelfrei, so daß Meteorisen nicht in Frage kommt.

Richardson schließt sich der üblichen Ansicht der Archäologen an, daß das Eisen bis zum Beginn der eigentlichen Eisenzeit nur „sporadisch“ benutzt worden ist. Er glaubt nicht, daß dieses Eisen im Orient hergestellt worden ist, da dort Eisenerzlager selten sind, sondern vermutet, daß das frühzeitige Eisen ebenso wie dasjenige der älteren Eisenzeit von Westen her aus Europa dorthin gekommen ist. In der Tat hat man nirgendwo im Orient eine solche Verbreitung des Eisens gefunden wie auf den Grabfeldern der Hallstattzeit in Italien, Oesterreich, dem Balkan und in den Alpen bis nach Frankreich hinein. Um die Möglichkeit

eines Eisenhandels zwischen Mitteleuropa und dem Orient in so früher Zeit zu begründen, weist Richardson auf den lebhaften Handelsverkehr hin, der sich bereits im dritten Jahrtausend v. Chr. in Europa entwickelt hatte. Er führt auch noch andere Beweise dafür an, aber die Unterlagen dürften nicht ansprechen, um den Völkern Mitteleuropas die Ehre der Erfindung der Eisenbereitung zuzuerkennen. Dazu war damals der Abstand zwischen den Kulturen in Mitteleuropa und dem Orient zu groß. Auch steht mit dieser Annahme die Tatsache im Widerspruch, daß die Bronze noch lange nach dem frühen Auftreten des Eisens im Orient in Mitteleuropa vorherrschend geblieben ist.

Otto Johannsen.

Archiv für das Eisenhüttenwesen.

Die Versuche an der Regelstrecke der „Wärmestelle Düsseldorf“.

Wie Gert Jungnitz¹⁾ ausführt, läßt sich eine mit guter Annäherung geltende Vorausberechnung des wahrscheinlichen Verhaltens einer Regleranlage im Betrieb durchführen, wenn die Einflußgrößen der Regelstrecke, des Impulses und des Reglers selbst zu ermitteln sind, was auch wieder möglich ist. Die Versuchsergebnisse zeigten in Übereinstimmung mit der Theorie von G. Neumann und G. Wunsch²⁾, daß mitunter vorhandene gewisse Eigentümlichkeiten der Regelstrecke, nämlich ihr großer Ausgleichsgrad und große Empfindlichkeit, tatsächlich den Regelvorgang unterstützen, daß Impulsnacheilung und Impulsdämpfung ihn sehr schädlich beeinflussen, daß endlich — unter Beachtung der oben gemachten Einschränkungen — in der Veränderung der Schließgeschwindigkeit und Anwendung der Kopplung Mittel zur Verfügung stehen, ihn günstiger zu gestalten. Für die praktische Anwendung dieser beiden Mittel gilt noch, daß das erste, die Aenderung der Schließgeschwindigkeit, verhältnismäßig einfach und bei vielen Reglerausführungen mit einem Handgriff im Betrieb durchzuführen ist, während das andere, die Kopplung, natürlich einen gewissen Um- (oder besser An-) bau erfordert, der sich nicht ganz so schnell erledigen läßt. Die Anwendung dieser Mittel hat weiterhin gewisse ungünstige Auswirkungen zur Folge. Es müssen, ebenso wie bei vielen anderen Anwendungen der Technik, nun einmal meist Verbesserungen auf der einen Seite durch Nachteile auf der anderen Seite erkauft werden.

Wenn noch Einschränkungen in der Anwendbarkeit der rechnerischen Untersuchungen auf die Praxis gemacht werden müssen, dann sind es die folgenden beiden:

Eine zufriedenstellende Übereinstimmung zwischen Theorie und Wirklichkeit besteht natürlich nur, solange die Voraussetzungen, die nun einmal gemacht werden müssen, sich mit denen der Wirklichkeit einigermaßen decken. Das trifft hier aber meistens in hinreichendem Maße zu. Zweitens läßt sich die Vorausberechnung des wahrscheinlichsten Ablaufs eines Regelvorganges natürlich nur dann durchführen, wenn gewisse Größen, die in der Rechnung eine Rolle spielen, mit genügender Genauigkeit bekannt sind. Die Bestimmung dieser Größen, sei es empirisch, sei es rechnerisch, ist unter Umständen nicht ganz einfach, aber doch fast immer durchführbar.

Untersuchungen über den Angriff von Spundwändeisen in Fluß- und Seewasser.

An Spundwänden aus dem Hafen von Amrum (Nordsee), von Emden (Brackwasser) und von Lünen (Flußwasser) wurden von Carl Holthaus³⁾ Untersuchungen ausgeführt, um den Korrosionsanriff festzustellen und daraus zu ermitteln, mit welcher Lebensdauer man etwa bei diesen Wänden, die vor etwa 20 Jahren gebaut wurden, rechnen kann. Zu diesem Zwecke wurden aus verschiedenen Zonen, und zwar im Gegensatz zu früheren Untersuchungen, auch „unter Wasser“ Abschnitte herausgeschnitten, die dann auf die Stärke der Verrostung eingehend untersucht wurden. Bei allen drei Untersuchungen wurde übereinstimmend festgestellt, daß den geringsten Querschnittsverlust der Teil der Wände aufweist, der nur dem Angriff der Luft ausgesetzt ist. Wesentlich stärker ist dagegen der Angriff in dem Wechselbereich zwischen Luft und Wasser, und zwar vor allem in der Berührungszone Luft-Wasser oder kurz unterhalb der Wasserlinie; noch weiter „unter Wasser“ ist der Angriff wieder geringer. Wegen der Haltbarkeit bestehen keinerlei Bedenken gegen die Verwendung von Spundwändeisen in Fluß- und See-

1) Arch. Eisenhüttenwes. 8 (1934/35) S. 371/77 (Wärmestelle 212).
 2) Mitt. Wärmestelle Ver. dtsh. Eisenh. Nr. 168, 171, 188 u. 193; Arch. Eisenhüttenwes. 6 (1932/33) S. 137/44 u. 183/88; 7 (1933/34) S. 237/46 u. 389/402.
 3) Arch. Eisenhüttenwes. 8 (1934/35) S. 379/89 (Chem.-Aussch. 105).

1) E. Piwowsky: a. a. O., S. 146.
 2) Iron, prehistoric and ancient. Amer. J. Archaeology 38 (1934) S. 555/83.

wasser; auf Grund der erhaltenen Ergebnisse können früher gemachte Angaben über die voraussichtliche Lebensdauer von 80 bis 120 Jahren bei derartigen Bauten nicht als übertrieben angesehen werden.

Weiter wird über die Untersuchung einer eisernen Buhne in der Nähe von Westerland auf Sylt berichtet, bei der gegenüber der Korrosion bei weitem der mechanische Verschleiß durch die scheuernde Wirkung des mit den Wellen mitgeführten Sandes zu beachten ist; der Verschleiß, der teilweise zu Durchlöcherungen geführt hat, tritt hier hauptsächlich am Steg der Bohlen in der Nähe der Schösser und an den Schössern selbst auf; die Rücken der Bohlen werden weniger und vor allen Dingen gleichmäßiger angegriffen, weil durch das Fehlen der Schösser an diesen Stellen keine Wirbel entstehen. Die Buhne wird trotz der an einzelnen Stellen auftretenden Durchlöcherung ihren eigentlichen Zweck, das Wegspülen des Sandes zu verhindern, noch eine Reihe von Jahren erfüllen.

Zum Schluß werden die Maßnahmen beschrieben, um die Haltbarkeit von Buhnen, die einem derartig starken Verschleiß ausgesetzt sind, zu erhöhen. Sie führten bereits zu der Entwicklung eines neuen Profils. Außerdem wurden umfassende Laboratoriumsversuche eingeleitet, um die Verschleißfestigkeit verschiedener Stahlsorten gegenüber dem Angriff von Sand und Wasser zu prüfen; sämtliche bisher untersuchten Stähle ergaben aber nur Unterschiede untereinander bis zu 20 %.

Ueber die Eisen- und Manganoxydul-Bestimmung im Stahl mit Quecksilberchlorid.

Ein Bestimmungsverfahren des Eisen- und Manganoxyduls im Stahl durch Umsetzen des Stahles mit wäßriger Quecksilberchloridlösung und Bestimmung des Eisens und Mangans im verbleibenden Rückstand wurde von Eduard Maurer, Paul Klinger und Herbert Fücke¹⁾ auf seine Anwendbarkeit nachgeprüft. Die Beständigkeit von Eisen- und Manganoxydul in Quecksilberchloridlösung wurde dabei nachgewiesen und der Einfluß der Verbindungen des Eisens mit Kohlenstoff, Silizium, Phosphor, Schwefel, Stickstoff sowie des Mangans mit Schwefel an entsprechenden Verbindungen und an geeigneten Stählen festgestellt. Nach dem neuen Verfahren wurden Stahlsorten verschiedener Herstellungsverfahren auf Eisenoxydul untersucht und die erhaltenen Werte mit den Ergebnissen verglichen, die nach anderen Verfahren zur Bestimmung des Sauerstoffes erhalten wurden.

Ferner wurde geprüft, welche legierten Stähle ebenfalls nach dem Quecksilberchloridverfahren untersucht werden können. Als Ergebnis wurde festgestellt, daß das Verfahren nur bei Stählen mit sehr niedrigen Phosphor-, Schwefel- und Stickstoffgehalten (< 0,05 %) und Chromgehalten (höchstens 0,40 %) zu einwandfreien Werten führt. Schließlich wurde ein Wiedergewinnungsverfahren für das Quecksilberchlorid beschrieben.

Ueber die Diffusion von Gasen.

Von Walter Roth²⁾ werden einfache Gleichungen zur Berechnung der Diffusion von Gasen angegeben. Die Abhängigkeit der Diffusionskoeffizienten vom Molekulargewicht der beteiligten Gase, von der Temperatur, dem Druck und dem Dichtigkeitsgefälle wird erörtert. Es ergibt sich die Möglichkeit zur angenäherten Berechnung noch unbekannter Diffusionskoeffizienten. Die Richtigkeit der Gleichungen wird durch Versuche bestätigt. Einige Beispiele zeigen die Anwendbarkeit der Gleichungen und geben eine Vorstellung von der Geschwindigkeit der Diffusionsvorgänge im Betriebe.

¹⁾ Arch. Eisenhüttenwes. 8 (1934/35) S. 391/99 (Chem.-Aussch. 106).

²⁾ Arch. Eisenhüttenwes. 8 (1934/35) S. 401/03.

Deutsche Patentanmeldungen.

(Patentblatt Nr. 11 vom 14. März 1935.)

Kl. 7 a, Gr. 17/01, Sch 104 542. Werkstückvorholvorrichtung für Pilgerschrittwalzwerke. Schloemann A.-G., Düsseldorf.

Kl. 7 a, Gr. 23, K 134 756; Zus. z. Pat. 583 135. Elektromotorisch angetriebene Steuervorrichtung für die Walzen von Walzwerken. Fried. Krupp Grusonwerk A.-G., Magdeburg-Buckau.

Kl. 7 a, Gr. 28, K 132 930. Maschine zum Entzundern von bandartigem Walzgut. Fried. Krupp Grusonwerk A.-G., Magdeburg-Buckau.

Kl. 7 b, Gr. 4/10, P 68 844. Ziehstein aus einer Hartmetalllegierung. Fried. Krupp A.-G., Essen.

Modell zur Veranschaulichung der Vorgänge in belasteten Werkstoffen.

Auf Grund der Aehnlichkeit des Belastungs-Verformungs-Schaubildes periodisch belasteter Werkstoffe mit dem Leistungsschaubild von Arbeitsmaschinen entwickelt Wilhelm Späth¹⁾ zur Veranschaulichung der Vorgänge in belasteten Werkstoffen ein Modell, nach dem zwischen den beiden Punkten des Kraftangriffs Federn gespannt sind, die in der Mitte geknickt und durch Reibungselemente auseinandergehalten werden. An diesem Modell werden Zusammenhänge zwischen der Belastung und der Verformung bei statischer und schwingender Belastung, wie sie aus den Versuchen bekannt sind, erklärt. Wesentlich ist, daß im Werkstoff bei der Belastung Querverschiebungen auftreten, von denen in hohem Maße Elastizitätsgrenze, Streckgrenze und Proportionalitätsgrenze abhängen. Bei der Belastung finden im Innern Ausgleichsvorgänge an den Knickstellen statt, die eine Vergleichmäßigung des Kraftverlaufs zur Folge haben; dies zeigt sich beim statischen Versuch in der Verfestigung, bei Schwingungsversuchen in der Trainierung. Besonders wird auf die Verhältnisse beim Dauerversuch eingegangen und erläutert, wie sich die Vorbehandlung der Werkstoffe, Belastungsgeschwindigkeit und Belastungshöhe auf die Dämpfung und auf die Dauerfestigkeit auswirken.

Spektralanalytische Untersuchungen an Flocken in Chrom-Nickel-Stählen.

Durch röntgen- und optisch-spektroanalytische Untersuchungen an flockenhaltigen Chrom-Nickel-Stählen konnte von Hans Esser, Walter Eilender und Adolf Bungereth²⁾ nachgewiesen werden, daß an der Oberfläche der Flocken dünne, an Chrom, Nickel und Mangan angereicherte Schichten vorhanden sind. Die bei der Anstrahlung beobachtete Abnahme des Legierungsgehaltes der Gasabgabe macht es wahrscheinlich, daß die Legierungselemente in diesen Schichten zur Hauptsache an Wasserstoff gebunden vorliegen.

Für die Flockenbildung werden zwei Erklärungsmöglichkeiten angeführt. Die erste beruht auf der Annahme einer Versprödung des Grundgefüges durch Ausscheidung von Hydriden, die zweite auf dem Zerfall der sich ausscheidenden Hydride in Wasserstoff und das feste Verbindungselement. Der hierbei entstehende hohe Innendruck soll in Verbindung mit der gleichzeitig vorhandenen Versprödung des Gefüges infolge unvollkommenen Zerfalls der ausgeschiedenen Hydride für die Bildung der Flocken verantwortlich sein.

Möglichkeiten und Grenzen der Großbildaufnahmen mit Röntgenstrahlen.

An einer V- und Kehlnahtschweißung sowie an verschiedenen dicken Stahlstücken wurden von Rudolf Berthold³⁾ Vergleichsversuche über die Fehlererkennbarkeit bei Nah- und Fern-Röntgenaufnahmen gemacht. Es ergab sich, daß bei Anwendung geeigneter Verstärkerschirme die bisher üblichen Röhrenabstände von 50 bis 70 cm auf 3 bis 4 m nur dann erhöht werden können, wenn man eine merkliche Herabsetzung der Fehlererkennbarkeit zuläßt. Zur Durchführung normgemäßer Fernaufnahmen an den zur Zeit üblichen Brückenschweißungen genügen Einrichtungen für 200 bis höchstens 250 kV Röhrenspannung. Großbildaufnahmen ohne Benutzung von Verstärkerschirmen mit hohen Röhrenspannungen bedeuten lediglich die Aufwendung großer Mittel zur Erzielung schlechter Ergebnisse.

¹⁾ Arch. Eisenhüttenwes. 8 (1934/35) S. 405/18 (Werkstoff-aussch. 295).

²⁾ Arch. Eisenhüttenwes. 8 (1934/35) S. 419/23.

³⁾ Arch. Eisenhüttenwes. 8 (1934/35) S. 425/26.

Patentbericht.

Kl. 10 a, Gr. 13, Sch 104 287; Zus. z. Anm. Sch 100 768. Zapfverband für Koksofenheizwände. W. Schlanstein G. m. b. H., Essen-Steele.

Kl. 10 a, Gr. 19/01, B 156 858. Einrichtung zum Absaugen der Destillationsgase bei liegenden Koksöfen. Magnus Buchloh, Dortmund.

Kl. 10 a, Gr. 19/01, O 21 272. Vorrichtung zur Absaugung der Destillationsgase aus unterbrochen betriebenen Kammeröfen. Dr. C. Otto & Comp., G. m. b. H., Bochum.

Kl. 18 b, Gr. 20, E 43 515. Verfahren zur Herstellung von Metallphosphiden, insbesondere Ferrophosphor. Elektrochemische Ges. m. b. H., Hirschfelde (Sachsen).

Kl. 18 c, Gr. 8/55, I 167.30; Zus. z. Anm. I 39 141. Verfahren zur Verbesserung der magnetischen Eigenschaften. I.-G. Farbenindustrie A.-G., Frankfurt a. M.

Kl. 18 d, Gr. 2/70, E 84.30. Werkstoff für durch Tiefziehen herzustellende Gegenstände. Hoesch-Köln-Neuessen A.-G. für Bergbau und Hüttenbetrieb, Dortmund.

Kl. 21 h, Gr. 18/03, H 127 635; Zus. z. Pat. 589 283. Verfahren zum Betrieb von kernlosen Induktionsöfen mit Drehstrom. Heraeus-Vacuumschmelze A.-G. u. Dr. Wilhelm Rohn, Hanau a. M.

Kl. 31 c, Gr. 16/04, B 159 380. Auf Verschleiß beanspruchte gehärtete Verbundgußgegenstände. Gebr. Böhler & Co., A.-G., Berlin.

Kl. 31 c, Gr. 16/02, G 82 123; Zus. z. Pat. 506 194. Verfahren zum Herstellen eiserner Walzen durch Umgießen eines hocherhitzten Metallkernes. Eisen- und Hartgußwerk Concordia, G. m. b. H., Hameln.

Kl. 31 c, Gr. 18/01, W 92 404. Schleudergußmaschine zum gleichzeitigen Abgießen mehrerer Formen. Walter Wood, Philadelphia (V. St. A.).

Kl. 42 f, Gr. 31/04, S 107 856. Selbsttätige Blech-Sortiereinrichtung. A. Spies G. m. b. H., Siegen i. W.

Kl. 49 h, Gr. 36/04, D 65 629. Verfahren zur Herstellung von durch Wärmebehandlung gesinterten, zu Schweißstäben weiterverarbeitenden Blöcken. Deutsche Edelstahlwerke A.-G., Krefeld.

Kl. 85 b, Gr. 1/05, Z 19 287. Verfahren zur Reinigung von eisenhaltigem Wasser. Zeolite Chemical Company, New York.

Deutsche Gebrauchsmuster-Eintragungen.

(Patentblatt Nr. 11 vom 14. März 1935.)

Kl. 31 c, Nr. 1 328 507. Vorrichtung für Gießverfahren für fallenden Guß. Vereinigte Stahlwerke A.-G., Düsseldorf.

Deutsche Reichspatente.

Kl. 18 d, Gr. 2₄₀, Nr. 607 384, vom 5. September 1930; ausgegeben am 22. Dezember 1934. Amerikanische Priorität vom 29. April 1930. Electro Metallurgical Company in New York. Gegen schwefelhaltige Gase sichere und zugleich warmfeste Gegenstände.

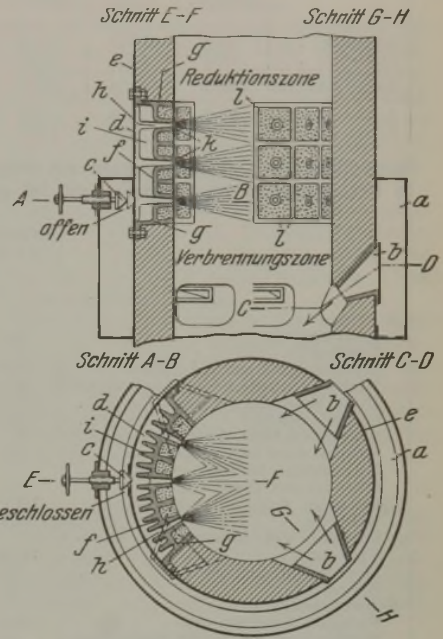
Zum Herstellen solcher Gegenstände, besonders von Rohren für das Aufspalten von Kohlenwasserstoffen, die bei hohen Temperaturen (z. B. 600°) gegen schwefelhaltige Gase sicher und zugleich warmfest sein müssen, wird eine Eisenlegierung folgender Zusammensetzung angewendet: weniger als 0,3 % C, 15 bis 22 % Cr, 6 bis 16 % Mn, 1 bis 10 % Co, Rest Eisen mit den üblichen

Verunreinigungen; oder auch: weniger als 0,12 % C, 18 % Cr, 8 % Mn, 5 % Co, Rest Eisen mit den üblichen Verunreinigungen.

Kl. 31 a, Gr. 6₁₀, Nr. 607 369, vom 30. März 1932; ausgegeben am 22. Dezember 1934. Hans Rolfs in Kitzberg b. Kiel. Düsen-einsatzkörper zum Einführen erhitzter Oberluft in Kupol- und Hochöfen.

Der in den Windring a eingeblasene Wind strömt durch die Hauptdüsen b in die Verbrennungszone des Schachtofens.

Durch ein Regelventil c tritt der Wind in den Hohlraum d zwischen dem Eisenmantel e und der Außenwand f des Düsen-einsatzkörpers g aus. Der Wind erhitzt sich hierbei an den glühenden Rippen i des Einsatzkörpers g. Die Oberdüsen h sind von erheblich kleinerem Querschnitt als die Hauptdüsen b und nach dem Ofeninnern zu etwas erweitert; sie haben Warzen k und werden von viereckigen schwalbenschwanzförmigen, nach innen verdickten Rippenfeldern l umschlossen. Die Aussparungen zwischen den Rippenfeldern l und den Warzen der Oberdüsen werden mit einer hochfeuerfesten Sondermasse (Magnesit) ausgestampft, die die Warzen gegen Verbrennen schützt.



Statistisches.

Die Rohstahlgewinnung des Deutschen Reiches im Februar 1935¹⁾. — In Tonnen zu 1000 kg.

Bezirk	Rohblöcke						Stahlguß				Insgesamt	
	Thomasstahl	Bessemerstahl	basische Siemens-Martin-Stahl	saurer Siemens-Martin-Stahl	Tiegel- und Elektro-stahl	Schweißstahl-(Schweiß-eisen-)	basischer	saurer	Bessemer- ²⁾	Tiegel- und Elektro-	Februar 1935	Januar 1935
Februar 1935: 24 Arbeitstage, Januar 1935: 26 Arbeitstage												
Rheinland-Westfalen	329 551		458 023 ³⁾	14 091	16 793		12 337	2 730	3 706	1 258	837 090	888 536
Sieg., Lahn-, Dillgebiet u. Oberhessen	—		27 930	—	—		345	—	—	—	29 216	30 242
Schlesien	—		—	—	2 898		—	682	589	—	135 878	150 954
Nord-, Ost- u. Mitteldeutschland	—		88 417	—	—		3 438	—	—	2 347	37 518	39 995
Land Sachsen	56 348		34 037	—	—		1 055	—	—	—	24 854	27 736
Süddeutschland und Bayrische Rheinpfalz	—		6 135	—	—		556	772	518	—	—	—
Insgesamt:												
Februar 1935 . . .	385 899	—	614 542	14 091	19 691	—	17 731	4 184	4 813	3 605	1 064 556	—
davon geschätzt . . .	—	—	—	—	900	—	—	1 285	—	—	2 185	—
Insgesamt:												
Januar 1935 . . .	394 124	—	679 489	12 554	19 328	—	19 283	4 589	4 545	3 551	—	1 137 463
davon geschätzt . . .	—	—	—	—	1 135	—	—	1 150	—	70	—	2 355
Durchschnittliche arbeitstägl. Gewinnung											44 357	43 749
Januar und Februar ⁴⁾ 1935: 50 Arbeitstage, 1934: 50 Arbeitstage												
Rheinland-Westfalen	667 962		957 846 ³⁾	26 645	33 680		25 593	6 147	7 016	2 612	1 725 626	1 322 295
Sieg., Lahn-, Dillgebiet u. Oberhessen	—		56 886	—	—		695	—	—	—	59 458	47 641
Schlesien	—		—	—	5 339		—	1 232	1 333	—	286 832	181 542
Nord-, Ost- u. Mitteldeutschland	—		195 754	—	—		7 114	—	—	4 544	77 513	52 827
Land Sachsen	112 061		70 710	—	—		2 447	—	—	—	52 590	38 128
Süddeutschland und Bayrische Rheinpfalz	—		12 835	—	—		1 165	1 394	1 009	—	—	—
Insgesamt:												
Jan. u. Feb. 1935 . . .	780 023	—	1 294 031	26 645	39 019	—	37 014	8 773	9 358	7 156	2 202 019	—
davon geschätzt . . .	—	—	—	—	2 035	—	—	2 435	—	70	4 540	—
Insgesamt:												
Jan. u. Feb. 1934 . . .	573 780	—	988 448	14 769	24 611	—	22 976	13 281	—	4 568	—	1 642 433
davon geschätzt . . .	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
Durchschnittliche arbeitstägl. Gewinnung											44 040	32 849

¹⁾ Nach den Ermittlungen der Wirtschaftsgruppe Eisen schaffende Industrie. — ²⁾ Ab Januar 1935 neu erhoben. — ³⁾ Einschließlich Nord-, Ost und Mitteldeutschland und Sachsen. — ⁴⁾ Unter Berücksichtigung der Berichtigungen für Januar 1935 (einschließlich).

Großbritanniens Roheisen- und Stahlerzeugung im Februar 1935.

1934	Roheisen 1000 t zu 1000 kg					Am Ende des Monats in Betrieb befindliche Hochofen	Robblöcke und Stahlguß 1000 t zu 1000 kg				Herstellung an Schweißstahl 1000 t	
	Hämatit-	basisches	Gießerei-	Puddel-	zusammen einschl. sonstiges		Siemens-Martin-		sonstiges	zusammen		darunter Stahlguß
							sauer	basisch				
November . . .	133,5	252,0	115,4	8,5	515,7	96	153,2	592,2	32,9	778,3	16,9	17,5
Dezember . . .	130,7	249,2	124,2	8,3	521,7	96	132,3	509,5	23,2	665,0	13,8	14,2
Ganzes Jahr 1934	1540,8	3007,4	1295,9	104,3	6074,0	-	1761,2	6808,7	431,7	9001,6	182,7	199,3
Januar 1935 . .	125,9	266,3	120,7	7,8	529,5	94	147,2	589,8	32,9	769,9	15,7	.
Februar	113,2	229,1	101,6	8,5	490,8	97				781,8		.

Herstellung an Fertigzeugnissen aus Fluß- und Schweißstahl in Großbritannien im Dezember und im ganzen Jahre 1934¹⁾.

	November 1934 ²⁾	Dezember 1934	Ganzes Jahr 1934
	zu 1000 kg		
Flußstahl:			
Schmiedestücke	19,8	16,0	210,1
Kesselbleche	6,9	5,9	88,2
Grobbleche, 3,2 mm und darüber	72,8	64,3	865,1
Feinbleche unter 3,2 mm, nicht verzinkt	53,5	46,5	576,5
Weiß-, Matt- und Schwarzbleche	69,5	43,6	760,0
Verzinkte Bleche	42,7	31,7	357,2
Schienen von 24,8 kg je lfd. m und darüber	28,1	26,0	358,0
Schienen unter 24,8 kg je lfd. m	4,1	3,0	38,5
Rillenschienen für Straßenbahnen	1,7	1,0	30,0
Schwellen und Laschen	2,3	1,9	37,8
Formeisen, Träger, Stabeisen usw.	189,7	150,5	2130,5
Walzdraht	36,4	26,6	423,2
Band Eisen und Röhrenstreifen, warmgewalzt	43,2	28,8	437,3
Blankgewalzte Stahlstreifen	8,3	6,7	98,3
Federstahl	5,7	5,6	68,8
Schweißstahl:			
Stabeisen, Formeisen usw.	12,0	8,8	131,3
Band Eisen und Streifen für Röhren usw.	2,9	2,4	35,4
Grob- und Feinbleche und sonstige Erzeugnisse aus Schweißstahl	0,1	0,1	1,0

¹⁾ Nach den Ermittlungen der British Iron and Steel Federation.
²⁾ Teilweise berichtigte Zahlen.

Belgiens Hochöfen am 1. Januar 1935.

	Hochöfen			Erzeugung in 24 h
	vorhanden	unter Feuer	außer Betrieb und in Bau befindlich	
Hennegau und Brabant:				
Sambre et Moselle	7	3	4	1150
Moncheret	1	—	1	—
Thy-le-Château	4	2	2	330
Hainaut	4	—	4	—
La Providence	5	5	—	1410
Clabecq	4	3	1	700
Boël	3	3	—	650
zusammen	28	16	12	4240
Lüttich:				
Cockerill	7	5	2	1174
Ougrée	10	5	5	1530
Angleur-Athus	9	4	5	900
Espérance	4	3	1	450
zusammen	30	17	13	4054
Luxemburg:				
Halanzey	2	1	1	85
Musson	2	—	2	—
zusammen	4	1	3	85
Belgien insgesamt	62	34	28	8379

Wirtschaftliche Rundschau.

Der Aufbau der gewerblichen Wirtschaft.
 Wirtschaftskammern und Industriegruppen.

Auf Grund des § 2 des Gesetzes zur Vorbereitung des organischen Aufbaues der deutschen Wirtschaft vom 27. Februar 1934 (RGBl. I S. 185) ist im Einvernehmen mit dem Reichsminister des Innern vom Reichswirtschaftsminister angeordnet worden:

1. Bis zur Bildung der Reichsgaue sind Wirtschaftsbezirke im Sinne der §§ 3 und 26 der Ersten Verordnung zur Durchführung des Gesetzes zur Vorbereitung des organischen Aufbaues der deutschen Wirtschaft vom 27. November 1934 (RGBl. I S. 1194) die durch § 1 der Durchführungsverordnung zum Gesetz über Treuhänder der Arbeit vom 13. Juni 1933 (RGBl. I S. 368) und durch die Neunte Verordnung zur Durchführung des Gesetzes zur Ordnung der nationalen Arbeit vom 15. Februar 1935 (RGBl. I S. 240) bestimmten Bezirke.

2. Für diese Wirtschaftsbezirke werden Wirtschaftskammern gemäß Abschnitt VIII der Verordnung vom 27. November 1934 gebildet.

Für die Bezirke Niedersachsen, Westfalen, Mitteldeutschland und Südwestdeutschland werden je zwei Wirtschaftskammern, für die übrigen Wirtschaftsbezirke wird je eine Wirtschaftskammer gebildet.

Im Wirtschaftsbezirk Niedersachsen wird die eine Wirtschaftskammer für Bremen, die andere Wirtschaftskammer für den übrigen Wirtschaftsbezirk gebildet.

Im Wirtschaftsgebiet Westfalen wird die eine Wirtschaftskammer für den Regierungsbezirk Düsseldorf, die andere Wirtschaftskammer für den übrigen Wirtschaftsbezirk gebildet.

Im Wirtschaftsbezirk Mitteldeutschland wird die eine Wirtschaftskammer für Anhalt und die Regierungsbezirke Magdeburg und Merseburg, die andere Wirtschaftskammer für den übrigen Wirtschaftsbezirk gebildet.

Im Wirtschaftsbezirk Südwestdeutschland wird die eine Wirtschaftskammer für Baden, die andere Wirtschaftskammer für Württemberg und den Regierungsbezirk Sigmaringen gebildet.

Industrie- und Handelskammern sowie Handwerkskammern, deren Bezirk zu mehreren Wirtschaftsbezirken gehört, sind Mitglieder dieser Wirtschaftskammern.

3. Zu Leitern der Wirtschaftskammern sind durch Reichswirtschaftsminister Schacht ernannt worden: für Ostpreußen der Präsident der Handelskammer Königsberg, Bankdirektor Kuebarth;

- für Schlesien der Bergassessor a. D. Direktor Fitzner;
- für Brandenburg der Präsident der Industrie- und Handelskammer Staatsrat Reinhart (Berlin);
- für Pommern der Präsident der Handelskammer Stettin, Bankdirektor Dr. Lange;
- für Nordmark der Präsident der Handelskammer H. V. Hübner (Hamburg);
- für Niedersachsen der Präsident der Handelskammer Karl Bollmeyer (Bremen) und der Präsident der Handelskammer Hannover, Regierungsrat a. D. Ewald Hecker;
- für den Wirtschaftsbezirk Westfalen Generaldirektor Borbet in Bochum und der Präsident der Handelskammer Düsseldorf, Dipl.-Ing. Karl Zucker;
- für den Wirtschaftsbezirk Rheinland der Präsident der Industrie- und Handelskammer Freiherr von Schröder in Köln;
- für den Wirtschaftsbezirk Hessen der Präsident der Handelskammer Frankfurt a. Main, Prof. Dr. Karl Lüer;
- für Mitteldeutschland der Präsident der Handelskammer Magdeburg, Ratsherr Wilhelm Adolf Fahrenholz, und der Präsident der Handelskammer Ruhla (Thüringen), Dr. R. Thiel;
- für Sachsen der Präsident der Handelskammer Dresden, Regierungsrat a. D. Direktor Dr. Zimmermann;
- für Bayern der Präsident der Handelskammer München, Albert Pietzsch;
- für Südwestdeutschland der Ministerpräsident Köhler in Karlsruhe als kommissarischer Leiter der Wirtschaftskammer in Karlsruhe und der Präsident der Handelskammer Stuttgart, Fabrikant Fritz Kiehn in Stuttgart;
- für den Wirtschaftsbezirk Saarland-Pfalz der Präsident der Industrie- und Handelskammer Saarbrücken, Bodo Karcher in Beckingen a. d. Saar.

1. Auf Grund der vorstehenden Anordnung des Reichswirtschaftsministers über die Abgrenzung von Wirtschaftsbezirken in Verbindung mit § 3 Abs. 3, § 8 und 11 der Ersten Verordnung zur Durchführung des Gesetzes zur Vorbereitung des organischen Aufbaues der deutschen Wirtschaft vom 27. November 1934 (RGBl. I S. 1194) wird für jeden Wirtschaftsbezirk eine Bezirksgruppe der Reichsgruppe Industrie gebildet und deren Sitz und Leiter nachstehend bestimmt:

Für Ostpreußen mit dem Sitz in Königsberg Leiter Direktor Hugo Lauber (Königsberg); für Schlesien Sitz Breslau, Fabrikbesitzer Gottfried Dierig (Langenbielau); für Brandenburg Sitz Berlin, Hans Pahl (Berlin); für Pommern Sitz Stettin, Direktor Erik Baldermann (Stettin); für Nordmark Sitz Hamburg, Staatsrat Rudolf Blohm (Hamburg 1); für Niedersachsen Sitz Hannover, Präsident Ewald Hecker (Hannover); für Westfalen mit dem Sitz in Düsseldorf Leiter Dr. Ernst Poensgen (Düsseldorf); für Rheinland Sitz Köln, Generaldirektor Dr. Arnold Langen (Köln-Deutz); für Hessen Sitz Frankfurt a. Main, Handelskammerpräsident Prof. Dr. C. Luer (Frankfurt a. Main); für Mitteldeutschland Sitz Weimar, Dr. h. c. Reinhold Thiel (Ruhla); für Sachsen Sitz Dresden, Fabrikbesitzer Otto Sack (Leipzig W 33); für Bayern Sitz München, Geheimer Landesbaurat Eugen Böhringer (Rosenberg); für Südwestdeutschland Sitz Stuttgart, Direktor Dr. Keßler (Eßlingen); für Saarland-Pfalz Sitz Saarbrücken, Kommerzienrat Dr. rer. pol. h. c. Dr.-Ing. e. h. Hermann Röchling (Völklingen a. d. Saar).

Nach Maßgabe des bezirklichen Bedürfnisses sollen Zweigstellen errichtet werden.

2. Die landschaftlichen und örtlichen Industrieverbände des Wirtschaftsbezirks sind in die Bezirksgruppe und ihre Zweigstellen überzuführen. Der Leiter der Bezirksgruppe trifft die erforderlichen Maßnahmen.

3. Die Bezirksgruppe ist die Geschäftsstelle der Reichsgruppe

Arbeitsgemeinschaft der Eisen, Stahl und Metall verarbeitenden Industrie, E. V. — Im Zuge des Neuaufbaues der gewerblichen Wirtschaft ist der Name der Avi aus Gründen größerer Klarheit abgeändert worden in „Arbeitsgemeinschaft der Eisen, Stahl und Metall verarbeitenden Industrie (Avi), E. V.“. Damit wurde zum Ausdruck gebracht, daß die Avi die gemeinsamen Rohstoffbelange der deutschen verarbeitenden Industrie nicht nur für Eisen, sondern auch für Stahl und Metall, insbesondere vor amtlichen Stellen jeder Art und gegenüber den Rohstoffherzeugern und Händlern sowie deren Verbänden zu vertreten hat und im Bedarfsfalle entsprechende Abkommen mit den Zulieferern schließt.

Auflösung der Röhrenverbände. — Die Verhandlungen in Brüssel über die Verlängerung des Internationalen Röhrensyndikates¹⁾ sind ergebnislos verlaufen. Da die einzelnen nationalen Gruppen seit dem 12. März bereits wieder selbständig verkaufen, sind das Kontinentale und das Internationale Röhrenkartell als mit sofortiger Wirkung aufgehoben zu betrachten. Es ist nur gelungen, unter den Gruppen des kontinentalen Kartells ein Heimatschutzabkommen abzuschließen, durch das die jeweiligen Binnenmärkte den nationalen Märkten überlassen bleiben sollen.

Neue Frachtsätze für Röhren zur Ausfuhr über deutsche Seehäfen. — Mit Wirkung vom 7. März 1935 sind auf Antrag der zuständigen Werke und Verbände von der Reichsbahn die bisherigen Sonderbestimmungen für Röhren im Ausnahmetarif 8 S 1 zur Ausfuhr von Eisen und Stahl über deutsche Seehäfen geändert und neu herausgegeben worden. Die Sonderbestimmungen, die im Verkehr von zahlreichen westdeutschen Bahnhöfen nach deutschen Seehäfen gelten, gewährten bisher bei Auflieferung einer Jahresmenge von 12 000 t im Rückvergütungswege eine Frachtermäßigung von 10 %. Diese 10prozentige Frachtermäßigung wird nunmehr bereits sofort bei Auflieferung der Sendungen gewährt, wenn ein Absender sich der Reichsbahn gegenüber verpflichtet, in den im Tarif genannten Verkehrsbeziehungen jährlich 12 000 t aufzuliefern und eine entsprechende Sicherheit zu leisten. Das ist inzwischen von der Nordwestlichen Gruppe des Vereins Deutscher Eisen- und Stahl-Industrieller für die beteiligten Röhrenverbände und Werke geschehen. Der Unterschied gegenüber der bisherigen Regelung ist in diesem Rahmen also nur der, daß die bisher im Rückvergütungswege gewährten Frachtsätze nunmehr sofort bei Auflieferung der Sendungen eingeräumt werden.

Ueber die vorbezeichnete 10prozentige Frachtermäßigung im Abfertigungswege hinaus werden neuerdings dann noch weitere Frachtrückvergütungen bis zu 10 % gewährt für den Fall, daß Mengen bis über 25 000 t jährlich aufgeliefert werden. Damit sind die Sonderbestimmungen für Röhren in grundsätzlicher Hinsicht so ausgestaltet worden, wie sie für Stabstahl schon lange bestehen.

Es ist erfreulich, daß die Reichsbahn aus Gründen der Ausfuhrförderung diese Tarifierweiterung durchgeführt hat, und zwar um so mehr, als die internationalen Röhrenverbände gekündigt worden sind und eine Bindung der Ausfuhr an bestimmte Mengen usw. nicht mehr gegeben ist.

¹⁾ Siehe Stahl u. Eisen 55 (1935) S. 261.

Industrie. Sie ist gemäß § 27 der Verordnung vom 27. November 1934 Mitglied der Wirtschaftskammer. Den Bezirksgruppen sind die zur Reichsgruppe Industrie gehörigen bezirklich-fachlichen Gruppen sowie die keiner solchen Gruppe angehörenden Unternehmungen des Wirtschaftsbezirks angeschlossen.

Die Bezirksgruppe mit ihren Zweigstellen bearbeitet die gemeinsamen Angelegenheiten der Industrie, berät und betreut zusammen mit den bezirklich-fachlichen Gruppen die angeschlossenen Unternehmungen des Wirtschaftsbezirks und unterrichtet die Reichsgruppe sowie diejenigen fachlichen Gruppen, die im Wirtschaftsbezirk keine Vertretung haben. Die Abgrenzung der Aufgaben der Bezirksgruppen der Reichsgruppe und der bezirklich-fachlichen Gruppen des Bezirks bleibt vorbehalten.

4. Mit den Industrie- und Handelskammern des Wirtschaftsbezirks und den bezirklichen Gruppen der Reichsgruppe Industrie sind Vereinbarungen zu treffen über eine Abgrenzung der Aufgaben, soweit nicht eine Verbindung gemäß § 30 Abs. 2 der Verordnung vom 27. November 1934 erfolgt.

5. Das Haushaltjahr der Bezirksgruppen beginnt am 1. April und endet am 31. März des folgenden Jahres. Der Haushaltsvoranschlag der Bezirksgruppen bedarf der Genehmigung des Leiters der Reichsgruppe Industrie. Der Haushaltbedarf wird auf die der Bezirksgruppe angeschlossenen Gruppen und Unternehmungen des Wirtschaftsbezirks umgelegt. Die Einziehung der Beiträge wird besonders geregelt.

Neufestsetzung der Saarkohlenpreise. — Vom 1. März 1935 an gelten unter den im Deutschen Reichsanzeiger Nr. 77 vom 1. April 1930 und Nr. 75 vom 30. März 1931 bekanntgegebenen Bedingungen für die Brennstoffe des Saarkohlenbergbaues folgende Verkaufspreise in Reichsmark je Tonne ab Werk einschließlich Umsatzsteuer¹⁾:

Fettkohlen:

	Klasse A R.M./t	Klasse B R.M./t	Sonderpreise R.M./t
Ungewaschene Kohlen			
Stückkohlen	25,75	25,25	—
Stückkohlen: ab Bexbach	—	—	26,60
Grieß aus gebrochenen Stücken	26,10	25,75	—
Bestmelierte Kohlen	22,30	—	—
Melierte Kohlen	20,30	—	—
Melierte Kohlen: ab Bexbach	—	—	21,15
Melierte Kohlen: ab Louisenthal und Clarenthal	—	—	20,65
Förderkohlen	19,15	—	—
Förderkohlen (geklaubte)	21,30	—	—
Rohgrieß (grobkörnig)	16,50	16,15	—
Rohgrieß	16,—	15,65	—
Staubkohlen	11,50	—	—
Gewaschene oder gleichartige Kohlen:			
Nuß I (bisher Würfel)	26,40	26,25	—
Nuß II (bisher Nuß I)	26,75	26,60	—
Nuß III (bisher Nuß II)	26,10	25,60	—
Nuß IV (bisher Nuß III)	25,25	23,40	—
Waschgrieß 0/35 mm	23,45	22,95	—
Waschgrieß 0/15 mm	22,95	22,15	—
Kokskohlen	21,95	—	—

Flammkohlen:

	Klasse A 1 R.M./t	Klasse A 2 R.M./t	Klasse B R.M./t	Sonderpreise R.M./t
Ungewaschene Kohlen:				
Stückkohlen	25,75	25,25	24,75	—
Stückkohlen: ab Duhamel und Griesborn	—	—	—	27,25
Stückkohlen: ab Götterborn	—	—	—	26,25
Stückkohlen 35 mm: ab Victoria-Püttlingen	—	—	24,25	—
Bestmelierte Kohlen 80 %	24,45	—	—	—
Bestmelierte Kohlen 50 %	22,30	—	21,60	—
Melierte Kohlen	20,30	19,65	—	—
Melierte Kohlen: ab Griesborn	—	—	—	21,15
Förderkohlen	19,15	19,—	—	—
Förderkohlen (geklaubte)	—	20,45	20,—	—
Rohgrieß	—	15,85	—	—
Staubkohlen	—	11,05	—	—
Gewaschene oder gleichartige Kohlen:				
Nuß I (bisher Würfel)	27,75	27,40	—	—
Nuß I: ab Duhamel	29,75	—	—	—
Nuß II (bisher Nuß I)	28,75	28,25	—	—
Nuß II: ab Duhamel und Griesborn	30,70	—	—	—
Nuß III (bisher Nuß II)	25,90	25,60	—	—
Nuß III: ab Duhamel	—	26,60	—	—
Nuß III: ab Griesborn	—	—	27,25	—
Nuß IV (bisher Nuß III)	24,10	23,75	—	—
Waschgrieß 0/35 mm	—	20,15	—	—
Waschgrieß 0/15 mm	—	20,—	19,80	—
Feinkohlen	18,50	18,50	—	—

¹⁾ Deutscher Reichsanzeiger Nr. 49 vom 27. Februar 1935.

Koks:

	<i>R.M./t</i>		<i>R.M./t</i>
Großkoks	24,20	Brechkokk I (bisher 0)	26,65
Sonderkokk	26,65	Brechkokk II (bisher 1)	26,65
		Brechkokk III (bisher 2)	24,20

Bei sämtlichen Lieferungen wird wie bisher ein Zuschlag von 0,50 *R.M.* je t erhoben, wenn der Versand von einer oder mehreren Gruben gewünscht wird, oder wenn eine oder mehrere bestimmte Gruben vom Versand ausgeschlossen werden sollen.

Bewertung von Fabrikgrundstücken.

In der Einheitsbewertung auf den 1. Januar 1935 werden die Fabrikgrundstücke, die bisher mit ihrem Ertragswert anzusetzen waren, erstmalig mit ihrem gemeinen Wert bewertet. Der gemeine Wert aber ist der Preis, der bei einer Veräußerung im gewöhnlichen Geschäftsverkehr unter Ausschaltung persönlicher oder ungewöhnlicher Verhältnisse zu erzielen ist. Solange eine genügend große Anzahl von Verkäufen stattfindet, macht daher die Ermittlung des gemeinen Wertes für ein Wirtschaftsgut keine Schwierigkeiten. Wenn aber, wie bei Fabrikgrundstücken, Verkäufe nur äußerst selten vorzukommen pflegen und auch dann noch meistens von ungewöhnlichen oder persönlichen Verhältnissen bestimmt sind, dann versagen die wenigen tatsächlich erzielten Verkaufspreise auch als nur bescheidener Anhaltspunkt für die Ermittlung des gemeinen Wertes.

Aus diesen Überlegungen heraus hat das Reichsfinanzministerium ein von Regierungsaurat Weil, Landesfinanzamt Düsseldorf, ausgearbeitetes Verfahren gutgeheißen, wonach der gemeine Wert von Fabrikgrundstücken in einem normalisierten, auf Reichsdurchschnittspreisen aufgebauten Berechnungsverfahren ermittelt wird. Gleichzeitig wird aber auch — ein begrüßenswerter Fortschritt — dem Ausnutzungsgrad des Industriezweiges, dem das betreffende Unternehmen angehört, durch Einschaltung industrieller Nutzungszahlen Rechnung getragen.

Das Weilsche Bewertungsverfahren nimmt die Bewertung von Grund und Boden einerseits, Gebäuden andererseits voneinander getrennt vor. Der Bodenwert wird von Amts wegen ermittelt. Anweisungen des Reichsfinanzministers an die Landesfinanzämter tragen dafür Sorge, daß Ueberhöhungen der Ansätze für Bodenpreise vermieden und Angleichungen in den einzelnen Wirtschaftsgebieten herbeigeführt werden. Eigentliches Fabrikgelände und industrielles Vorratsgelände werden scharf auseinandergehalten.

Für die Ermittlung des Gebäudewerts wird zunächst der Umfang des umbauten Raumes festgestellt. Jedes einzelne Gebäude ist nach Länge, Höhe und Breite zu vermessen. Seine Nutzungsart ist genau festzustellen und anzugeben. Seine Bauart muß genau bezeichnet werden. Denn alle diese Angaben bilden die Unterlage dafür, jedes einzelne Gebäude in ein vom Reichsfinanzministerium aufgestelltes Bauklassenverzeichnis einzuordnen. Dieses Verzeichnis enthält seinerseits aber wiederum die Reichsdurchschnittspreise, mit denen je nach Nutzungsart, Bauart und Geschoßhöhe der für das einzelne Gebäude ermittelte Umfang des umbauten Raumes zu vervielfachen ist.

Von dem so gefundenen Gebäude-Normalherstellungswert sind Abschreibungen nach Maßgabe der technischen Lebensdauer vorzunehmen. Wenn auch das Reichsfinanzministerium unterstellt, daß Fabrikgebäude im allgemeinen eine Lebensdauer von 80 Jahren haben, so ist doch dem Steuerpflichtigen genügend Spielraum gelassen worden, um seinerseits eine geringere Lebensdauer und damit die Notwendigkeit einer höheren Abschreibung nachzuweisen.

Die Reichsdurchschnittspreise je m³ umbauten Raumes sind auf den Stand des Jahres 1913 ermittelt worden; die Einheitsbewertung ist dagegen eine auf den 1. Januar 1935 abgestellte Stichtagsbewertung. Deshalb müssen die aus der Vervielfältigung

Die Lage des deutschen Maschinenbaues im Februar 1935. — Das Inlands- und Auslandsgeschäft hielt sich in Anfragen und Aufträgen im ganzen auf der Januarhöhe. Neueinstellungen in den Werkstätten sowie in den technischen und kaufmännischen Büros vermehrten die Gefolgschaft der Maschinenindustrie im Februar wieder um mehrere tausend Köpfe. Der Beschäftigungsgrad machte rd. 68 % der Normalbeschäftigung aus.

des umbauten Raumes mit den Reichsdurchschnittspreisen gewonnenen Werte nach Vornahme der Abschreibungen wegen der technischen Lebensdauer mit dem Uebersteuerungszuschlag vervielfältigt werden, der sich für Baupreise auf 30 % stellt.

Damit ist der Gebäuderealwert gefunden. Ihm hinzuge-rechnet wird der Bodenwert, und die Summe beider Werte stellt den Ausgangswert bei 100prozentiger Ausnutzung der Fabrikgrundstücke dar. Allerdings ist das nur dann der Fall, wenn weitere Abschreibungen außerhalb der technischen Abnutzung von dem Steuerpflichtigen nicht verlangt werden. Solche Abschläge sind aber, wenn auch unter erschwerten Voraussetzungen, sowohl wegen Strukturänderungen und unorganischen Aufbaues eines Betriebes als auch vor allem wegen einer wirtschaftlichen Ueberalterung möglich. Eine Strukturänderung liegt dann vor, wenn die jetzige Nutzungsart eines Fabrikgrundstücks erheblich von der früheren abweicht. Ein unorganischer Aufbau ist dann gegeben, wenn unwirtschaftliche Verkehrswege innerhalb des einzelnen Betriebes bestehen. Eine wirtschaftliche Ueberalterung wird dann als vorliegend anerkannt, wenn infolge des Fortschritts der Technik mit einer geringeren Nutzfläche als bisher auszukommen ist.

Während die technische Abschreibung von Amts wegen vorzunehmen ist, sind die eben kurz angedeuteten Sonderabschläge nur auf Antrag des Steuerpflichtigen zu bewirken. Jeder Steuerpflichtige wird deshalb gut tun, genau zu prüfen, ob und inwieweit auch er von den Möglichkeiten dieser Sonderabschläge Gebrauch machen kann.

Die Summe aus Bodenwert und Gebäudewert ergibt den Ausgangswert. Zu diesem Ausgangswert wird der gegenwärtige Ausnutzungsgrad des Industriezweiges, dem das Unternehmen angehört, in Beziehung gebracht. Durch Vergleich der höchsten Erzeugungsmöglichkeit mit dem tatsächlichen Ausnutzungs-umfang werden von den industriellen Fachgruppen Nutzungszahlen aufgestellt, die den Ausnutzungsgrad einzelner Industriezweige am Bewertungsstichtag wiedergeben. Diese Zahlen können auf den Reichsdurchschnitt oder aber bezirklich auf größere oder kleinere Wirtschaftsgebiete abgestellt sein. Sie können auf der Grundlage des Haupterzeugnisses eines Industriezweiges aufgebaut oder aber auch nach der Vielzahl der Erzeugnisse aufgegliedert sein. Hier liegt eine große und wichtige Aufgabe der Fachgruppen, zutreffende Zahlen zu ermitteln, aus deren Verbindung mit dem Ausgangswert ein brauchbarer Einheitswert gefunden werden kann.

Auf den ersten Blick erscheint das Weilsche Bewertungsverfahren etwas umständlich. Aber seine Gedankengänge sind so zwingend und seine Berechnungsarten im Grunde doch so einfach, daß eine baldige praktische Anwendung dieses Verfahrens nur dringend erhofft werden kann. Denn indem das neue Bewertungsverfahren mit alten unterschiedlichen Schätzungsgrundlagen wie Grundvermögenssteuerwerten, Gebäudesteuer-nutzungswerten, Brandkassenwerten, Buch- und Bilanzwerten usw. endgültig aufräumt und an ihre Stelle einheitliche neue Wertbegriffe setzt, leistet es gleichzeitig dem Ziele, unser Steuerwesen weiter zu vereinfachen, die besten Dienste.

Buchbesprechungen¹⁾.

Schwinning, W., Prof. Dr., Dresden: **Konstruktion und Werkstoff der Geschützrohre und Gewehrläufe.** Mit 117 Abb. u. 13 Zahlentaf. Berlin (NW 7): VDI-Verlag, G. m. b. H., 1934. (4 Bl., 167 S.) 8^o. 15 *R.M.*, für Mitglieder des Vereines deutscher Ingenieure 13,50 *R.M.*

Es gibt auf dem Gebiete „Konstruktion und Werkstoff der Geschützrohre und Gewehrläufe“ nur verhältnismäßig wenige Schriften, da erklärlicherweise das Bedürfnis zur Veröffentlichung von Arbeiten, die mit der Waffentechnik zusammenhängen, sehr gering ist. Infolgedessen begegnen derartige Neuerscheinungen der stärksten Anteilnahme der Fachkreise, zumal wenn, wie in diesem Falle, der Verfasser die Gewähr für eine umfassende Darstellung des Stoffes gibt.

Schwinning nimmt in seinem Buche zu den vielfältigen Fragen der Geschützrohrkonstruktionen Stellung. Vor allem behandelt er die allgemeinen konstruktiven Aufgaben, die theoretischen Unterlagen der Rohrberechnung, das Ausschließen sowie die Werkstoffe der Rohre; in allen wichtigen Fällen berücksichtigt er die vielfach besonderen Verhältnisse bei den Gewehrläufen. Natürlich können im Rahmen der vorliegenden Arbeit die rein konstruktiven Belange der Geschützrohre, namentlich der Verschlüsse, nur in ganz großen Zügen dargestellt werden. Jedoch geht der Verfasser auf die neuesten Geschützrohre im Hinblick auf deren schnelle Wiederherstellung näher ein. In dem Abschnitt über Rohrberechnungen behandelt er zunächst die bisher übliche Rechnungsart, der die Dehnungstheorie zugrunde liegt. Daneben gibt er auch die rechnerischen Unterlagen für die Theorie der konstanten Gestaltänderungsenergie, die nach neueren Versuchen zunächst für

¹⁾ Wer die Bücher zu kaufen wünscht, wende sich an den Verlag Stahleisen m. b. H., Düsseldorf, Postschließfach 664.

statischen Druck die zuverlässigeren Ergebnisse liefert. Beide Theorien sind auch für die autofrettierten (selbstgeschumpften) Geschützrohre angesetzt worden, wobei allerdings die Gesamtheit der Fragen über Verfestigung des Werkstoffes und Ausbildung der Eigenspannungen allzusehr nur angedeutet bleibt. Erschöpfend ist der Abschnitt über das Ausschießen von Geschützrohren und Gewehrläufen. Besonders wertvoll sind die Untersuchungen über die Art und Entstehung der Härterisse und Ausschmelzungen sowie deren Deutung durch den Verfasser. Die maßgebenden Umstände für die Lebensdauer der Geschützrohre, die Ausbildung des Rohrrinnens und der Geschoßführung, die Auswahl der Treibmittel und des Rohrwerkstoffes werden eingehend gewürdigt. Es ist schade, daß jene Einflüsse nicht zahlenmäßig belegt werden können; denn hierdurch hätten sich die Gesetzmäßigkeiten für das Ausschießen von Geschützrohren sehr klar herausstellen lassen. Man findet diese Gesetzmäßigkeiten schon für ein einzelnes Kaliber (Rohr), wenn die Leistung der Rohre, die vergleichsweise wegen der Ausbrennungserscheinungen beurteilt werden sollen, weit genug auseinanderliegt. Der letzte Abschnitt ist dem Stahl als Rohrwerkstoff vom Standpunkte der Rohrsicherheit aus gewidmet. Schwinnig empfiehlt, die Voraussetzungen für das Eintreten von Gleitungsbrüchen auf möglichst breiter Grundlage zu prüfen, um gegen Ueberraschungen bei Gewaltbeanspruchungen (Rohrdetonieren) geschützt zu sein. In Verbindung hiermit werden Richtlinien für die Zusammensetzung der Stähle gegeben, wenn bestimmte Festigkeitswerte je nach dem Rohraufbau gefordert werden. Für den Rohrwerkstoff überwiegt die Forderung nach sprengsicherem Verhalten gegenüber der Widerstandsfähigkeit gegen Ausbrennungen, eine Eigenschaft, die bei den vorkommenden Stahlsorten als wenig unterschiedlich anzunehmen ist.

Schwinnings Arbeit zeugt von einer außerordentlichen Sachkenntnis, die sich auf seine jahrelange Beschäftigung mit dem Gegenstande gründet. Es verdient für die wissenschaftliche Erforschung noch ungeklärter Fragen besonders hervorgehoben zu werden, daß sich in den einzelnen Abschnitten der Arbeit wertvolle Anregungen finden, die man in Fachkreisen gern aufgreifen wird. Der Verfasser schließt mit seinem Buch eine fühlbare Lücke im deutschen Schrifttum auf einem Sondergebiete der Waffentechnik.

Heinrich Klein.

Gas Engineers' Handbook, prepared by Gas Engineers' Handbook Committee of The Pacific Coast Gas Association, San Francisco, California, reviewed by a Special Committee of the American Gas Association, endorsed by the directors of the American Gas Association. New York and London: McGraw-

Hill Book Company, Inc., 1934. (Mit zahlr. Zahlentaf., Schaubildern u. Abb. (X, 4017 S.) 8°. Geb. 42 sh.

Die Bearbeiter und Herausgeber des vorliegenden Buches haben sich die schwierige aber lohnende Aufgabe gestellt, die wichtigsten mathematischen, chemisch-physikalischen und konstruktiven Grundlagen des Gasfaches in einem einzigen Bande zusammenzustellen, um sie dem Praktiker in bequem zugänglicher und brauchbarer Form zur Erleichterung seiner Tagesarbeit in die Hand zu geben. Vom Standpunkte des Englisch sprechenden Ingenieurs aus gesehen, dürfte der seit langem vorliegende Wunsch nach einem derartigen Sammelwerke hiermit vollauf befriedigt werden. Ob sich dagegen das Buch auch in Deutschland einführen wird, erscheint zweifelhaft, weil es, um als flotter und sicherer Ratgeber dienen zu können, Sprachkenntnisse erfordert, die im allgemeinen nicht vorzusetzen sind, und weil zudem alle Angaben in uns ungeläufigen Maßeinheiten gemacht sind, die umzurechnen trotz zahlreicher beigefügter Umwandlungstabellen Mühe bereitet.

Der sachliche Wert des Buches wird damit jedoch in keiner Weise geschmälert, und als Nachschlagewerk für Sonderfälle verdient es dennoch Beachtung, um so mehr als die Reichhaltigkeit des zusammengetragenen Stoffes — hier und da über die Fachgrenzen hinausgehend — kaum eine Lücke finden läßt. Auf über tausend Seiten zumeist voller Zahlentafeln und Schaubilder mit nur verhältnismäßig kurzen erläuternden Text einschaltungen bringt es neben mathematischen Rechentafeln vor allem Angaben über die chemischen, physikalischen, thermischen und verbrennungstechnischen Eigenschaften der Elemente, wichtigsten Verbindungen, Bau- und Brennstoffe, besonders der technischen Gase, der Luft, des Wassers und Dampfes, und behandelt die Gaszeugung, -prüfung und -messung, -förderung und -verteilung sowie die Gasverwendung in Haushalt und Industrie.

Die ersten Anfänge an der Bearbeitung des Buches reichen bis ins Jahr 1920 zurück. Wenngleich hiernach zu vermuten ist, daß sich seither mancherlei Anschauungen geändert haben und vielleicht einzelne Werte nicht mehr dem heutigen Stande wissenschaftlicher Erkenntnis entsprechen, erscheint dieser bei einem so umfangreichen Werk schwerlich zu vermeidende Nachteile nicht sehr bedeutsam, da eine Beeinträchtigung technisch ausreichender Genauigkeit hierdurch kaum zu befürchten ist. Für die Praxis wichtiger als überste Stellsicherheit der Angaben ist neben klarer und übersichtlicher Form der Darstellung eine möglichst erschöpfende Erfassung des gesamten Fachgebietes. In dieser Hinsicht vermag das Buch auch größeren als alltäglichen Ansprüchen gerecht zu werden.

Fritz Habert.

Vereins-Nachrichten.

Aus dem Leben des Vereins deutscher Eisenhüttenleute.

Mitgliedschaft NSBDT./RTA.

In Ergänzung meiner Verfügung vom 1. Dezember 1934¹⁾ gebe ich hiermit bekannt, daß — um Härten zu vermeiden — die Mitglieder der SS., SA., SA.-Reserve und NSKOV., die bisher dem NSBDT. angehörten, in diesem als Mitglied verbleiben können. (gez.) Dr. Todt.

Aenderungen in der Mitgliederliste.

- Ballon, Erich*, Dipl.-Ing., Ruhrstahl, A.-G., Abt. Henrichshütte, Hattingen (Ruhr).
Baumann, Mathias, Hüttdirektor a. D., berat. Ing., Pullach bei München, Habenschadenstr.
Brandes, Paul, Dipl.-Ing., Bezirksleiter der Fa. Deutsche Asbestzement-A.-G., Berlin-Rudow; Naumburg (Saale), Kösemer Str. 24.
Clemens, Paul, Ingenieur der Fa. Schloemann, A.-G., Düsseldorf 10, Bankstr. 53.
Derenbach, Heinz, Ingenieur der Maschinenfabrik Sack, G. m. b. H., Düsseldorf-Rath, Theodorstr. 354.
Heiligenstaedt, Werner, Dr.-Ing., Gaswärme-Institut an der Techn. Hochschule, Aachen, Försterstr. 27.
Humpert, Franz, Ing. u. Betriebsleiter, Kronprinz A.-G. für Metallindustrie, Abt. Immigrath, Immigrath (Niederrhein).
Kästel, Emil, Dipl.-Ing., Walzwerksassistent, Deutsche Edelstahlwerke, A.-G. Krefeld, Baackesweg 91.
von Monschau, Otto, Ing. u. Geschäftsführer der Fa. Wm. H. Müller Co., G. m. b. H., Düsseldorf; Dortmund, Adolf-Hitler-Allee 2 b.
Müller, Carl, Betriebsdirektor a. D., Saarbrücken 1, Kanalstr. 24.
Prömper, Peter, Dipl.-Ing., Direktor a. D., Rimsting am Chiemsee.
v. Renzenberg, Rolf, Dipl.-Ing., August-Thyssen-Hütte, A.-G., Werk Thyssenhütte, Hamborn; Duisburg-Meiderich, Paul-Baeumer-Str. 20.

- Schrödter, Emil*, Bergassessor, Bergwerksdirektor, Zeche Mansfeld, Bochum-Langendreer; Witten (Ruhr), Zechenstr.
Schulte-Bockholt, Hans H., Dipl.-Ing., Deutsche Eisenwerke, A.-G., Schalker Verein, Gelsenkirchen-Buer, Hagenstr. 19.
Senfter, Eduard, Dipl.-Ing., Leiter der Wärmeweizst. Saar des Vereins deutscher Eisenhüttenleute, Düsseldorf; Saarbrücken 6, Virchowstr. 28.
von Sothen, Berthold, Dipl.-Ing., Leiter der Wärmeweizst. Oberschlesien des Vereins deutscher Eisenhüttenleute, Düsseldorf; Gleiwitz (O.-S.), Nieberdingstr. 15.
Spitzer, Helmut, Dipl.-Ing., Betriebsführer, Fa. Fried. Krupp, A.-G., Essen, Henricistr. 124.
Steinacher, Hans, Dipl.-Ing., Witten (Ruhr), Roonstr. 10.
Tefsmar, Werner, Bergtrat, Vorstand der Saargrubenverwaltung, Saarbrücken 2; Saarbrücken 3, Memeler Str. 8.
Tunder, Siegfried, Dipl.-Ing., Referent im Reichswehrministerium, Heereswaffenamt, Berlin-Charlottenburg 2; Berlin W 15, Kaiserallee 17.
Wintrich, Adolf, Dipl.-Ing., Dürener Metallwerke, A.-G., Düren (Rheinl.).
Zutter, Peter, Oberingenieur der Dingler'schen Maschinenfabrik, A.-G., Zweibrücken, Etzelweg 77.

Neue Mitglieder.

A. Ordentliche Mitglieder.

- Barth, Walter*, Dr.-Ing., Röchling'sche Eisen- u. Stahlwerke, A.-G., Völklingen (Saar), Am Kirschenwäldchen 31.
Förster, Martin, Ingenieur, Bochumer Verein für Gußstahlfabrikation, A.-G., Bochum, Ulmenallee 12.
Geisweid, Ernst, Ing., Betriebsassistent der Fa. Wolf Netter & Jacobi-Werke, Kom.-Ges. a. A., Finnentrop (Sauerland), Kirchstr. 105.

¹⁾ Vgl. Stahl u. Eisen 54 (1934) S. 1304.

Herz, Hans, Dipl.-Ing., Hochofenassistent der Fa. Ruhrstahl, A.-G., Abt. Henrichshütte, Welper (Ruhr), Brucher Str. 8.
Kobusch, Helmut, Dipl.-Ing., Mannesmannröhren-Werke, Abt. Heinrich-Bierwes-Hütte, Huckingen (Rhein), Schulz-Knaudt-Straße 14.
Kunze, Lebrecht, Prokurist der Fa. Bergbau- u. Hütten-A.-G., Friedrichshütte, Herdorf; Abt. Carl Stein, Wehbach (Sieg), Freusburger Str. 22.
Marx, Walfried, Dr. phil. nat., Dipl.-Ing., Bergschuldirektor, Oberschl. Bergschule, Peiskretscham (O.-S.), Tarnowitzer Str. 11.
Moritz, Ernst, Dipl.-Ing., Fa. Heinrich Koppers G. m. b. H., Fabrik feuerf. Steine, Düsseldorf-Heerd, Nikolaus-Knopf-Platz 35.
Rubach, Karl, Bergrat a. D., Bergwerksdirektor der Preuß. Bergwerks- u. Hütten-A.-G., Berginspektion, Dillenburg, Wilhelmstr. 22.
Sardemann, Werner, Dipl.-Ing., Fa. Fried. Krupp, A.-G., Essen, Ruhrallee 94.
Schmöle d. J., Gustav Adolf, Dipl.-Ing., Menden (Kr. Iserlohn), Hönnenwerth 5.
Stollenwerk, Peter, Betriebsingenieur der Fa. Stoecker Kunz, G. m. b. H., Krefeld-Rheinhafen, Ohlendorfstr. 30.
Stühlen, Peter, Dr.-Ing., Teilh. der Eisengießerei P. Stühlen, Köln-Kalk, Peter-Stühlen-Str. 101.

Winkel, Ehrenfried, Ing., Betriebsleiter der Fa. Wolf Netter & Jacobi-Werke, Kom.-Ges. a. A., Abt. Verzinkerei, Verbleierei, Wellblechfabr., Finnentrop (Sauerland), Hauptstr. 5.
 Gestorben.
Hincke, Ludwig, Oberingenieur, Essen. 26. 12. 1934.
Schruff, Fritz, Dr.-Ing. e. h., Bad Godesberg. 13. 3. 1935.

Eisenhütte Oberschlesien,

Zweigverein des Vereins deutscher Eisenhüttenleute.

Am Donnerstag, dem 28. März 1935, 16 Uhr, findet im Bismarckzimmer des Kasinos der Donnersmarckhütte, Hindenburg, O.-Schl., die

23. Sitzung des Stahl- und Walzwerksausschusses

statt mit folgender Tagesordnung:

1. Untersuchungen über den Elektrodenverbrauch von Elektrostahlöfen (mit Lichtbildern). Berichtersteller: Dr.-Ing. Voos.
2. Die Zustellung und der Verschleiß der Deckel von Elektrostahlöfen (mit Lichtbildern). Berichtersteller: Dr.-Ing. Buchholz.
3. Allgemeines, Betriebsfragen.

Albert Knaff †.

Am 16. Januar 1935 verschied in der Stadt Luxemburg der langjährige Direktor der früheren van der Zypenschen Hüttenwerke in Wissen, Hütteningenieur Albert Knaff, im Alter von 75 Jahren.

Geboren am 16. September 1859 in dem reizenden Moselstädtchen Grevenmacher im Großherzogtum Luxemburg, brachte er seine Jugend in der von rebenbepflanzten Bergen umgebenen Heimatstadt. Die Naturschönheiten, die Ruhe der Kleinstadt, das fröhliche Gemüt ihrer Einwohner mußten unbedingt seine Jugend und seine spätere Entwicklung als Techniker, Wissenschaftler und Forscher beeinflussen. In Luxemburg und Belgien erhielt er seine Schulbildung und widmete sich dann dem Studium des Hüttenfachs. Im März 1885 verließ er die Technische Hochschule Aachen als Hütteningenieur, nachdem er sich hier, als einer der besten Schüler des unvergeßlichen Chemieprofessors Claassen, seine für das spätere praktische Leben notwendigen Kenntnisse angeeignet hatte. Er hatte das Glück, sofort bei einem zu dieser Zeit schon am besten entwickelten und fortschrittlichsten Werke, dem Hoerder Bergwerks- und Hüttenverein in Hörde, angestellt zu werden. Hier konnte er seine Kenntnisse unmittelbar verwerten, und zwar zunächst im Laboratorium als Chemiker und nachher als Betriebsingenieur im Hochofenwerk, wo er unter Leitung von Hilgenstock und van Vloten seine große Erfahrung in der Herstellung der verschiedensten Roheisensorten und besonders von Thomasroheisen sammeln konnte, das damals mit dem neuen Thomasstahlverfahren entwickelt wurde. Während dieser Zeit wurde auch der Roheisenmischer zur Erzielung eines in seinen chemischen und physikalischen Eigenschaften gleichmäßigen Roheisens eingeführt, über dessen Betriebsweise eine ausführliche Veröffentlichung aus seiner Feder vorliegt. Auf Grund seiner vielseitigen Tätigkeit im Hörder Hochofenbetrieb und in der mit diesem verbundenen Kokerei erwarb sich Knaff weitgehende Kenntnisse in der Beurteilung von Erzen und der Herstellung eines brauchbaren Koks. Gestützt auf die in 10jähriger Praxis in Hörde gesammelten Erfahrungen, übernahm Knaff die Stellung eines Hochofendirektors bei der Firma Ferry, Curique & Cie. in Michéville, wo er auf der Grundlage eines Minettebetriebes an der Vervollkommnung der Thomasroheisenerzeugung weiterarbeiten konnte.

Nach weiteren drei Jahren folgte er Anfang des Jahres 1898 einem Rufe als Direktor der van der Zypenschen Hüttenwerke in Wissen, die damals die Alfred-Hütte am Bahnhof Wissen mit einem neuzeitlichen Hochofen und die alte Hütte in Brückhöfe mit zwei alten Hochöfen mit Raughemäuer und steinernen Windheizern sowie die Heinrichshütte bei Au an der Sieg umfaßten. Hier war Knaff stets darauf bedacht, mit der fortschreitenden Technik Schritt zu halten und auch die Krafterzeugung sowie die Fördereinrichtungen und Bahnen den stets wachsenden Bedürf-

nissen anzupassen. Die erforderlichen umfangreichen Bauten lenkten ihn schon früh auf die Verwertung der Hochofenschlacke als Baustoff, der er späterhin auch einige Sonderabhandlungen gewidmet hat. In den mehr als 20 Jahren seiner Leitung haben sich die Wissener Werke zu großer Blüte entwickelt und sind auch besonders in den Kriegsjahren den größten Anforderungen gerecht geworden.

Kurz nach Beendigung des Krieges trat Knaff von der Leitung der Werke zurück und verlegte seinen Wohnsitz in sein Heimatland nach Luxemburg. Wenn er sich auch damit von der rein praktisch-technischen Tätigkeit zurückzog, so wollte sein reger Geist doch nicht ruhen, er mußte Beschäftigung haben, und er fand sie auch. Neben der Tätigkeit in dem von ihm, gestützt auf seine Kenntnisse und Erfahrungen, eingerichteten technisch-wissenschaftlichen Büro fand er noch Zeit und Muße, seiner Lieblingsbeschäftigung, der Forschung auf technischem Gebiet, weiter nachzugehen. Schon während seiner langjährigen Tätigkeit in dem für die Entwicklung des Hüttenwesens so wichtigen Siegerland hatte er reichlich Gelegenheit, sich mit der Geschichte der Eisenindustrie an der mittleren Sieg zu befassen. In besonderen Abhandlungen schilderte er die Entwicklung der Hochofenprofile sowie die Herstellung des Siegerländer Spiegel Eisens und schließlich noch die Verwendung von Gußeisen bei Hochbauten.

Albert Knaff war ein Hochofenmann im wahrsten Sinne des Wortes. Wenn er auch infolge seiner großen Bescheidenheit nicht sehr in den Vordergrund trat, so bleibt doch festzustellen, daß er an der außergewöhnlichen Entwicklung des Hochofenbetriebes stark beteiligt war und mit seinem großen Wissen, seinem Weitblick und seinem Fleiße manchen Baustein beigetragen hat. Während seine vielen Veröffentlichungen

anfänglich mehr dem technischen Wissen und seiner Auswertung gewidmet waren, zog es ihn später zur Erforschung des schon Geschehenen hin, so daß ihm die Technik für manche wertvolle Ueberlieferung zu Dank verpflichtet ist. Die großen Erfolge seines Wirkens waren ihm schon genügend Belohnung gewesen, doch wurde seine hervorragende Tätigkeit auch öffentlich anerkannt durch Verleihung des Ritterordens im luxemburgischen Eichenlauborden, des Verdienstkreuzes für Kriegshilfe und durch Berufung in den Ausschuß des Deutschen Museums in München.

Alle, die mit dem Verstorbenen zusammenarbeiten das Glück hatten, schätzten ihn als einen herzenguten Menschen, als einen tüchtigen Techniker, als gerechten Vorgesetzten und aufrichtigen Freund. Außer dem luxemburgischen Ingenieurverein gehörte er auch dem Verein deutscher Eisenhüttenleute länger als ein Menschenalter an und hatte dort vielfach Gelegenheit, sein reiches Können und Wissen in den Dienst der Allgemeinheit zu stellen, so daß er auch im Kreise der deutschen Eisenhüttenleute in bester Erinnerung fortlebt.



Knaff