

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 43

22. OKTOBER 1936

56. JAHRGANG

Die Bedeutung der Korngröße beim Stahl.

Von Otto Leihener in Bochum.

[Bericht Nr. 354 des Werkstoffausschusses des Vereins deutscher Eisenhüttenleute*].

(Uebersicht über das amerikanische Schrifttum zu folgenden Fragen: Ermittlung und Kennzeichnung der gewöhnlichen und arteigenen (McQuaid-Ehn-) Korngröße. Einfluß von Verformung und Wärmebehandlung auf die eigentliche Korngröße. Beeinflussung der eigentlichen Korngröße durch die Desoxydationsbedingungen. Einfluß der eigentlichen Korngröße auf das Verhalten bei der Wärmebehandlung, die mechanischen und physikalischen Eigenschaften.)

[Hierzu Tafel 1 und 2.]

Die stetig wachsende Erkenntnis, daß unsere bisherigen Untersuchungsverfahren zur Kennzeichnung eines Stahles unzureichend und ungenügend sind, drängt in immer stärker werdendem Maße den Wunsch nach neuen Wegen, neuen Anhaltspunkten auf, um die so oft beobachteten Unstimmigkeiten und die zahlreich bestehenden Unklarheiten weiter zu ergründen und zu erforschen. Als eine Hilfe hierzu wird in Amerika die Korngröße angesehen. Welchen Wert man ihr drüben beilegt, möge aus der Tatsache hervorgehen, daß seit 1934 mehr als zwanzig verschiedene Arbeiten über Fragen der Korngröße beim Stahl erschienen sind. Ueber diese Untersuchungen sei hier zusammenfassend berichtet.

Die Bestimmung der Korngröße.

Es erscheint zweckmäßig, zunächst den Begriff „Korngröße“ zu umreißen. Durchforscht man die zahl- und umfangreichen einschlägigen Veröffentlichungen, so vermißt man oft die klare Linie, welche Art Korngröße den Untersuchungen zugrunde gelegt ist. Einmal handelt es sich um die mit „actual“, das andere Mal um die mit „inherent“ oder „McQuaid-Ehn“ bezeichnete Korngröße. Unter der ersten versteht man die Korngröße, die nach dem Schmieden oder Walzen nach gewöhnlicher Behandlung tatsächlich im Stahl vorliegt und nach den üblichen makroskopischen und mikroskopischen Verfahren zu bestimmen ist; die Uebersetzung mit wirklicher oder tatsächlicher Korngröße scheint am treffendsten zu sein. Mit „inherent“ bezeichnet man eine arteigene, für den betreffenden Stahl kaum zu verändernde Korngröße. Das eigentliche Korn besitzt in diesem Falle austenitischen Charakter und wird durch Einsetzen im γ -Gebiet [nach den Angaben von H. W. McQuaid und E. W. Ehn¹⁾] durch die Ausbildung eines Zementitnetzes für die Raumtemperatur sichtbar gemacht. Vielfach findet sich auch im amerikanischen Schrifttum die Bezeichnung austenitische oder McQuaid-Ehn-Korngröße. Es ist also deutlich zu unterscheiden zwischen der „actual“ oder „tatsächlichen“

Korngröße und der „inherent“ oder McQuaid-Ehn-Korngröße.

Bei den Amerikanern hat es nun, bedingt durch die Massenerzeugung und auch wohl durch ein gewisses Empfinden für Einfachheit, nicht an Vorschlägen gefehlt, Richtlinien für die einheitliche Festlegung sowohl der wirklichen als auch der McQuaid-Ehn-Korngröße zu schaffen.

Für eine allgemeine Bestimmung der wirklichen Korngröße hat B. F. Shepherd²⁾ in neuester Zeit das P-F-Verfahren (Penetration-Fracture = Abschreckhärte-tiefe-Bruchkorn) vorgeschlagen, das Ähnlichkeit mit der Härtebruchreihe des Jernkontors³⁾ hat. Es besteht in der Aufstellung einer Härtereihe und einem Vergleich der erhaltenen Brüche mit Standardproben sowie im Messen der Härtetiefe. Für das Bruchaussehen und die Härtetiefen sind Zahlen festgelegt, mit denen das Ergebnis der Prüfung mitgeteilt werden soll. Ein wesentlicher Bestandteil dieses Verfahrens ist, daß vor der Abschreckung eine unterschiedsausgleichende Wärmebehandlung vorzunehmen und die Härtung selbst bis auf Einzelheiten nach allgemeinen Richtlinien durchzuführen ist. In Abb. 1 (s. Tafel 1) ist eine Vergleichsreihe der Brüche nach der Korngröße geordnet wiedergegeben, in Abb. 2 das Sekundärgefüge dieser einzelnen Brüche.

So sehr versprechend dieses Verfahren zu sein scheint, so umständlich ist es im Hinblick auf die Tatsache, daß auf Grund von z. B. vier Härtetemperaturen zur Kennzeichnung eines Stahles vier Zahlen zur Beurteilung der Brüche und vier Zahlen zur Beurteilung der Härtetiefen, also im ganzen acht Zahlen, erforderlich sind. Auch scheint die Beurteilung der Korngröße durch das Bruchaussehen sehr von der Geschicklichkeit des Untersuchenden abzuhängen, und diese Festlegung wird fast undurchführbar, wenn es sich um legierte Stähle, die durch ihr samtartiges Bruchaussehen nur schwer Vergleichsmöglichkeiten zulassen, handelt. Bei unlegierten Werkzeugstählen, für die das Verfahren ursprünglich gedacht war, sollen nach Angabe von Shepherd gute Ergebnisse erzielt worden sein. Es müßte einmal geprüft

*) Vorgetragen und erörtert in den Sitzungen des Arbeitsausschusses des Werkstoffausschusses am 17. Juli und 11. September 1936. — Sonderabdrucke sind vom Verlag Stahleisen m. b. H., Düsseldorf, Postschließfach 664, zu beziehen.

¹⁾ Trans. Amer. Inst. Min. Metallurg. Engr. 67 (1922) S. 341/91; vgl. Stahl u. Eisen 56 (1936) S. 1414.

²⁾ Trans. Amer. Soc. Met. 22 (1934) S. 979/1016.

³⁾ Vgl. R. Arpi: Jernkont. Ann. 115 (1931) S. 75/95; vgl. Stahl u. Eisen 51 (1931) S. 1483/84; Metallurgia, Manchester, 11 (1935) S. 123/27.

werden, ob nicht bei den Stählen mit mittlerem Kohlenstoffgehalt die Bruchgeschwindigkeit von Einfluß auf das Aussehen der Brüche ist, wie man es von weichen Stählen her kennt.

Handelt es sich um die Bestimmung der austenitischen oder McQuaid-Ehn-Korngröße, so soll man die Einsatzprüfung nach H. W. McQuaid und E. W. Ehn¹⁾ anwenden, die bekanntlich für die Unterscheidung von normalen und anormalen Stählen entwickelt wurde⁴⁾. Versuche beim Bochumer Verein für Gußstahlfabrikation haben in Übereinstimmung mit anderen Untersuchungen ergeben, daß dieses Verfahren zur Bestimmung der Korngröße auch bei legierten Stählen mit gutem Erfolg angewendet werden kann, obwohl es nach diesen Versuchen, was nebenbei bemerkt sei, für die Erkennung von normalem und anormalem Stahl bisher versagt hat; das mag allerdings zum Teil daran liegen, daß die legierten Stähle nur in sehr seltenen Fällen zu anormalem Verhalten neigen. Die Arbeitsweise von McQuaid und Ehn besteht bekanntlich darin, daß man die Probe über 6 bis 8 h bei 930° in Einsatzpulver glüht⁵⁾; mit gutem Erfolg kann hierbei ein Gemisch aus 90% Holzkohle und 10% Bariumkarbonat verwendet werden. Die Proben haben nach dieser Einsatzbehandlung in der äußeren Randzone meistens so viel Kohlenstoff aufgenommen, daß der eutektoidische Kohlenstoffgehalt um 0,1 bis 0,2% überschritten und infolgedessen ein Zementitnetz vorhanden ist. Dieses Verfahren zur Bestimmung der eigentlichen Korngröße wird, wie aus dem amerikanischen Schrifttum hervorgeht, drüben fast allgemein angewendet. Von E. S. Davenport und E. C. Bain⁶⁾ wird allerdings auch ein Verfahren geschildert, um die eigentliche Korngröße bei unlegierten Stählen ohne Einsatzbehandlung zu bestimmen. Angewendet wird in diesem Fall nur eine besondere, ziemlich verwickelte Wärmebehandlung, die vom Kohlenstoffgehalt abhängt; nach dem Erkalten des Stahles soll dann die Korngröße ohne weiteres zu erkennen sein. Dieses Verfahren dürfte aber voraussichtlich wenig Bedeutung erhalten.

Man ist nun in Amerika bald daran gegangen, für die Beurteilung der McQuaid-Ehn-Korngröße einheitliche Festlegungen auszuarbeiten. Die einzelnen Werke haben ihre eigenen Vergleichstafeln entwickelt, was natürlich für die Klarheit der allgemeinen Verständigung und auch für die Weiterentwicklung nicht gerade empfehlenswert ist. Wir haben auch bereits im Jahre 1930 für den Werksgebrauch die in Abb. 3 gezeigte Tafel ausgearbeitet, die zugleich bei der Unterscheidung von normalem und anormalem Stahl Anwendung findet und sich gut bewährt hat.

Die erste Tafel zur Kennzeichnung der McQuaid-Ehn-Korngröße durch eine einfache Zahl brachte im Jahre 1924 die United Alloy Steel Corporation zusammen mit der Republic Steel Corporation heraus (Abb. 4). Im Jahre 1926 folgte die Central Steel Company, deren Tafel (Abb. 5) neun Stufen gegenüber zehn vorsah und neben der Einsatzzone auch das Ubergangs- und das nicht aufgekohlte Gebiet berücksichtigte. Heute wird in Amerika allgemein die Tafel der American Society for Testing Materials (Abb. 6) angewendet, die acht Stufen von Korngröße Nr. 1 bei rd. 1 Korn je Quadratzoll bis über 96 Körner je Quadratzoll bei Nr. 8 vorsieht⁵⁾. Diese Tafel wird auch in Deutschland bereits an einigen Stellen verwendet, doch fehlen hier wie drüben vielfach noch die notwendigen Unter-

lagen und Erfahrungen für eine einwandfreie und zweckdienliche Anwendung solcher Tafeln für die laufende Fertigung. Auch muß darauf hingewiesen werden, daß die Korngrößenwerte mit Vorbehalt aufzunehmen sind, wenn beim Einsetzen, wie später noch gezeigt wird, nicht stets die gleichen Versuchsbedingungen, besonders im Hinblick auf Einsatztemperatur und Einsatzdauer, eingehalten werden.

Einfluß von Verformung und Wärmebehandlung auf die eigentliche Korngröße.

Es besteht sicherlich Berechtigung zu der Annahme, daß irgendwelche Beziehungen zwischen der wirklichen und der McQuaid-Ehn-Korngröße vorhanden sein müssen. Versuche darüber liegen jedoch nur von H. W. McQuaid⁷⁾ vor, der zu dem Schluß kommt, daß gewisse Übereinstimmungen zwischen beiden Korngrößen vorhanden sind. Allerdings seien diese Beziehungen bei Einsatztemperaturen über 930° nicht mehr so ausgeprägt, wie es den Erwartungen entspreche. Dieser Unterschied leite sich aus der Tatsache ab, daß das McQuaid-Ehn-Korn durch die Bildung übergroßer Karbide, die ein Kornwachstum bei höheren Temperaturen zu verhindern befähigt seien, beeinflusst werde. Hinsichtlich der Vergleichsmöglichkeiten ist die austenitische Korngröße also an einen gewissen Temperaturbereich gebunden, was wiederum bei den nicht eingesetzten Proben, wie sie für das P-F-Verfahren gebraucht werden, nicht der Fall ist. Nach den Untersuchungen von S. Epstein, J. H. Nead und T. S. Washburn⁸⁾ besteht für gewöhnlich nach dem Walzen kein merklicher Unterschied der Korngrößen bei sogenanntem fein- und grobkörnigen Stahl; der Unterschied wird erst nach einer Wärmebehandlung oder nach dem Einsetzen offensichtlich.

Allgemein bekannt ist ja die Aenderungsmöglichkeit der gewöhnlichen Korngröße eines Stahles durch Wärmebehandlung, besonders nach vorheriger Kaltbearbeitung. Die Aenderung der Korngröße bei der Wärmebehandlung beginnt, entsprechend der allgemeinen Auffassung, bei A_{c_3} und steigert sich beim Erhöhen der Temperatur über A_{c_3} in wachsendem Maße. Bei den Untersuchungen über das Kornwachstum bei grob- und feinkörnigen Stählen kommen einige Forscher zu dem Ergebnis, daß dieses übliche Kornwachsen über A_{c_3} für gewöhnlich nur bei grobkörnigen Stählen eintritt. Daß das Korn nicht bei allen Stählen gleichmäßig wächst, ist eine Beobachtung, die man ja im Betriebe täglich machen kann. Bei feinkörnigen Stählen will man ein langsames Kornwachstum beobachtet haben, bis eine ganz bestimmte Temperatur überschritten ist. Dieser kritische Punkt, bei dem dann die Beschleunigung des Wachstumsvorganges einsetzt, soll nach den Versuchen von H. W. McQuaid⁹⁾ und anderen etwa 200° über A_{c_3} liegen.

Man hat sich eingehend mit dieser „coarsening temperature“, der Kornwachstumstemperatur, befaßt und gefunden, daß sie durch die Anwesenheit gewisser hemmender Bestandteile beeinflusst wird. E. S. Davenport und E. C. Bain⁶⁾ ergänzen diese Feststellungen; sie sind der Ansicht, daß, wenn einmal das gewöhnliche Korn des feinkörnigen Stahles zu wachsen beginnt, besonders starke latente Kräfte ausgelöst werden, die im Vergleich mit dem grobkörnigen Stahl ein noch gröberes Korn hervorrufen. Eine gute Gegenüberstellung dieser Erscheinungen für das Verhalten eines grob- und eines feinkörnigen Stahles annähernd gleicher chemischer Zusammensetzung gibt P. Shane jr.¹⁰⁾ In

⁴⁾ Vgl. E. Houdremont und H. Müller: Stahl u. Eisen 50 (1930) S. 4321/27 (Werkstoffaussch. 466).

⁵⁾ Vgl. die genauen Vorschriften in der Norm E 19-33 der American Society for Testing Materials.

⁶⁾ Trans. Amer. Soc. Met. 22 (1934) S. 878/925.

⁷⁾ Trans. Amer. Soc. Met. 23 (1935) S. 797/838.

⁸⁾ Trans. Amer. Soc. Met. 22 (1934) S. 942/78.

⁹⁾ Trans. Amer. Soc. Met. 22 (1934) S. 1017/37.

¹⁰⁾ Trans. Amer. Soc. Met. 22 (1934) S. 1038/50.

Abb. 7 sind die Ergebnisse wiedergegeben. Die verschiedenen Proben wurden 1 h lang bei den am Rand vermerkten Temperaturen geglüht. Deutlich zeigt sich die sprunghafte Kornvergrößerung des feinkörnigen Stahles gegenüber dem allmählichen und gleichmäßigen Wachsen der grobkörnigen Probe. Die Härtebrüche derselben Proben veranschaulicht Abb. 8. M. A. Grossmann¹¹⁾ hat Versuche darüber angestellt, ob die McQuaid-Ehn-Korngröße auch wirklich als fester Wert für einen Stahl angesehen werden kann. Mit einem unlegierten Stahl mit 0,13% C und 0,79% Mn wurden folgende Versuche angestellt:

1. Ein Stück dieses Stahles wurde in einen Einsatzkasten gepackt und in einen Ofen gebracht, der ungefähr 400° hatte. Dann erfolgte die Erwärmung auf 925°, die übliche Temperatur der McQuaid-Ehn-Prüfung. Die Zeit des Aufwärmens von Raumtemperatur bis 925° betrug 2½ h.

2. Ein zweites Stück wurde im Einsatz in einen Ofen gebracht, der schon 925° aufwies. Die Zeit des Erwärmens von Raumtemperatur bis 925° betrug ungefähr 30 min.

3. Ein Einsatzkasten wurde auf 925° gebracht und dann erst die Stahlprobe in den heißen Kasten gepackt. Die Zeit des Erwärmens von Raumtemperatur bis 925° wurde auf weniger als 5 min geschätzt.

In allen drei Fällen wurde 2 h lang zementiert, worauf die Kästen an Luft abkühlten. Die McQuaid-Ehn-Korngröße, die sich gebildet hatte, wurde in der üblichen Weise untersucht, und es wurde festgestellt, daß sie bei allen drei Proben gleich war. Hieraus folgert Grossmann, daß die Geschwindigkeit, mit der beim Aufheizen die α - γ -Umwandlung durchlaufen wird, nicht von Einfluß auf die McQuaid-Ehn-Korngröße ist.

Grossmann stellte weiter an einem Stahl mit 0,17% C, 0,51% Mn, 1,68% Ni und 0,23% Mo die Beziehungen zwischen der austenitischen Korngröße bei verschiedenen Einsatztemperaturen und einer vorhergehenden Wärmebehandlung fest. Vier Proben des Stahles wurden auf 925° erhitzt. Eine Probe wurde vor der Einsatzbehandlung in Wasser abgeschreckt, die zweite in Öl, die dritte ließ man an der Luft, die vierte im Ofen erkalten. Danach wurden die vier Stücke über einen Zeitraum von 8 h bei verschiedenen Temperaturen eingesetzt und hierauf auf ihre Korngröße untersucht. Wie aus den Versuchsergebnissen in Abb. 9 zu erkennen ist, liegt die Kornwachstumstemperatur z. B. für die an Luft abgekühlte Probe bei ungefähr 1000°. Diese Temperatur ist aber für die McQuaid-Ehn-Prüfung belanglos, weil bei ihr normgemäß bei 925° eingesetzt werden soll. Andererseits zeigen die Versuche, wie wichtig für die Korngrößenbeurteilung die Einhaltung gleichmäßiger Einsatztemperaturen ist. Bemerkenswert ist weiter die Feststellung, daß der Kornwachstumspunkt in der Reihenfolge Luft-, Ofen-, Ölabschreckung nach höheren Einsatztemperaturen wandert.

Aus den weiteren Versuchen von Grossmann ist noch erwähnenswert der Einfluß der Warmverformung auf die Kornwachstumstemperatur. Fünf Knüppel von 150 × 150 mm² aus Stahl mit 0,33% C, 0,67% Mn, 1,17% Ni und 0,59% Cr wurden auf 1260° erhitzt und einige Stunden auf dieser Temperatur gehalten. Eine Probe wurde so aus dem Ofen genommen und an Luft abgekühlt, eine andere auf 100 × 100 mm² verschmiedet und an Luft abgekühlt, eine andere wiederum auf 50 × 50 mm², die vierte auf 25 × 25 mm² und die letzte auf 12,5 × 12,5 mm² verschmiedet und an Luft abgekühlt. Dann wurde wieder das Korn nach Einsetzen bei verschiedenen Temperaturen gemessen. Aus Abb. 10 ist zu ersehen, daß mit wachsendem

Verschmiedungsgrad die Kornwachstumstemperatur zu niedrigeren Temperaturen verschoben wird und daß, was besonders hervorzuheben ist, die am stärksten verschmiedete Probe von 12,5 mm Dmr. eine Kornwachstumstemperatur aufweist, die schon etwas unterhalb der für gewöhnlich gebrauchten Einsatztemperatur von 925° liegt. Diese Feststellung steht in einem gewissen Gegensatz zu früheren Beobachtungen, nach denen der Verwalzungs- oder Verschmiedungsgrad keinen Einfluß auf die Korngröße bei der üblichen McQuaid-Ehn-Prüfung haben soll. Dieser Versuch zeigt auch, wieviel noch zu tun übrig bleibt, um Klarheit über die verwickelten Fragen der Korngröße beim Stahl zu bekommen und wie weit man eigentlich noch davon entfernt ist, die Korngröße in der geschilderten Weise bereits als Beurteilungsunterlage in den laufenden Betrieb zu übernehmen.

Erzeugung von feinkörnigem Stahl.

In einer der letzten Arbeiten, in der die Zusammenhänge zwischen der Aluminiumzugabe zum Stahl und der Korngröße behandelt werden, weist H. W. McQuaid⁷⁾ darauf hin, daß schon im Jahre 1922 die Erkenntnis vorhanden war, daß man durch eine sorgfältig überwachte Aluminiumzugabe zu dem vorher gut beruhigten Stahl ein feines Korn erzeugen könne, eine Feststellung, die auch den deutschen Stahlwerkern vom unlegierten Werkzeugstahl her gut bekannt ist.

Hierbei geht der Verfasser auch auf die schon oft angeführte Abneigung einiger Stahlwerker gegen die Verwendung von Aluminium als Desoxydationsmittel ein. Sowohl drüben als auch hier scheint die Anwendung von Aluminium wegen der bei der Desoxydation erhaltenen Einschlüsse von Tonerde das gleiche Unbehagen auszulösen. Nach der Ansicht von McQuaid wird es kaum oder überhaupt nicht möglich sein, bei einem vorsichtigen Zugeben geringer Mengen von Aluminium eine schädliche Zunahme von sichtbaren, nichtmetallischen Einschlüssen nachzuweisen. S. Epstein, J. H. Nead und T. S. Washburn haben mikroskopisch und analytisch die Einschlüsse bestimmt; danach vermehrt ein zur Erzielung feinen Kornes ausreichender Aluminiumzusatz nicht die Zahl der Einschlüsse und beeinträchtigt nicht die Reinheit des Stahles, gleichgültig, ob das Aluminium in die Pfanne oder in die Blockform zugegeben wird. Hier möchte ich einflchten, daß der Begriff der ausreichenden Aluminiumzugabe zunächst noch nicht zu umreißen ist, da man noch keine ausreichende Handhabe hat, sich im Verlauf der Schmelze über den Stand und vor allem über den Grad der Desoxydation so zu vergewissern, daß man danach die Menge der Desoxydationsmittel genau festlegen könnte, und bis dahin bleibt die Sorge um die Tonerde bestehen. Wie sehr die Tonerdeinschlüsse stören können, haben wir u. a. bei Stählen gefunden, die auf Hochglanz zu polieren waren; an der Abnahme der Politur konnte man deutlich die Stähle erkennen, die mit viel Aluminium desoxydiert waren. Es ließen sich noch manche Beispiele anführen, bei denen man mittelbar die schädlichen Auswirkungen einer Desoxydation mit Aluminium feststellen könnte; hier möge noch erwähnt sein der Zusammenhang zwischen Tonerde und Seigerungen bei größeren Blöcken.

Als Schlußfolgerung aus den vielen Arbeiten über Aluminium und Korngröße ist zu werten, daß das feinere McQuaid-Ehn-Korn auf Verbindungen von Aluminium oder ähnlich wirkender Metalle zurückgeführt wird, die entweder bei Temperaturen, bei denen der Stahl noch flüssig ist, als feste Keime wirken oder die an den Grenzen des austenitischen Kornes vorhanden sind und ihre Löslichkeit

¹¹⁾ Trans. Amer. Soc. Met. 22 (1934) S. 861/78.

im Austenit bei einer bestimmten Temperatur ändern und damit das Kornwachstum beeinflussen. Die Meinungen gehen darin auseinander, ob es sich bei diesen Verbindungen um Oxyde, Karbide oder Nitride handelt. Diese an sich bekannten Theorien haben viel für sich, aber manches ließe sich auch gegen diese Auffassung sagen. In seiner neuesten Arbeit teilt H. W. McQuaid eine Theorie über die Wirkung des Aluminiums auf die Korngröße mit, die, soweit sie noch nicht bekannt ist, sicher Beachtung finden wird und der man auch in vielen Punkten zustimmen möchte, obwohl sie zu früheren Beobachtungen und den daraus gefolgerten Theorien in starkem Widerspruch steht. In *Zahlentafel 1* ist die Zusammensetzung von fünf verschiedenen Stählen mitgeteilt, die im Kohlenstoff-, Silizium-, Mangan- und auch im Tonerdegehalt im wesentlichen übereinstimmen, aber im Gehalt an metallischem Aluminium größere Unterschiede aufweisen. Nach der McQuaid-Ehn-Prüfung zeigte der

Zahlentafel 1. Chemische Zusammensetzung der von H. W. McQuaid untersuchten Stähle mit unterschiedlicher Korngröße.

Schmelze Nr.	C %	Si %	Mn %	Al %	Al ₂ O ₃ %
3	0,38	0,13	0,85	0,011	0,020
4	0,39	0,15	0,80	0,015	0,013
5	0,37	0,17	0,70	0,098	0,020
6	0,36	0,15	0,74	0,117	0,026
7	0,37	0,17	0,72	0,204	0,023

Stahl 3 mit 0,011% Al ein sehr grobes Korn, ebenso Stahl 4 mit 0,015% Al, während die Proben 6 und 7 mit rd. der zehnfachen Menge an metallischem Aluminium außerordentlich feinkörnig waren (*Abb. 11*). McQuaid kommt zu dem Schluß, daß metallisches Aluminium und nicht Oxyde oder andere Verbindungen die McQuaid-Ehn-Korngröße des Stahles beeinflussen. Es ist wohl so, daß der Teil des Aluminiums unter der kritischen Menge als Desoxydationsmittel dient, während die Menge darüber eine Kornverfeinerung bewirkt. So ist auch nach McQuaid die den Herstellern von feinkörnigem Stahl bekannte Tatsache zu erklären, daß die Zugabe von Mangan und besonders von Silizium die zur Erreichung von Feinkörnigkeit nötige Aluminiummenge herabsetzt. Bestätigt wurden diese Feststellungen von S. Epstein⁸⁾ und anderen. In einer breit angelegten Beweisführung wird versucht, diese Vermutung über die Wirkung des metallischen Aluminiums zu bekräftigen. Durch Versuche, bei denen einmal wie gewöhnlich, das andere Mal mit sauerstofffreiem Gas zementiert wurde, wird bewiesen, daß der Sauerstoff und die Bildung von Oxyden bei der Ausbildung der Korngröße, also bei dem normalen und anormalen Verhalten des Stahles keine Rolle spielen, wie das ja von E. Houdremont und F. Duftschmid¹²⁾ schon vor längerem nachgewiesen wurde.

McQuaid ist der Auffassung, daß die Gegenwart von gelöstem Aluminium im Austenit, das die Löslichkeit des Kohlenstoffs bzw. der Karbide herabsetzt, wie es vom Gußeisen her bekannt ist, die Bildung von ausgeprägten Karbiden längs den Austenitkorgrenzen in der gesättigten Zone bei tieferliegenden Einsatztemperaturen begünstigt. Diese Karbide sollen dann das Bestreben haben, sich zusammenzuballen, wodurch sie noch schwerer löslich werden. Es ist nicht unwahrscheinlich, daß hierdurch das Kornwachstum verhindert wird, bis schließlich eine kritische Temperatur erreicht ist, bei der die Löslichkeit des Kohlenstoffs im Austenit sich stark vergrößert und so die Karbide an den Austenitkorgrenzen gelöst werden. Bei dieser Temperatur

soll dann die Erscheinung der vorher erwähnten und gezeigten sprunghaften Kornvergrößerung auftreten.

Die Menge Aluminium, die notwendig ist, um einen feinkörnigen Stahl zu erzeugen, wird demnach von dem Grade der Desoxydation abhängen. [B. F. Shepherd²⁾] führt an, daß man einen feinkörnigen Stahl nicht mit weniger als $\frac{1}{4}$ kg Al je t erhalten kann, und zwar soll die Zugabe in die Blockform wirksamer sein als die Zugabe in die Gießpfanne. Es besteht danach die Möglichkeit, daß die Zeit für die Tonerdebildung hier eine Rolle spielt. S. Epstein und H. S. Rawdon¹³⁾ geben an, daß $\frac{1}{4}$ kg Al je t zu dem desoxydierten Stahl Feinkörnigkeit erzeugt. B. F. Shepherd²⁾ hat beobachtet, daß bei Veränderung der Korngröße durch Zugabe von Aluminium eine mittlere Korngröße nur sehr schwer erhalten werden kann. Bei stufenweiser Aenderung des Aluminiumgehaltes sollen dann grobkörniges und feinkörniges Gefüge nebeneinander auftreten. Geht man zu einer laufenden Regelung der Korngröße durch Aluminium über, so gestaltet sich die Aufgabe doch nicht so einfach, wie es im ersten Augenblick den Anschein hat. Bei der Erzeugung des feinen Kornes ist es aus den verschiedensten Gründen, vor allem wegen der Tonerdebildung, erwünscht, nur so viel Aluminium zuzugeben, wie gerade zur Erzeugung eines feinkörnigen Stahles notwendig ist. Dies wird nicht immer leicht sein. Bei der Herstellung des grobkörnigen Stahles will man andererseits auch nicht gerne auf Aluminium als wertvolles Desoxydationsmittel gänzlich verzichten. Wir sind, was in diesem Zusammenhang erwähnt sei, z. B. dazu übergegangen, mit Rücksicht auf die Feinkörnigkeit und die damit verbundene Neigung zur Weichfleckigkeit die unlegierten und niedriglegierten Einsatzstähle mit möglichst geringen Mengen Aluminium zu desoxydieren. In den letzten Jahren ist aus diesem Grunde der Aluminiumzusatz auf die Hälfte gesenkt worden.

Ogleich der Siliziumgehalt einen bedeutenden Einfluß auf die Korngröße ausübt, eine Tatsache, die auch von deutscher Seite festgestellt wurde, soll doch ein feines Korn selbst bei verhältnismäßig hohem Siliziumgehalt in Abwesenheit von Aluminium nicht erhalten werden können. B. F. Shepherd²⁾ hat Versuche durchgeführt, einen Teil des Aluminiums durch Titan oder Zirkon zu ersetzen. Man nimmt an, daß eine solche Kombination für besondere Zwecke sich besser eignet als nur Aluminium. Auch Vanadin soll nach S. Epstein, J. H. Nead und T. S. Washburn⁹⁾ einen Kornverfeinernden Einfluß ausüben, doch sind hierfür größere Mengen erforderlich. Die größeren geldlichen Aufwendungen scheinen jedoch eine Anwendung vorläufig auszuschließen.

Eingehende Untersuchungen haben noch zu klären, ob es sich bei diesen Zugaben um ein Zusammenwirken von Desoxydation und Legierung handelt, oder ob Legierung allein, also eine Zugabe nach erfolgter Desoxydation, maßgebend ist.

Einfluß der McQuaid-Ehn-Korngröße auf die Eigenschaften der Stähle.

Grobkörnige Stähle härten tiefer ein, haben stärkeren Verzug zur Folge, sind härteempfindlicher und verfügen über geringere Zähigkeit. Der Bruch sieht nach einmaligem Härten meist schlechter aus als bei feinkörnigem Stahl. Die feinkörnigen Stähle zeigen bei der McQuaid-Ehn-Prüfung meist ein sogenanntes anormales Verhalten, sie neigen zur Weichfleckigkeit.

Obwohl im amerikanischen Schrifttum und auch von uns des öfteren angedeutet wird, daß normal und anormal

¹²⁾ Stahl u. Eisen 51 (1931) S. 1613/16.

¹³⁾ Bur. Stand. J. Res. 1 (1928) S. 423/66.

O. Leihener: Die Bedeutung der Korngröße beim Stahl.

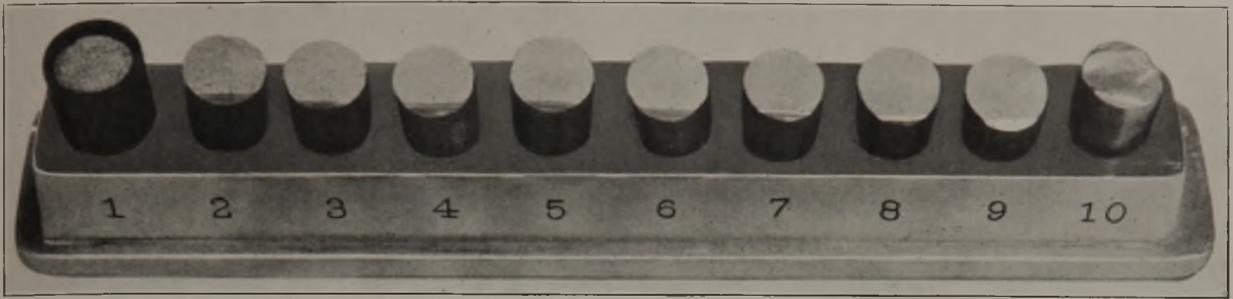


Abbildung 1. Standard-Bruchproben nach B. F. Shepherd.

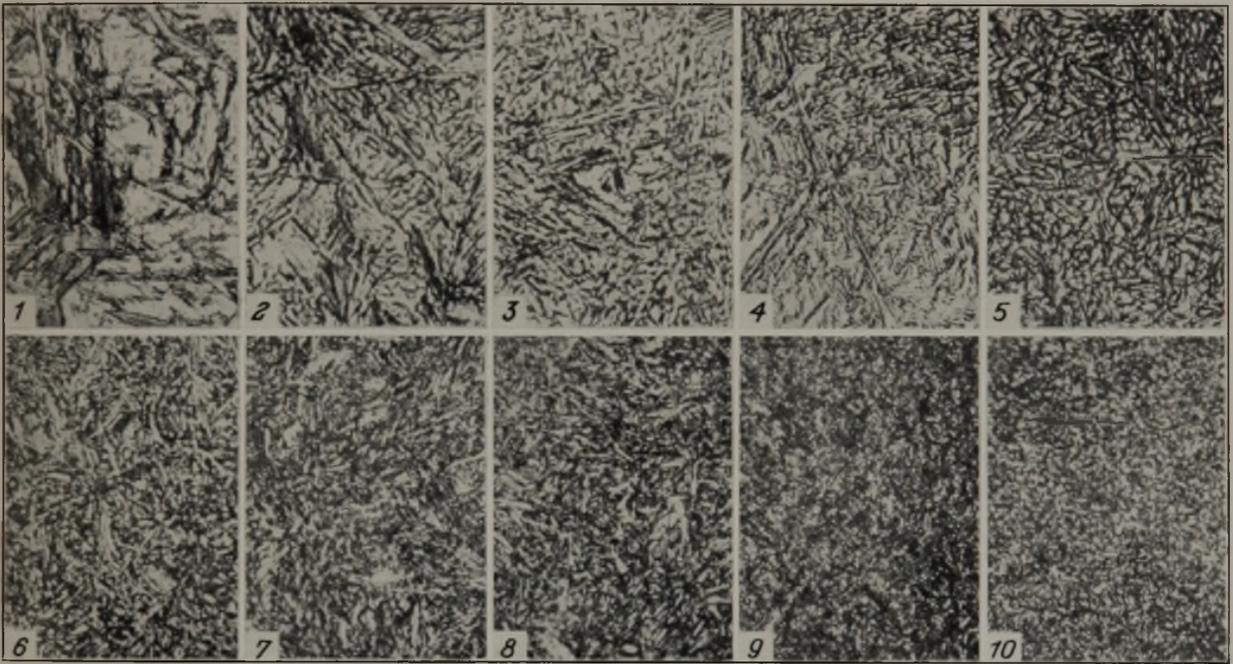


Abbildung 2. Feingefüge der Härtebruchreihe nach B. F. Shepherd.

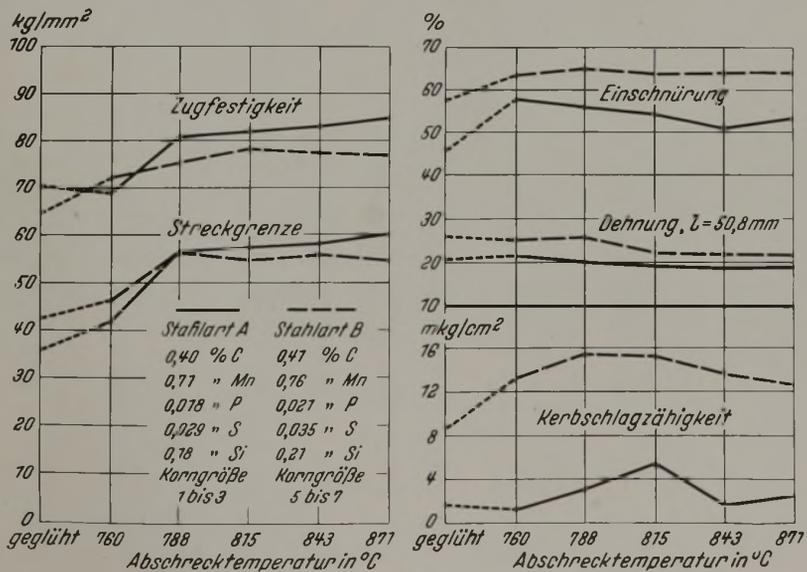


Abbildung 16. Abhängigkeit der Festigkeitseigenschaften von der Korngröße.

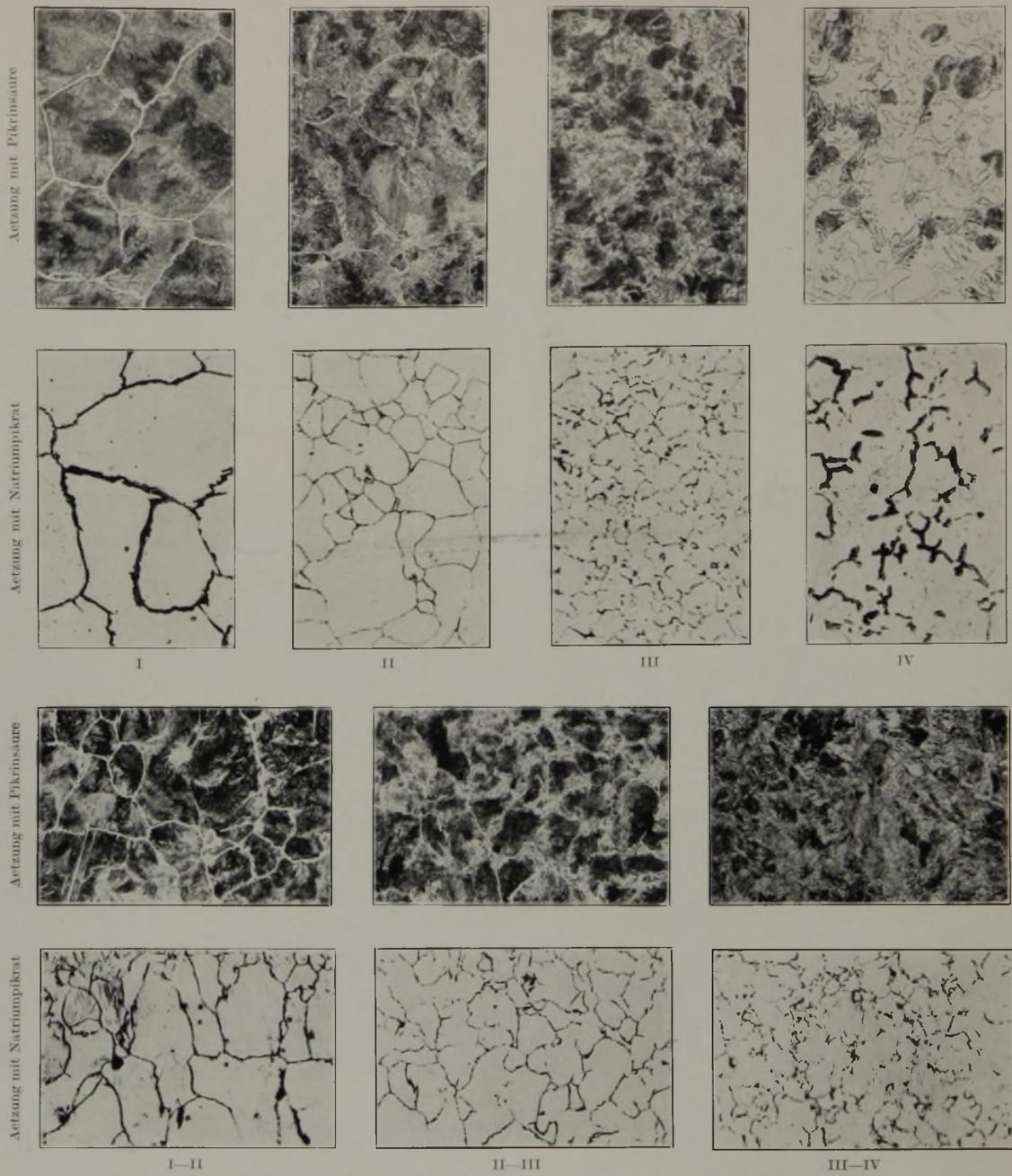


Abbildung 3. Standardreihe für McQuaid-Ehn-Proben des Bochumer Verein für Gußstahlfabrikation. ($\times 150$.)

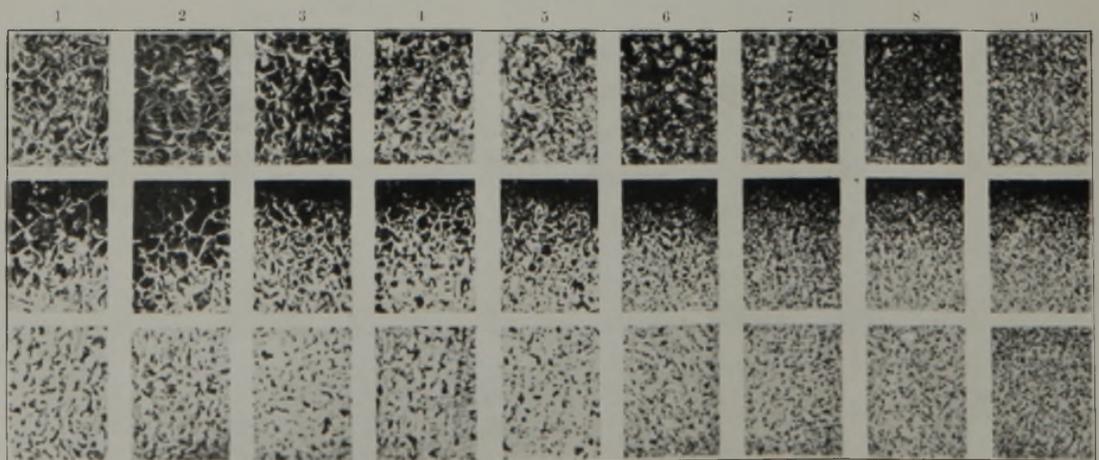


Abbildung 5. Korngrößentafel der Central Steel Company.

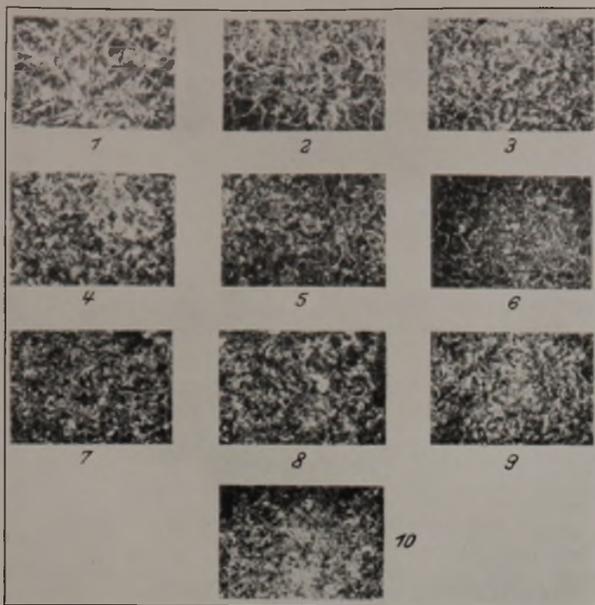


Abbildung 4. Korngrößentafel der United Alloy Steel Corporation und der Republic Steel Corporation.

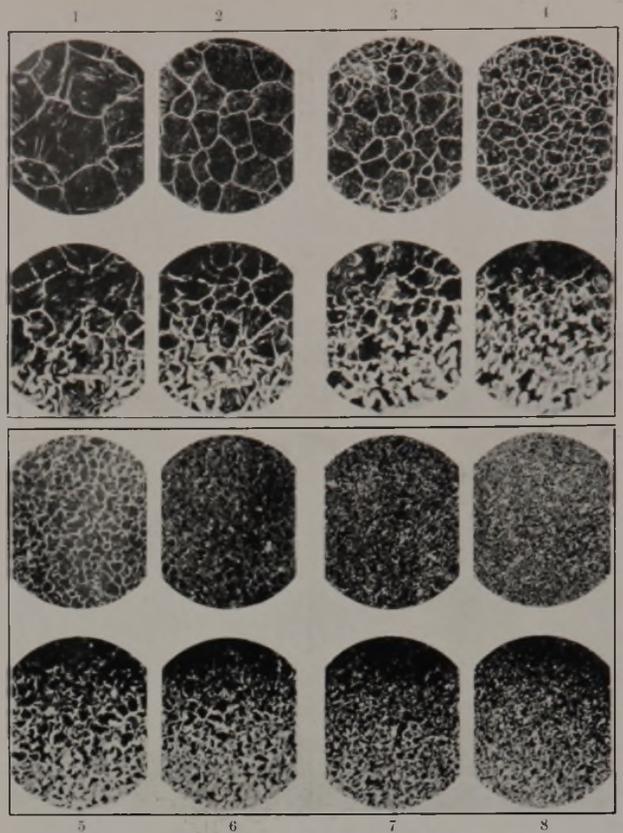
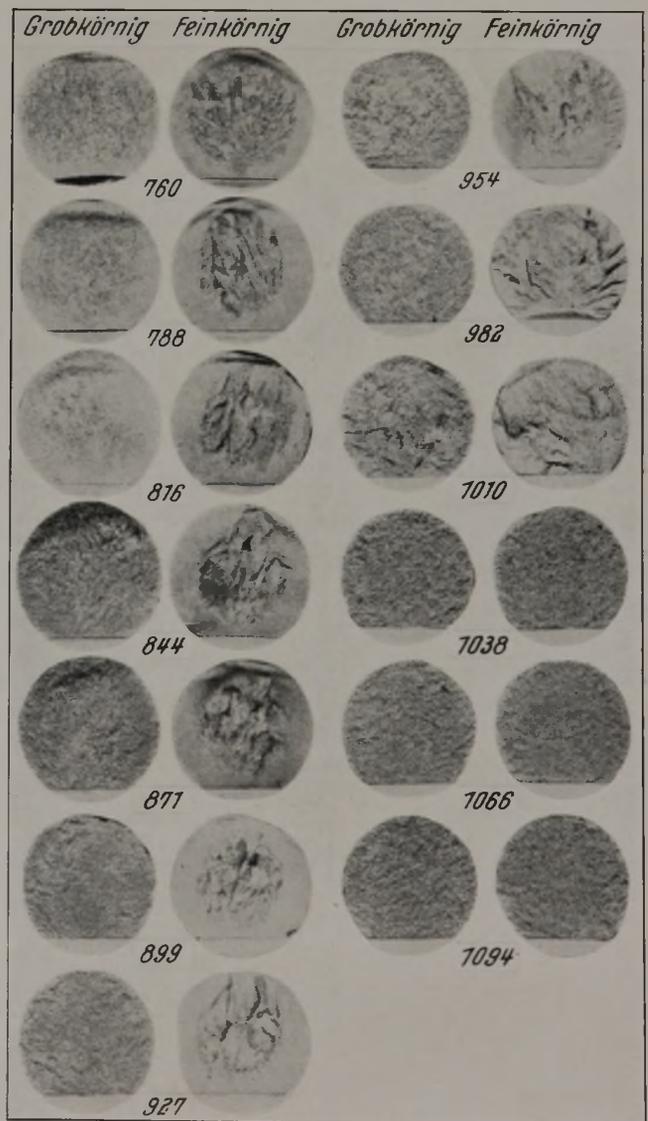
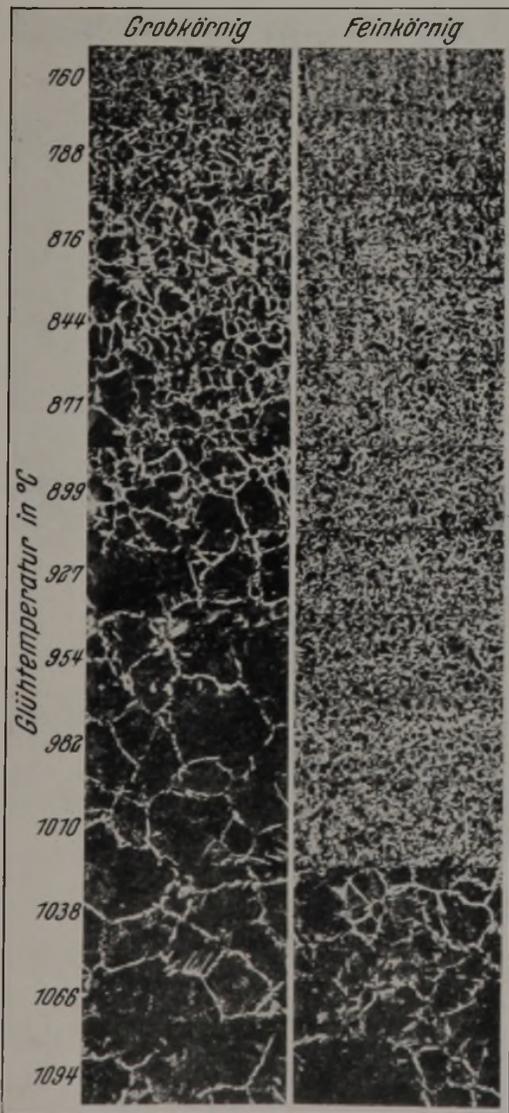


Abbildung 6. Korngrößentafel der American Society for Testing Materials.



der Glühtemperatur bei grob- und feinkörnigem Stahl.

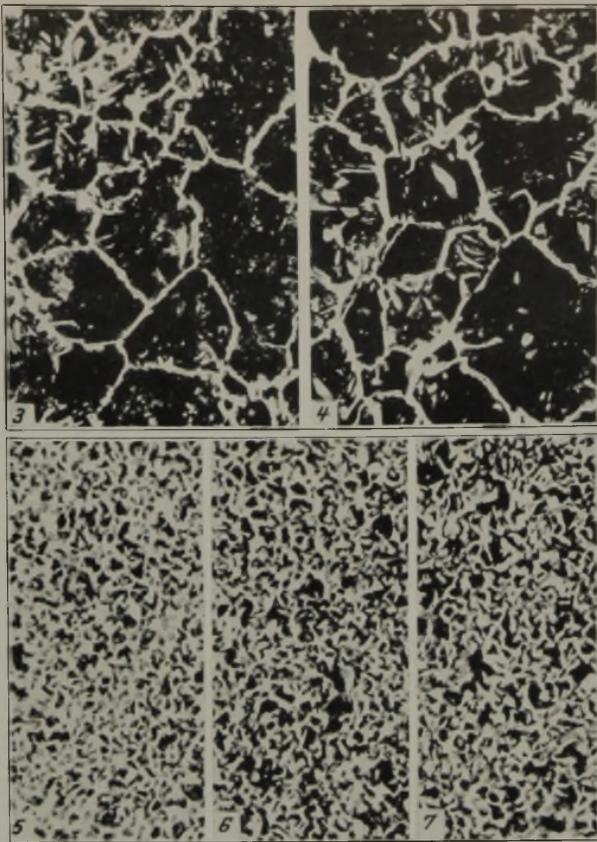


Abbildung 11. Einfluß von Aluminium auf die Korngröße. (Vgl. Zahlentafel 1.)

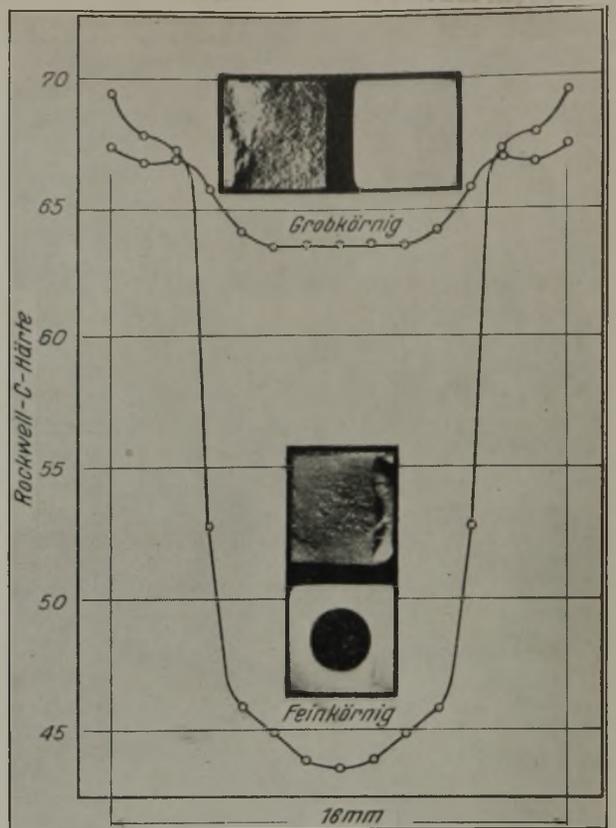


Abbildung 12. Durchhärtung bei verschiedener Korngröße.

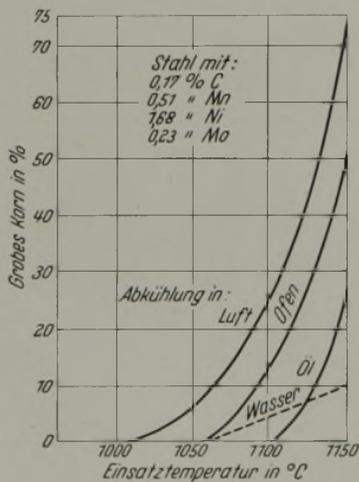


Abbildung 9. McQuaid-Ehn-Korngröße in Abhängigkeit von verschiedener Wärmebehandlung.

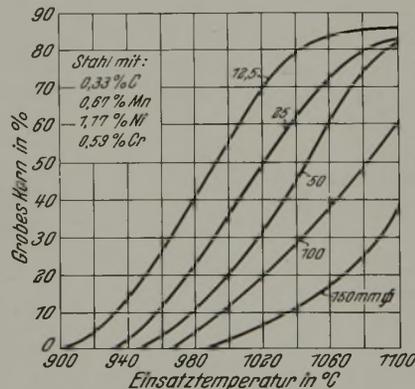


Abbildung 10. McQuaid-Ehn-Korngröße in Abhängigkeit von der Verschmiedung.

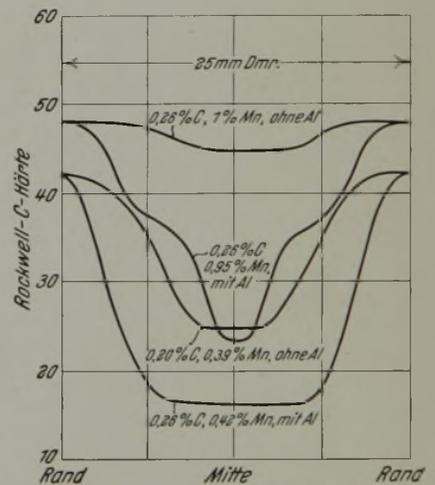


Abbildung 13. Einfluß von Aluminium auf die Durchhärtung.

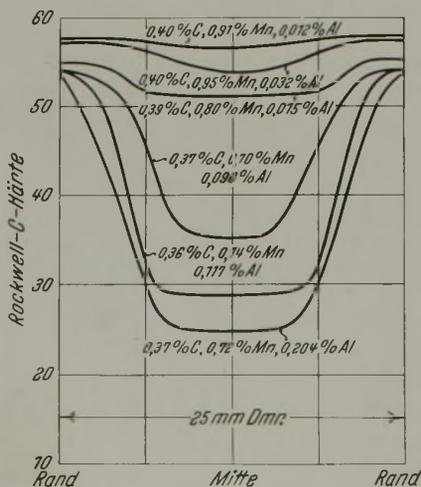


Abbildung 14. Einfluß von Aluminium auf die Durchhärtung.

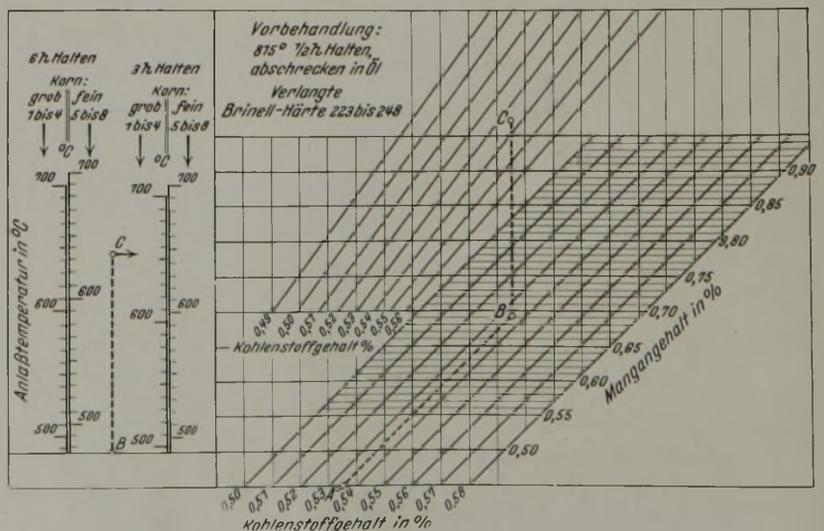


Abbildung 15. Anlaßtemperatur

keine Gütebezeichnung darstelle, schien der feinkörnige Stahl, da anormal größtenteils mit feinkörnig als wesensgleich angesehen wurde, auf Grund der auftretenden Weichfleckigkeit von minderer Güte zu sein. Man hat aber bald festgestellt, daß für manche Zwecke der feinkörnige Stahl sich besser eignete als der grobkörnige; durch seine größere Reaktionsfähigkeit, die eine geringere Durchhärtung bewirkt, wird ein zäher Kern bei harter Oberfläche erhalten. Beachtet man die schon an anderer Stelle ausgesprochene Tatsache, daß Weichfleckigkeit des anormalen feinkörnigen Stahles auf Grund seiner geringen Durchhärtungsfähigkeit und auch auf Grund von Fehlerquellen beim Abschrecken hervorgerufen wird, so dürfte bei Anwendung einer sorgfältigen schroffen Härtung, unter Umständen mit Spritzwasser, der Verwendung solcher Stähle nichts im Wege stehen. Auch F. Duftschmid und E. Houdremont¹²⁾ haben festgestellt, daß entsprechend dem anormalen Verhalten diese Stähle beim Härten in gewöhnlichem Wasser zur Weichfleckigkeit neigen, während in Salzwasser einwandfreie Härtung erzielt wird; allerdings wird durch die Gefahr des Verziehens die Anwendbarkeit dieses Verfahrens wesentlich beschränkt. Auch darf hierbei nicht übersehen werden, daß bei einigen Stählen selbst durch die beste Abschreckung Weichfleckigkeit nicht vermieden werden kann.

Bei diesem Punkt möchte ich darauf hinweisen, daß man eigentlich zwei Arten von Anormalität zu unterscheiden hat, nämlich Anormalität der Korngröße und Anormalität der Gefügebildung. Wird nur eine Anormalität der Korngröße festgestellt, so werden die ungünstigen Erscheinungen des Stahles wohl vollständig zurückgedrängt. McQuaid geht den Weg in dieser Richtung weiter und unterscheidet zusätzlich zwischen feinkörnig normalem und grobkörnig anormalem Stahl. Unter einem feinkörnig normalen Stahl versteht McQuaid einen Stahl, der bei der Einsatzprüfung bei guter und klarer Ausbildung des Zementitnetzes ein kleines Korn aufweist, unter grobkörnig anormal einen Stahl mit großem Korn, das aber nur unscharf vorliegt mit eingesprengten übergroßen Karbiden. Diese Unterscheidung hat ihre Berechtigung, wenn man bedenkt, daß bei der Untersuchung auf normales oder anormales Verhalten eines Stahles neben der Korngröße noch andere Umstände eine maßgebende Rolle spielen. So ist es z. B. wichtig, ob der Zementit als feines abgeschlossenes Netz auftritt oder ob er sich wurmartig zusammengeballt hat und von einem Ferrithof umgeben ist. Diese Zusammenballung des Zementits und Trennung von Zementit und Ferrit ist ein deutliches Kennzeichen für anormale Stähle.

Ein wesentliches Merkmal des grobkörnigen Stahles ist, daß er, wie schon erwähnt, eine bessere Durchhärtung ergibt. E. S. Davenport und E. C. Bain⁶⁾ geben hierzu ein schönes Beispiel (Abb. 12). Es handelt sich um ein und denselben Stahl mit künstlich hervorgerufenen Korngrößenunterschieden. Die durchhärtende grobkörnige Probe hat Korngröße 5 nach der Tafel der American Society for Testing Materials; sie wurde erhalten durch Glühen bei 980°. Die feinkörnige Probe hat Korngröße 8, erhalten durch Glühen bei 880°. Beide Proben wurden dann von 745° abgeschreckt. Bei der weiteren Betrachtung der Durchhärtung soll nun von der Voraussetzung ausgegangen werden, daß ein feines Korn nicht wie im vorigen Beispiel künstlich durch eine Wärmebehandlung, sondern zwangsläufig durch eine geregelte Aluminiumzugabe erhalten wird. Man ist dann in der Lage, die Durchhärtungseigenschaften in Abhängigkeit vom Kohlenstoff-, Mangan- und Aluminiumgehalt zu überprüfen. H. W. McQuaid⁷⁾ untersuchte in dieser Richtung Proben von 25 mm Dmr. eines unlegierten Stahles, die von 925° in Wasser abgeschreckt worden

waren. Abb. 13 zeigt die Ergebnisse. Der Stahl mit 0,20% C und 0,39% Mn ohne Aluminium härtet danach tiefer durch als der Stahl mit 0,26% C und 0,42% Mn mit Aluminium. Ebenso ist zu beachten, daß der Stahl mit 0,26% C und 1% Mn ohne Aluminium durchhärtet, während der Stahl mit 0,26% C und 0,95% Mn mit Aluminium einen breiten, zähen Kern zeigt. Die die Durchhärtung steigernde Wirkung des Mangans wird also in den vorliegenden Fällen durch die Aluminiumzugabe aufgewogen. Diese Verhältnisse veranschaulicht Abb. 14 nochmals für Stähle mit ungefähr gleichem Kohlenstoff- und Mangangehalt, aber unterschiedlichem Aluminiumzusatz. Auf Grund dieser Tatsache hat man Teile, die eine harte Oberfläche und einen zähen Kern besitzen sollen, wie Zahnräder, Wellen usw., aus feinkörnigem Stahl mit Aluminiumgehalt hergestellt.

Diese Stähle geben auch beim Härten weniger Beanstandungen, da Risse so gut wie gar nicht auftreten. Als Begründung für die erhöhte Rißeignung bei grobkörnigem Stahl wird angegeben, daß dieser, wahrscheinlich wegen seines größeren Gehaltes an Martensit, eine größere Volumenänderung als der feinkörnige erfährt. Allerdings kann bei feinkörnigen anormalen Stählen, die Weichfleckigkeit zeigen, durch auftretende Gefügespannungen Verziehen oder Rißgefahr ebenfalls und dann sogar in starkem Maße vorhanden sein. Diese Tatsache hat eine amerikanische Kraftwagenfirma veranlaßt, bei größeren im Einsatz zu härtenden Tellerrädern zu einer mittleren Korngröße (von 3 bis 5 nach der A.-S.-T.-M.-Tafel) zurückzugehen.

Es wird in den amerikanischen Arbeiten an mehreren Stellen erwähnt, daß die feinkörnigen Stähle einen weiteren Härtetemperaturbereich haben und sich einer Wärmebehandlung gegenüber weniger empfindlich zeigen. Diese Folge der Beruhigung mit Aluminium ist von den Werkzeugstählen her ja auch hier allgemein bekannt. Die weiteren Härtegrenzen mögen besonders für kleinere Betriebe, die nicht mit den notwendigen Temperaturmeßeinrichtungen ausgestattet sind, manchen Vorteil bieten.

Wie weit die eigentliche Korngröße trotz vieler noch bestehender Unklarheiten in Amerika bereits als feste Größe zur Stahlkennzeichnung herangezogen wird, veranschaulicht auch folgender Vorschlag zur schematischen Bestimmung der Anlaßtemperatur beim Vergüten. Handelt es sich darum, bei Massenfertigung beim Vergüten eine genau festgelegte Härte zu erreichen, ohne durch Aufstellen von Härteproben zusätzliche Arbeit zu erhalten, so soll eine graphische Darstellung nach Abb. 15 von J. A. Duma¹⁴⁾ gute Dienste leisten, die aus 50 000 Proben gewonnen wurde. Wenn Kohlenstoff- und Mangangehalt, McQuaid-Ehn-Korngröße und Haltezeit bekannt sind, so läßt sich aus ihr die zur Erlangung einer bestimmten Härte notwendige Anlaßtemperatur festlegen. Für einen grobkörnigen Stahl mit 0,535% C und 0,659% Mn, der von 815° in Öl abgeschreckt wurde, ergibt sich z. B. für dreistündiges Anlassen die Anlaßtemperatur zu 655°, wenn man eine Brinellhärte von 223 bis 248 Einheiten wünscht. Bei Massenerstellung jeweils der gleichen Teile aus demselben Stahl könnte dieses Verfahren Vorteile bieten; Voraussetzung ist allerdings, daß die Korngröße sowieso laufend bestimmt wird. Ich glaube aber, daß der Weg, die richtige Anlaßtemperatur durch eine Härteversuchsreihe festzustellen, nicht mehr Arbeitsaufwand bedeutet als die Bestimmung der McQuaid-Ehn-Korngröße. Auch scheint man mit der Schematisierung hier doch einen Schritt zu weit gegangen zu sein.

Die Festigkeitseigenschaften grob- und feinkörniger Stähle sind in vielen Arbeiten verglichen wor-

¹⁴⁾ Met. Progr. 28 (1935) Nr. 6, S. 48/51.

den¹⁵⁾. Die beobachteten Unterschiede sind oft nicht sehr hervorstechend. Dies mag größtenteils darauf beruhen, daß die Unterschiede in den Korngrößen dementsprechend auch nicht groß genug gewählt wurden. Wenn man die Ergebnisse zusammenfaßt, so scheint der grobkörnige Stahl höhere Zugfestigkeit, gleiche Streckgrenze, etwas kleinere Einschnürung, kleinere Dehnung, allerdings bedeutend kleinere Kerbschlagzähigkeit gegenüber dem feinkörnigen Stahl zu haben. Die Temperatur des Steilabfalles der Kerbschlagzähigkeit soll stark mit der Verfeinerung des Kornes sinken. Zur Kennzeichnung der Größenunterschiede der technologischen Werte möge *Abb. 16* dienen. Beim Warmzugversuch, über den A. E. White und C. L. Clark¹⁶⁾ berichten, wird ebenfalls festgestellt, daß der grobkörnige Stahl die höheren Festigkeitswerte über den größten Teil des Temperaturgebietes liefert. Der Unterschied ist zwischen 400 und 550° am größten; bei noch höheren Temperaturen werden für fein- und grobkörnige Stähle die Werte annähernd gleich.

Was die Schmiebarkeit anbetrifft, ist festgestellt worden, daß der feinkörnige Stahl beim Schmieden leichter fließt¹⁷⁾.

R. L. Kenyon¹⁸⁾ bringt die Korngröße in Beziehung zur Tiefziehbarkeit von Blechen. Er erklärt, daß die rauhe Oberfläche, die bei grobem Korn erhalten wird, für viele tiefgezogene Enderzeugnisse unbrauchbar ist. Wir verwenden für gewöhnlich für Tiefziehbleche unberuhigten Stahl. Eine rauhe Oberfläche ist in allen uns bekannten Fällen vermieden worden, wenn kritische Verformungstemperaturen und -grade vermieden wurden. Der unberuhigte Stahl ist aber in die Reihe der Grobkornstähle einzugliedern, wie auch in neuerer Zeit die Versuche von W. Tofaute und V. Lwowski¹⁹⁾ gezeigt haben, die mit unberuhigtem Flußstahl und mit einem desoxydierten Izett-Stahl durchgeführt wurden. Das bei einer Normalglühung von 930° ermittelte Korn des unberuhigten Flußstahles war ungefähr 300 μ^2 und ungefähr 120 % größer als das des völlig desoxydierten Izett-Stahls.

Feinkörnige Stähle sollen nach B. F. Shepherd²⁾ das Bestreben haben, einen langen, tiefer liegenden Lunker im Block zu bilden als der gewöhnliche Handelsstahl, was zu einem größeren Betrag an Abfall führt. Eine Begründung für diese Feststellung wird leider von Shepherd nicht mitgeteilt, dagegen wird angeführt, daß diese Erscheinung von beachtlicher Wichtigkeit für die Wirtschaftlichkeit ist, denn wenn vom Verbraucher feinkörniger Handelsstahl verlangt wird, so wird der Stahlhersteller nicht nur belastet mit der besonderen Ueberwachung und dem zusätzlichen Bedarf an Aluminium und Silizium, sondern auch durch vergrößerten Ausschuß.

Auf die magnetischen Eigenschaften²⁰⁾ soll die Korngröße insofern von Einfluß sein, als mit zunehmender Verkleinerung des Kornes die Hysteresisverluste anwachsen. In diesem Zusammenhang muß allerdings daran erinnert werden, daß die Haupteinflußgröße auf die Hysteresisverluste nicht die Größe des Kornes ist, sondern die Menge der Bestandteile, die an den Korngrenzen angelagert sind. Bei einem kleinen Korn werden im allgemeinen die Bestandteile an den Korngrenzen in größerem Maße vorhanden sein

¹⁵⁾ Vgl. H. Scott: *Trans. Amer. Soc. Met.* 22 (1934) S. 1142 bis 1173; F. G. Seifing und K. T. Trigger: *Trans. Amer. Soc. Met.* 23 (1935) S. 782/96.

¹⁶⁾ *Trans. Amer. Soc. Met.* 22 (1934) S. 1069/98.

¹⁷⁾ W. E. Sanders: *Trans. Amer. Soc. Met.* 22 (1934) S. 1051 bis 1068.

¹⁸⁾ *Trans. Amer. Soc. Met.* 22 (1934) S. 1099/1419.

¹⁹⁾ *Techn. Mitt. Krupp* 4 (1936) S. 66/74; vgl. *Stahl u. Eisen* 56 (1936) S. 1148/50.

²⁰⁾ W. E. Ruder: *Trans. Amer. Soc. Met.* 22 (1934) S. 1120/41.

als bei einem grobkörnigen Stahl. Vielleicht spielt hier die Anormalität des Kornes bzw. die Zementitzusammenballung eine wichtigere Rolle als die eigentliche Korngröße.

Aus diesem kritischen Bericht, dem die Veröffentlichungen amerikanischer Fachzeitschriften in den letzten Jahren zugrunde gelegen haben²¹⁾, ist zu ersehen, daß die Korngröße des Stahles und ihr Einfluß auf die Stahleigenschaften bei den amerikanischen Metallurgen große Beachtung gefunden hat. Es ist, wie schon erwähnt, nicht nur die Forschung, die sich mit dieser Frage beschäftigt, auch die Stahlwerker haben sich energisch dieser neuen Dinge angenommen. Man hört heute von Amerika, daß der Korngrößenprüfung mehr Bedeutung beigemessen wird als den anderen Erprobungen. Wie weit die Dinge allerdings schon reif genug sind, in Abnahmevorschriften aufgenommen zu werden, möge dahingestellt bleiben. Nach Mitteilung amerikanischer Metallurgen soll durch die Korngrößenuntersuchungen und die daraus gezogenen Folgerungen eine große Umwälzung in der amerikanischen Stahlherstellung vor sich gegangen sein.

Wenn erst die noch zahlreichen bestehenden Fragen geklärt sind und es Allgemeingut der Stahlwerker wird, die Korngröße und damit bestimmte Eigenschaften des Stahles willkürlich im laufenden Betriebe ohne zusätzliche Nachteile zu erzeugen, so werden wir in der Lage sein, für bestimmte Zwecke die Güte des Erzeugnisses zu erhöhen oder durch diese Gütesteigerung, z. B. für unlegierten Stahl, Absatzgebiete zu erobern, die sonst nur den legierten Stählen vorbehalten sind. Damit ginge aber eine Einsparung von wertvollen Legierungselementen Hand in Hand.

Zusammenfassung.

Im Zusammenhang mit den Untersuchungen über das anormale Verhalten des Stahles bei der Einsatzhärtung, das unterdessen durch die Arbeit von F. Duftschmid und E. Houdremont als geklärt gelten kann, hat man sich in Amerika in den letzten Jahren sehr stark mit der Bedeutung der Korngröße für die Beurteilung des Stahles befaßt. Die Feststellung, daß je nach den Erschmelzungs- und Desoxydationsbedingungen der eine Stahl nach den üblichen Verarbeitungsgängen ein feineres Korn hat als der andere, veranlaßte Untersuchungen über die zweckmäßige Ermittlung dieser arteigenen Korngröße, über die wechselseitigen Beziehungen zwischen Korngröße, Warmverformung und Wärmebehandlung sowie über den Einfluß der Korngröße auf die Gebrauchseigenschaften der Stähle. Die arteigene Korngröße wird in Amerika zumeist nach der McQuaid-Ehn-Prüfung ermittelt und nach der Tafel der American Society for Testing Materials durch eine Zahl gekennzeichnet. Im allgemeinen härten grobkörnige Stähle tiefer ein, haben aber stärkeren Verzug zur Folge und sind überhitzungsempfindlicher; feinkörnige Stähle haben eine etwas geringere Festigkeit, aber eine unverhältnismäßig größere Zähigkeit. Das Hauptmittel zur Beeinflussung der arteigenen Korngröße wird im Aluminium gesehen, das bei richtiger Vordesoxydation des Stahles fein verteilte, als Keime wirkende Tonerdeinschlüsse bildet. H. W. McQuaid hat allerdings die Anschauung entwickelt, daß die Kornverfeinerung auf eine Legierungswirkung des Aluminiums zurückzuführen sei. Silizium, Titan, Zirkon und Vanadin kommen als kornverfeinernde Mittel auch in Frage, aber ihre Wirkung soll nicht ganz so sicher sein.

²¹⁾ Vgl. außer den schon angeführten Arbeiten noch H. W. Graham: *Trans. Amer. Soc. Met.* 22 (1934) S. 926/41; B. L. McCarthy: *Iron Age* 136 (1935) Nr. 15, S. 20/27; Nr. 16, S. 28/34; T. G. Digges und L. Jordan: *Trans. Amer. Soc. Met.* 23 (1935) S. 839/60; D. W. Murphy und W. P. Wood: *Trans. Amer. Soc. Met.* 24 (1936) S. 25/95; J. H. Rowland und C. Upthegrove: *Trans. Amer. Soc. Met.* 24 (1936) S. 96/132.

Versuche über den Abbrand in Walzwerksöfen.

Dritter Teil: Weitere Einflußgrößen, Beziehungen zum Walzabbrand, wirtschaftliche Gesichtspunkte¹⁾.

Von Fritz Wesemann in Düsseldorf und Franz Strähuber in Dortmund.

[Bericht Nr. 129 des Walzwerksausschusses und Mitteilung Nr. 237 der Wärmestelle des Vereins deutscher Eisenhüttenleute*].

(Untersuchungen über Einfluß von Ziehtemperatur und Wasserdampfgehalt der Rauchgase. Ofenbauart und Abbrand. Anteil von Ofenabbrand und Walzabbrand am gesamten Abbrand. Bedeutung des Abbrandes für die Werkstoffgüte. Betriebskosten des Walzwerks und Wirtschaftlichkeitsrechnungen.)

1. Weitere Untersuchungen über Ofenabbrand an Stoß- und Rollöfen.

a) Einfluß der Ofenatmosphäre.

Im ersten Teil der Arbeit (s. Mitteilung 222) wurde darauf hingewiesen, daß der Ofenabbrand a_f in kg/m^2 Blockoberfläche unter den besonderen Versuchsbedingungen bei dem mit Koksofengas beheizten Rollofen stärker mit der Wärmzeit anstieg als an den Öfen, die mit wasserstoffärmeren Brennstoffen, wie Kohle, Generatorgas und Kohlenstaub, beheizt wurden. Diese Schlußfolgerung wurde namentlich durch den Vergleich mit Versuchsergebnissen nahegelegt, die in Mitteilung 209 besprochen worden sind. Abb. 1 erläutert dies näher, indem sie auf Grund der Versuchsergebnisse in den Mitteilungen 209 und 222 nochmals a_f abhängig von der Wärmzeit für verschiedene Temperaturbereiche darstellt, und zwar ist Linie 1 den Versuchen an dem mit Koksofengas beheizten Rollofen, Linie 2 und 3 denjenigen an Stoß- und Rollöfen mit Beheizung durch Steinkohlengeneratorgas, Steinkohle in Rostfeuerungen, Mischgas und Braunkohlenstaub zugeordnet. Das Auftragen einiger aus Mitteilung 224, Zahlentafel 4 und Abb. 13, entnommener weiterer a_f -Werte für Koksofengas und Ziehtemperaturen zwischen 1380 und 1400° in Abb. 1, durch die die Linie 1a in roher Schätzung hindurchgelegt ist, weist zunächst den außerordentlichen Einfluß der Ziehtemperatur auf den Abbrand a_f nach. Andererseits erbrachten mit wissenschaftlicher Sorgfalt durchgeführte Laboratoriumsversuche wiederholt den Hinweis auf einen abbrandsteigernden

Einfluß des Wasserdampfgehalts der Rauchgase. Wie Zahlentafel 1 zeigt, ist der aus der natürlichen Feuchtigkeit, dem Dampfzusatz und dem Verbrennungswasser sich ergebende Gesamtfeuchtigkeitsgehalt der Rauchgase je nach der Brennstoffart sehr verschieden.

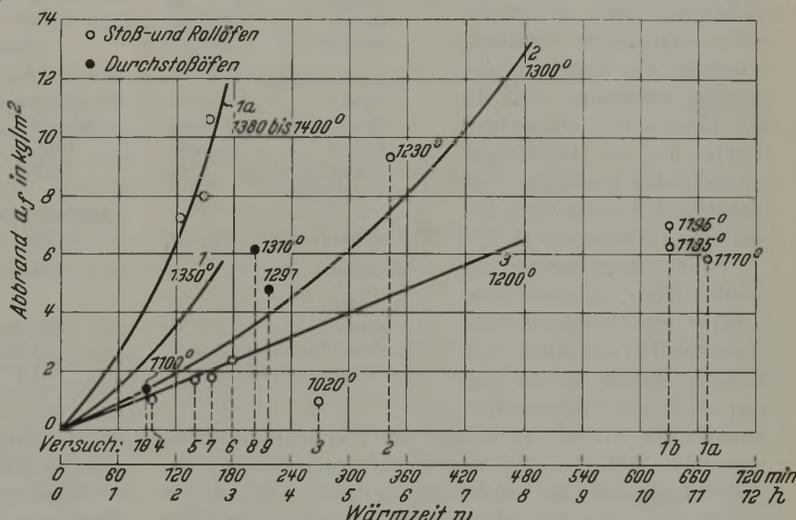


Abbildung 1. Abbrand an Stoß- und Rollöfen.

Man kann hier drei Gruppen zusammenfassen, und zwar: Gruppe 1 unter 50 g/Nm^3 Rauchgas, wozu Hochofengas mit einer Temperatur bis zu 30° gehört (Zahlentafel 1, Spalte 1), Gruppe 2 mit 80 bis 120 g/Nm^3 , die gereinigtes und ungereinigtes Generatorgas aus Steinkohle und Braunkohlenbriketts und Rostfeuerungen mit üblichem Dampfzusatz umfaßt (Zahlentafel 1, Spalte 2 bis 4, 5a, 6a),

Zahlentafel 1. Dampfgehalt des Rauchgases verschiedener Brennstoffe.

	Feuchtigkeit und Dampfzusatz im Brennstoff	Gehalt des Brennstoffes		Rauchgasmenge bei theoretischer Verbrennung	Entstehende Dampfmenge			Feuchtigkeit im Rauchgas	
		an Wasserstoff	an schweren Kohlenwasserstoffen und Methan		aus Verbrennung	aus Brennstofffeuchtigkeit	gesamt		
	g/Nm^3 bzw. g/kg	%	%	$Nm^3/Nm^3, kg$	g	g	g	g/Nm^3	
1	Hochofengas 20°	19,0	1,0—3,0	—	1,65	16,0	19,0	35,0	21,2
2	Hochofengas 55°	148,0	1,0—3,0	—	1,81	16,0	148,0	164,0	90,0
3	Generatorgas, kalt, gereinigt	25,0	12,0—15,0	1,0	1,97	124,0	25,0	149,0	81,0
4	Generatorgas aus Steinkohle ungereinigt, Dampfzusatz wie üblich	60,0	12,0—15,0	1,8	2,2	127,0	60,0	187,0	85,5
5a	Generatorgas aus Braunkohlenbriketts, ungereinigt, Dampfzusatz wie üblich	80,0	13,0—16,0	2,5	2,5	156,0	80,0	236,0	94,5
5b	Generatorgas wie 5a, Dampfzusatz sehr hoch	150,0	13,0—16,0	2,5	2,59	156,0	150,0	306,0	118,0
6a	Rostfeuerung, Steinkohle, Dampfzusatz wie üblich	280,0	5,0	—	7,0	446,0	280,0	726,0	104,0
6b	Rostfeuerung, Steinkohle, Dampfzusatz sehr hoch	600,0	5,0	—	7,4	446,0	600,0	1046,0	141,0
7	Koksofengas	20,0	50,0	30	5,0	880,0	20,0	900,0	180,0

¹⁾ Vgl. hierzu als zusammenfassende Unterrichtung: Stahl u. Eisen 55 (1935) S. 33/38 (Wärmestelle 209) u. 1229/34 (Wärmestelle 222); 56 (1936) S. 108/14 (Wärmestelle 224).

*) Vorgetragen in der 35. Vollsitzung des Walzwerksausschusses am 28. Juli 1936. — Sonderabdrucke sind vom Verlag Stahleisen m. b. H., Düsseldorf, Postschließfach 664, zu beziehen.

Gruppe 3 über 150 g/Nm^3 , der Rostfeuerungen mit übermäßig hohem Dampfzusatz und Koksofengas zugeordnet sind (Zahlentafel 1, Spalte 6b, 7).

Um Klarheit über den Einfluß des Dampfgehaltes der Rauchgase auf den Abbrand zu schaffen, wurden mehrere

ergänzende Abbrandversuche an Wärmöfen mit Beheizung durch Hochofengas und durch Koksofengas abgewickelt.

Die Versuchsergebnisse mit Hochofengas und die Kennzahlen der dazu benutzten Öfen zeigt *Zahlentafel 2*.

Die Punkte 1a und 1b liegen in *Abb. 1* mit Temperaturen von nur wenig unter 1200° beträchtlich unterhalb der für eine mittlere Ziehtemperatur von 1200° gültigen Linie (3). Sie lassen selbst unter Berücksichtigung der unvermeidlichen Streuungen derartiger Versuche die Folgerung begründet erscheinen, daß die Kleinheit des Dampfgehaltes der aus Hochofengas entstehenden Rauchgase (*vgl. Zahlentafel 2*) tatsächlich den Abbrand vermindert.

Punkt 2 liegt dagegen wesentlich höher, als seiner Temperatur und Wärmzeit (*vgl. Linie 2 und 3*) entspricht. Die Ursache hierfür ist die von den üblichen Ofenbauarten abweichende Art der Aufheizung des Wärmguts in diesem mit Umkehrflamme auf dem Ziehherd arbeitenden Ofen. Der Schwerpunkt der Aufheizung befindet sich auf dem Ziehherd, auf dem der größte Teil der Abgase unmittelbar in die Regeneratoren für Gas und Luft abzieht. Das Wärmgut tritt daher schwach erwärmt in den Ziehherd ein, in dem es nun, um die erforderliche Ziehtemperatur und Durchweichung zu erreichen, verhältnismäßig lange verweilen muß und dem Einfluß sehr hoher Temperaturen ausgesetzt ist. Zu diesem Zweck liegen die von den Gleitschienen herabfallenden und dabei um 180° gekanteten Blöcke zu dritt und nicht, wie sonst üblich, einzeln auf dem Ziehherd, um dort allseitig von der Flamme umspült zu werden. Daraus ergibt sich eine dreimal so lange Teilwärmzeit im Ziehherd; sie betrug am Ofen 2 17 min gegenüber 6 bis 6,5 min an einem gleich großen und gleich stark belasteten Ofen der gewöhnlichen Bauart. Nach den Versuchen von Sträuber¹⁾ erhöht eine zusätzliche Wärmzeit im Ziehherd von 10 min den Abbrand um 100%, also auf das Zweifache, so daß der am Ofen 2 ermittelte Wert von a_1 unter üblichen Verhältnissen auf $\frac{9,30}{2} = 4,65 \text{ kg/m}^2$ sinken müßte. Wie *Abb. 1* zeigt, deckt er sich jetzt gut mit Linie 2. Wegen der ungewöhnlichen Bauart des Ofens kann man diesen Versuch nicht zu einem Urteil über die Wirkungen des Dampfgehalts der Rauchgase auf den Abbrand verwerten.

Ein weiterer Ergänzungsversuch wurde an einem ebenfalls mit Hochofengas beheizten Durchstoßofen durchgeführt, der eine Herdfläche von 55 m² hatte und Blöcke mit einem Querschnitt von 340 mm × 340 mm und einem Gewicht von 1700 kg auf eine Temperatur von 1020° anwärmte. Der Abbrand betrug bei einer Wärmzeit von 270 min 1,0 kg/m² und ist in *Abb. 1* als Punkt 3 eingetragen.

Während es die Lage der Punkte 1a und 1b wahrscheinlich machte, daß bei sehr hohem Wasserdampfgehalt der Rauchgase der Abbrand unter sonst gleichen Verhält-

Zahlentafel 2. Ofen- und Versuchskennzahlen.

Ofen	1		2
	1 a	1 b	2
Versuch	Hochofengas		Hochofengas
Brennstoff	5 Stirnbrenner im Ziehherd		Siemens-Regenerativ-Feuerung mit Umkehrflamme im Ziehherd, dazu 2 × 3 kleine Unterbrenner im Stoßherd für Mischgas
Beheizung	2 × 2 Unterbrenner im Stoßherd		
Abgasausnutzung und -vorwärmung	Gas und Luft im Rekuperator vorgewärmt (Gas auf 300°, Luft auf 550 bis 625°)		Gas und Luft regenerativ vorgewärmt
Abgaszusammensetzung	im Ziehherd und in Ofenmitte schwach reduzierend, am Ofenende oxydierend		gleichmäßig schwach reduzierend
Herdmaße:			
Länge m	22		19
Breite m	4		4
Fläche m ²	88		76
Versuchsblöcke:			
Zahl	Versuch 1a: 1	Versuch 1b: 2	2
Querschnitt . . . mm ²	350/335	400/375	325/375
Länge mm	1505	1495	1510
Einsatzgewicht . . kg	1453,8	1474	1295
Stahlgüte	weich		weich, siliziert
Ziehtemperatur . . ° C	Versuch 1a	Versuch 1b	
	1170	1195	1230
Wärmzeit min	670	630	344
Abbrand			
gesamt kg	13,5	16,2	22,5
Gewichtsabbrand a_g %	0,92	1,11	1,72
Flächenabbrand a_1 kg/m ²	5,87	7,0	9,30

nissen sinkt, bleibt die Frage offen, ob er im gleichen Temperaturbereich durch besonders dampffreie Rauchgase über die Werte gesteigert wird, die nach Linie 3 in *Abb. 1* Rauchgasen mit einem mittleren Dampfgehalt zugeordnet sind. Zu diesem Zweck wurden einige weitere Versuche an Öfen mit Koksofengasbeheizung vorgenommen, die im folgenden besprochen werden.

Die Versuchspunkte 4 und 5 in *Abb. 1* entstammen einem Stoßofen mit Koksofengasbeheizung, der mit wenigen Vorderbrennern und zahlreichen über und unter den Gleitschienen liegenden Seitenbrennern beheizt wird, eine Breite von 2,4 m, eine Länge von 22,05 m, also eine Herdfläche von 53 m² hat und Knüppel mit einem Querschnitt von 90 × 90 mm, einer Länge von 1780 mm und einem Gewicht von 113 kg anwärmt. Der Temperaturverlauf der Knüppeloberfläche beim Hindurchgang durch den Ofen entspricht etwa demjenigen des mit Hochofengas beheizten Ofens 1, d. h. die Knüppeloberfläche erreicht verhältnismäßig rasch die Ziehtemperatur von 1230 bis 1245° und verweilt längere Zeit auf dieser Temperatur. Die beiden Punkte 4 und 5 liegen dicht unter Linie 3. Ein weiterer mit Koksofengas beheizter Stoßofen ergab den Punkt 6. Der Ofen ist 12,5 m lang, 3,8 m breit mit einer Herdfläche von 47,5 m² und wärmt Knüppel mit einem Querschnitt von 60 × 60 mm, einer Länge von 1,65 m und einem Gewicht von 45 kg, die doppelt gelagert und zweireihig durchgesetzt werden, auf eine Ziehtemperatur von 1245° an. Das Gas wird durch Stirnbrenner und über den Gleitschienen liegende Seitenbrenner zugeführt. Die Abbrandwerte beziehen sich auf die obere Knüppellage, die der Einwirkung der Abgase unmittelbar ausgesetzt ist. Der Versuchspunkt 6 liegt dicht an Linie 3.

Der Vollständigkeit halber ist noch der Versuchspunkt 7 an einem mit Halbgasfeuerung beheizten Stoßofen bei einer Ziehtemperatur von 1245° eingetragen, der an Knüppeln mit einem Querschnitt von 130 mm × 130 mm ermittelt wurde. Auch dieser Punkt liegt nahe an der Linie 3.

Im großen und ganzen ist also bei Ziehtemperaturen bis etwas über 1200°, d. h. im Bereich der praktisch meist vorkommenden Walztemperaturen, bei sehr hohem Wasserdampfgehalt der Rauchgase ein den Abbrand steigernder Einfluß dieses hohen Wasserdampfgehalts nicht nach-

zuweisen, während es sich oben ergeben hatte, daß bei sehr niedrigem Wasserdampfgehalt der Abbrand in diesem Temperaturbereich merkbar sank.

Es fragt sich, ob dies auch für höhere Ziehtemperaturen gilt. Nach Abb. 13 der Mitteilung 224, die den Abbrand a_1 für Koksofengas, also dampfreiches Rauchgas, abhängig von der Ziehtemperatur darstellt und Zahlentafel 4 der gleichen Quelle ist bei einer Ziehtemperatur von 1300° und neutraler Ofenatmosphäre der Abbrand $a_1 = 2,5 \text{ kg/m}^2$. Die zugehörige Wärmzeit beträgt etwa 120 min. Sucht man in Abb. 1 über dem Abszissenpunkt 120 min den Schnittpunkt mit der Linie 2 für 1300° auf, so findet man $a_1 = 2,0 \text{ kg/m}^2$ für Rauchgase mit mittlerem Dampfgehalt.

Demnach ergibt sich folgendes:

Oberhalb einer Ziehtemperatur von 1300° steigert wasserdampfreiches Rauchgas dem Abbrand gegenüber mittlerem Wasserdampfgehalt im Rauchgas, wie es nach Zahlentafel 1 aus Generatorgas und Kohle entsteht.

Unter einer Ziehtemperatur von 1250° senkt wasserdampfarmes Rauchgas den Abbrand unter denjenigen Betrag, der sich bei der Beheizung mit Rauchgasen mittleren Wasserdampfgehalts ergibt. Dieser Einfluß könnte zwar im Bereich höherer Temperaturen nicht durch Versuche nachgeprüft werden, tritt aber — wenn man den reaktionsfördernden Einfluß der Temperatur auch auf diesem Gebiet anerkennt — um so stärker hervor, je höher die Ziehtemperatur liegt.

Zusammenfassend darf man also annehmen, daß über 1250 bis 1300° der Abbrand schlechthin mit steigendem Wasserdampfgehalt der Rauchgase zunimmt; dagegen ist diese Feststellung unter 1200° dahin einzuschränken, daß lediglich ungewöhnlich wasserdampfarme Rauchgase eine

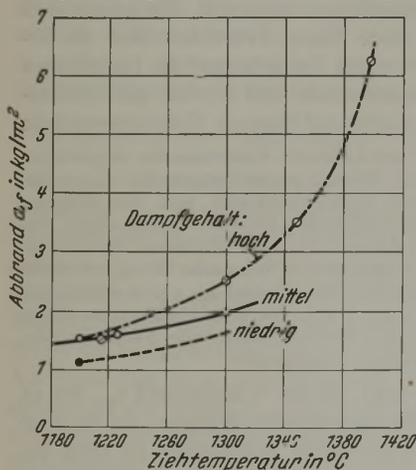


Abbildung 2. Einfluß des Dampfgehaltes der Rauchgase auf den Abbrand. (Wärmzeit 120 min.)

des Abbrandes a_1 von der Ziehtemperatur für Rauchgase mit verschieden hohem Dampfgehalt im Sinne der Einteilung nach Seite 1279 darstellt.

Diese Folgerungen beziehen sich lediglich auf die Höhe des Abbrandes an sich, ohne daß damit ein Urteil über die Schädlichkeit oder Nützlichkeit des Abbrandes ausgesprochen werden soll. Hierauf wird weiter unten unter 4 näher eingegangen werden.

b) Einfluß der Beheizungsart.

Ein Zusammenhang zwischen der Art der Brennstoffzufuhr, also der Brenneranordnung, war für die in den Mitteilungen Nr. 209, 222 und 224 untersuchten Verhältnisse nicht nachzuweisen. Öfen mit ausschließlicher Beheizung

vom Ziehherd aus, wie z. B. Halbgasöfen und ältere Generatorgasöfen, zeigen unter sonst gleichen Bedingungen ähnliche Abbrandwerte wie solche Öfen, denen nur ein Teil der Wärme am Ziehherd, der Rest durch Seitenbrenner zugeführt wird, die entweder oberhalb und unterhalb oder nur oberhalb der Gleitschienen angeordnet sind.

Dieses Ergebnis erscheint erklärlich; denn die Anordnung von Seitenbrennern an Öfen, die mit gereinigten, schnell und ohne leuchtende Flamme verbrennenden Gasen beheizt werden, hat ja gerade den Zweck, den für die Verfeuerung von Kohle, Kohlenstaub und ungereinigtem Generatorgas mit ihrer lang gezogenen Flamme kennzeichnenden Verlauf der Aufheizung des Wärmguts über die Ofenlänge sicherzustellen. Einen Ausnahmefall stellen indessen die Durchstoßöfen dar, deren unangenehmste, jedem Betriebsmann geläufige Eigenschaft der Eintritt erheblicher Falschlufmengen durch den Ausstoßschlitz in den heißesten Ofenteil darstellt. Schon die in Mitteilung Nr. 209 enthaltenen Versuche an einem mit Mischgas gefeuerten Durchstoßofen, deren Meßwerte in Abb. 1 unter Nr. 8 und 9 eingetragen sind, beweisen den für den Abbrand schädlichen Einfluß der Falschluffür den Temperaturbereich von 1300° . Ergänzende Messungen in einem Ziehtemperaturbereich von 1400° an einem gleichfalls mit Mischgas beheizten Durchstoßofen ergaben den Punkt 10 in Abb. 1, der sogar oberhalb der a_1 -Linie (2) für 1300° liegt. Diese Ergebnisse sind zu erwarten, wenn man sich die stark abbranderhöhende Wirkung des Luftüberschusses im Ziehherd vergegenwärtigt (vgl. Mitteilung Nr. 224). Zugleich beweisen sie, wie wichtig die Maßnahmen sind, die gegen das Eintreten von Falschluff durch die Ausstoßöffnungen an Durchstoßöfen ergriffen werden oder dazu dienen, etwa eintretende Falschluff unschädlich zu machen (z. B. Gasschleier).

Die bisher besprochenen Versuche beziehen sich auf Roll- und Stoßöfen. An Einsatzöfen ist nach den Ergebnissen der Mitteilung Nr. 166 und 209 der Flächenabbrand für vorgewalztes Wärmgut im Temperaturbereich von 1200° bei gleicher Wärmzeit etwa doppelt so hoch, was durch neuere Stichmessungen bestätigt wurde und durch das Freilegen der einzelnen Knüppel und den Verlauf der Aufheizung in derartigen Öfen zu erklären ist. Versuchsergebnisse über den Abbrand von schweren Blöcken in Tieföfen konnten noch nicht gesammelt werden, weil die Vorveränderung der glühenden Blöcke während des Abkühlens nach dem Abziehen der Kokillen den eigentlichen Ofenabbrand überlagert und das für die Ermittlung des Ofenabbrandes erforderliche Abschrecken der Blöcke im Wasser nach dem Ziehen aus dem Ofen in den meisten Fällen technisch schwierig ist. Ueberschlägig kann man aber annehmen, daß der Flächenabbrand von schweren Blöcken, die in Tieföfen gewärmt werden, etwa das 2- bis 2,5fache der im Stoßofen bei gleicher Ziehtemperatur und Wärmzeit ermittelten Werte erreicht. Dies gilt für weiche bis mittelharte, beruhigte und unberuhigte Stahlgüten, also den größten Teil der Walzwerkserzeugung. Dagegen stehen betriebsmäßige Versuchsergebnisse über den Abbrand von legierten Stählen, besonders von hitzebeständigen und rindentkohlungsempfindlichen Sonderstählen noch aus.

2. Zusammenfassung der Ergebnisse der weiteren Abbrandmessungen.

Der Abbrand in Stoß- und Rollöfen wird durch folgende beiden Hauptgruppen von Einflußgrößen bestimmt:

a) Die durch die Einordnung des Ofens in einen Fertigungsbetrieb gegebenen übergeordneten durchschnittlichen Bau- und Betriebsverhältnisse des Ofens

für den Durchsatz, die Ziehtemperatur, die Brennstoffart und Verbrennung.

Sie sind hauptsächlich beim Entwurf und bei den mit ihnen einhergehenden Wirtschaftlichkeitsrechnungen für den Neu- oder Umbau von Öfen und Walzwerksanlagen und beim Festlegen von Abbrandrichtwerten für eine Ofenanlage zu berücksichtigen. Sie umfassen die Wärmzeit und die Ziehtemperatur, deren Einfluß auf den Flächenabbrand a_f *Abb. 1* zeigt. Die Wärmzeit w ergibt sich unmittelbar aus dem Fassungsvermögen des Ofens, geteilt durch den stündlichen Durchsatz. Die Beziehungen zwischen a_f und w lassen sich bis zu einer Ziehtemperatur von etwa 1200° durch eine Gerade darstellen, die bei höheren Temperaturen in eine immer mehr gekrümmte, mit der Wärmzeit stärker ansteigende Linie übergeht. Der Grund hierfür liegt darin, daß von etwa 1250° an die auf der Oberfläche des Wärmgutes gebildete Zunderschicht, die als Schutz gegen weitere Verzunderung wirkt, abzuschmelzen beginnt und immer neue Schichten des Wärmgutes dem Angriff der Feuergase ausgesetzt werden. Hoher Wasserdampfgehalt der Rauchgase steigert den Abbrand oberhalb 1300°, niedriger Wasserdampfgehalt senkt ihn schon bei Temperaturen unter 1250°. — Der an sich gleichfalls vorhandene Einfluß des Sauerstoffgehaltes des Luftüberschusses in den Rauchgasen sei an dieser Stelle übergangen, da richtig betriebene Öfen im Ziehherd mit theoretischer oder schwach reduzierender Verbrennung arbeiten sollen und die in *Abb. 1* enthaltenen Versuchsergebnisse mit Ausnahme der Durchstoßöfen diese Voraussetzung in der Regel erfüllen.

b) Die zweite Einflußgruppe sind die kurzzeitigen, unvermeidlichen Betriebsschwankungen des Ofens, z. B. Unterschiede in der Stundenleistung je nach dem Fertigungsplan, Pausen durch Störungen und Umbau und die hierdurch herbeigeführten Veränderungen der gesamten und Teilwärmzeiten, Verbrennungsverhältnisse und Temperaturen, die die durchschnittlichen unter a) erwähnten Betriebsverhältnisse mehr oder weniger stark überlagern. Die Kenntnis ihrer Auswirkung auf den Abbrand erleichtert die Beurteilung der jeweils vorliegenden Betriebsverhältnisse eines Ofens. Sie sind in Mitteilung Nr. 224 eingehend gewürdigt worden, sollen aber zusammenfassend nochmals kurz genannt werden. Es sind:

Die Teilwärmzeit bei Oberflächentemperaturen des Wärmgutes oberhalb 900°,
die Teilwärmzeit im Ziehherd,
die Zusammensetzung der Feuergase im Temperaturbereich über 900°,
die Oberflächentemperatur im Ziehherd.

Ueberragend sind der erste und letzte Einfluß, während sich die Ofenatmosphäre erst mit steigender Temperatur im Ziehherd, namentlich oberhalb 1250°, immer stärker auswirkt.

Aus dem Flächenabbrand a_f ergibt sich der Gewichtsabbrand $a_g = \frac{\text{Gesamtoberfläche des Wärmgutes } o \text{ in m}^2}{\text{Gewicht des Wärmgutes } g \text{ in kg}} \cdot a_f$ in %. Außerdem kann man aus a_f die Tiefe s der abgebrannten Schicht ermitteln. Sie ist $s = 1000 \cdot \frac{a_f}{\gamma}$ mm, wobei γ das spezifische Gewicht des Werkstoffes bedeutet. Ihre Kenntnis ist oft von großer und praktischer Bedeutung.

Grundsätzlich muß für die Auswertung der in *Abb. 1* und den Mitteilungen Nr. 222 und 224 enthaltenen Unterlagen darauf hingewiesen werden, daß man aus ihnen nicht eine wissenschaftlich genaue Vorausbestimmung des Abbrandes erwarten kann, zumal da schon die Ermittlung der Ziehtemperaturen und Rauchgaszusammensetzung oft mit erheblichen Fehlern behaftet ist. Außerdem gelten die Er-

gebnisse nur für Rohblöcke und vorgewalzte Knüppel, nicht aber auch für solches Wärmgut, das durch Beizen oder spanabhebende Bearbeitung von seiner sonst stets vorhandenen, leicht angezundernten Außenhaut befreit ist. Bei den Abbrandversuchen wurde zwar diese, von der vorangehenden Abkühlung des Blockes oder Knüppels herrührende Zunderschicht, so gut es ging, durch Hämmern und Bürsten entfernt, doch zeigten Vergleichsversuche mit gebeiztem und geschältem Werkstoff, daß immer noch Zunderreste zurückgeblieben waren, die den im Ofen selbst entstandenen Abbrand erhöhten. Demnach sind von vornherein gewisse Streuungen der Versuchsergebnisse zu erwarten, und man wird im Einzelfall immer auf ergänzende Schätzungen angewiesen sein und die Ansprüche an die Genauigkeit der ermittelten Abbrandwerte beschränken müssen. Spielräume von ± 10 bis 15 % sind daher in Kauf zu nehmen.

3. Der Ofenabbrand und Walzabbrand als Teile des Gesamtabbrandes.

Die Aufmerksamkeit, die die Praxis der Höhe des Abbrandes des Wärmgutes beimißt, sei es, daß man ihn als unerwünschten Stoffverlust oder als ein Mittel zur Erzielung sauberer Oberflächen und damit eines besseren Gesamtausbringens ansieht, legt eine Betrachtung darüber nahe, wie groß der Anteil des Ofenabbrandes am Gesamtabbrand einer Walzwerksanlage überhaupt ist. Zu dem Ofenabbrand, der zur Vermeidung von Verwechslungen im folgenden als a_{fo} (Flächenabbrand in kg/m^2) bzw. als a_{go} (Gewichtsabbrand in %) bezeichnet sei, tritt nämlich als zweite wichtige Größe die während des Walzens unter dem Einfluß des Luftsauerstoffes stattfindende Nachverzunderung, der Walzabbrand a_{gw} (%) hinzu. Auch hierüber wurden schon früher²⁾ und im Laufe der letzten Zeit an verschiedenen andern Stellen Untersuchungen angestellt, die jedoch noch ergänzungsbedürftig sind. Einen Ueberblick über die Ergebnisse verschiedener neuer Versuche und die Einzelheiten der untersuchten Walzenstraße und Profile gibt *Zahlentafel 3*. Die Versuche wurden auf folgende Weise abgewickelt:

Das Einzelgewicht von mehreren hintereinander eingesetzten Knüppeln wird vor dem Einsatz genau festgestellt, ebenso das der daraus hergestellten Fertigerzeugnisse und des Scherenschrottes. Der Gewichtsunterschied zwischen beiden ergibt den Gesamtabbrand a_g in Prozent bis zum Verlassen des letzten Stiches. Zieht man von ihm den in bekannter Weise an einem weiteren Knüppel ermittelten Ofenabbrand a_{go} ab, so erhält man den Walzabbrand $a_{gw} = a_g - a_{go}$. Die beim Abkühlen der fertig gewalzten, noch glühenden Profile entstehende Nachverzunderung wird hierbei allerdings nicht erfaßt.

Wie *Zahlentafel 3* zeigt, ist der Walzabbrand a_{gw} der an Fein- und Drahtstraßen ausgewalzten Knüppel, die bei ihrer meist geringen Dicke nur kurze Wärmzeiten im Ofen benötigten, wegen der großen Verlängerung regelmäßig erheblich größer als der Ofenabbrand a_{go} (vgl. Spalte g und h). Außerdem wirkt natürlich die Walzzeit, Walztemperatur, Abdecken des Walzgutes gegen freien Luftzutritt und die Kühlung der Walzen auf den Walzabbrand ein; deutlich zeigt dies Spalte h bei der langsam walzenden Bandstraße 1 und der viel schneller mit einigen kontinuierlichen Gerüsten arbeitenden Bandstraße 2. Auf die Oberfläche des Fertigprofils bezogen, liegt der Walzabbrand a_{tw} an Fein- und Drahtstraßen zwischen 0,11 und 0,26 kg/m^2 (s. Spalte k). Aus ihm ergibt sich durch die Umrechnung mit der Kennzahl $\frac{\text{Oberfläche } o \text{ m}^2}{\text{Gewicht } g \text{ kg}}$ des fertigen Profils der Gewichtsabbrand beim Walzen:

$$a_{gw} = \frac{o}{g} \cdot a_{tw} \cdot 100 \text{ in } \%$$

²⁾ Stahl u. Eisen 51 (1931) S. 377/85 (Wärmestelle 149).

Zahlentafel 3. Ofen- und Walzabbrand an verschiedenen Walzenstraßen.

a	b	o	d	e	f	g	h	i	k
Nr.	Art der Walzenstraße	Knüppelquerschnitt mm x mm ²	Endprofil mm	Stichzahl	Walztemperatur °C	a _{go} %	a _{gw} %	a _{gs} %	a _{fw} kg/m ²
1	270er Bandstahlstraße (Vorstraße 3 Gerüste, Umführungen mechanisch, Fertigstraße 7 Gerüste, 3 Umführungen mechanisch)	60	26 x 2,25 Bandstahl	14	1245	1,5	1,6	3,1	0,26
2	280er Bandstahlstraße (Vorstraße 2 Gerüste, Umführungen, Fertigstraße 8 Gerüste, 5 Umführungen, davon 3 Gerüste kontinuierlich)	60	22,2 x 1,25 Bandstahl	15	1265	1,5	1,1	2,6	0,11
3	Drahtstraße (Vorstraße 2 Gerüste mit Umführungen, Fertigstraße)	92	5,0 Draht	22	1245	0,8	2,4	3,2	0,25
4	Drahtstraße (1 Vorgerüst, 4 Mittelgerüste und 9 Fertigerüste mit Umführung, Mittelgerüste kontinuierlich)	120	5,0 Draht	23	1100	0,8	1,8	2,6	0,20
5	Feinststraße (Vorstraße 2 Gerüste 450 φ mit Umführungen, Fertigstraße 2 Staffeln mit je 4 Gerüsten mit Umführungen)	80	25 x 25 x 4 Winkelstahl	14	1200	2,14	1,14	3,28	0,165

Auch hier wird es die Aufgabe weiterer Versuche sein, die Abhängigkeit von a_{fw} von Walztemperatur, Walzgeschwindigkeit und der sonstigen, die Nachverzunderung begünstigenden Einflüsse beim Walzen aufzuklären.

Von großer praktischer Bedeutung ist das Verhältnis von Ofenabbrand a_{go} und Walzabbrand a_{gw} bei größeren Walzquerschnitten, z. B. bei Schienen und schweren Trägern. Man kann daraus schließen, um welchen Betrag der Gesamtabbrand a_{gs} eines Walzwerkes je nach dem Profilquerschnitt überhaupt durch betriebliche Maßnahmen zu beeinflussen ist. Die Wärmzeit im Ofen, also auch der Flächenabbrand a_{fo}, steigt — naturgemäß bei kaltem Einsatz — mit der Blockdicke rasch an, so daß der Gewichtsabbrand im Ofen a_{go}

trotz Abnahme der Verhältniszahl $\frac{o}{g}$ mit der Blockdicke wächst (s. Mitteilung 209, Abb. 5); umgekehrt nimmt das Verhältnis von Oberfläche zu Querschnitt des Walzprofils mit steigendem Metergewicht rasch ab. Deshalb wird der Ofenabbrand a_{go} mit dem Profilquerschnitt immer größer, der Walzabbrand a_{gw} dagegen je nach Walzgeschwindigkeit und Walztemperatur gleich groß bleiben oder sinken, also auch der Anteil des Walzabbrandes am Gesamtbrand zurückgehen. Auf jeden Fall ist es wünschenswert, die Abbrandversuche sowohl auf die bisher noch nicht untersuchten Tieföfen, als auch auf schwere Walzwerkserzeugnisse auszudehnen, zumal da ihre Durchführung, wie im folgenden gezeigt werden wird, außer genauen Wägungen nur verhältnismäßig wenige Beobachtungen erfordert. Liegt der Walzabbrand a_{gw} für die verschiedenen Walzserzeugnisse je nach Walztemperatur und Walzgeschwindigkeit fest, so kann man an Stelle der jetzt meist üblichen rohen Schätzung angeben, ob und an welcher Stelle des Gesamtbetriebes übermäßige Stoffverluste durch Abbrand entstehen und welche Gesamtbrandwerte eingehalten werden können.

Ein verhältnismäßig einfacher Weg zu einer übersichtlichen Ermittlung des Walzabbrandes ergibt sich aus folgender Ueberlegung:

Man ermittelt beim Walzen eines bestimmten Profils den Gesamtbrand für mehrere Blöcke und beobachtet zugleich deren Wärmzeit, wobei gewisse, durch Betriebspausen u. dgl. bedingte Schwankungen der Wärmzeit erwünscht sind. Sodann trägt man den Gesamtbrand a_{gs} in Abhängigkeit von der Wärmzeit w in ein Schaubild ein (s. Abb. 3) und legt durch verschiedene a_{gs}-Punkte eine Linie, deren Schnittpunkt mit der Ordinatenachse den Walzabbrand a_{gw} ergibt. Ist der Wärmzeitbereich

zu klein, um die Neigung der durch die a_{gs}-Punkte gelegten Linie festzulegen, so entnimmt man sie für Stoß- und Rollöfen dem jeweiligen Ziehtemperaturbereich entsprechend aus Abb. 1, wobei man den Flächenabbrand im Ofen a_{fo} mit Hilfe der Formel $\text{Gesamtoberfläche des Wärmgutes } o \cdot 100 \cdot a_{fo}$ Gewichtsabbrand a_{go} = $\frac{\text{Gewicht des Wärmgutes } g}{\text{Gewicht des Wärmgutes } g} \cdot 100 \cdot a_{fo}$ umrechnet. Der Schnittpunkt der Linie mit der Ordinatenachse gibt dann den Walzabbrand a_{gw} in Prozent an.

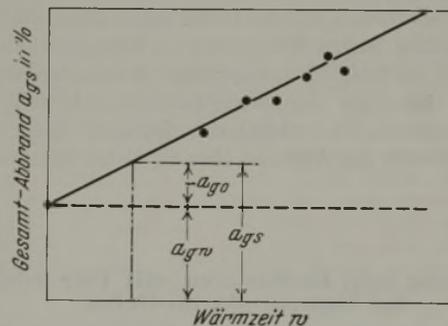


Abbildung 3. Ermittlung des Walzabbrandes a_{gw} aus den Beziehungen zwischen der Wärmzeit w und dem Gesamtbrand a_{gs}.

4. Der Abbrand als wirtschaftliche Größe.

Die Bekanntgabe von Versuchsergebnissen über den Ofenabbrand, der bekanntlich als Stoffverlust einen nicht unerheblichen, die Brennstoffkosten mitunter weit übertreffenden Anteil der Verarbeitungskosten darstellt, erweckt leicht den Eindruck, als sei damit einer möglichst weitgehenden Verminderung dieses Verlustes das Wort geredet. Der Betriebsmann hält dem mit Recht entgegen, daß es zuletzt auf die Steigerung des Gesamtausbringens an guter Ware ankommt, und zwar nicht nur im Walzwerk selbst, sondern auf vielen Werken vor allem auch in etwa nachgeschalteten Kaltverarbeitungsbetrieben, da Ausschuß an dieser Stelle mit den inzwischen aufgelaufenen weiteren Verarbeitungsgrenzkosten belastet ist und bei starker Beschäftigung zu Lieferschwierigkeiten führen kann. Je nach der Zusammensetzung des Werkstoffs und den Anforderungen an die Oberflächenbeschaffenheit des Walzproduktes wird man zunächst ohne bewußte Rücksicht auf den Abbrand diejenigen Walztemperaturen und Wärmzeiten wählen müssen, die ein einwandfreies Enderzeugnis gewährleisten und häufig bewußt auf einen hohen Abbrand hin-

arbeiten. In vielen Fällen, namentlich bei hochgekohlten und legierten Werkstoffen, tritt als weiterer maßgebender Gesichtspunkt die Rücksicht auf die Randentkohlung hinzu, die oft nur durch absichtliches Herbeiführen eines bestimmten Mindestabbrandes unterdrückt oder unschädlich gemacht werden kann. Weiter ist zu beachten, daß diejenigen Einflüsse, die abbrandsteigernd wirken, also hohe Walztemperaturen und lange Wärmzeiten im Ofen, die Gleichmäßigkeit der Durchweichung des Walzquerschnitts verbessern und den Kraftverbrauch erheblich senken. Der Wert eingehender Beschäftigung mit der Abbrandfrage liegt aber darin, daß man erkennt, welche Abbrandzahlen unter den gegebenen Fertigungsbedingungen als Richtwerte zu erwarten sind, wie sich die verschiedenen Einflußgrößen zahlenmäßig auf den Abbrand und die Tiefe der abgeordneten Schicht auswirken, ob die tatsächliche Höhe des Abbrandes erheblich über den Richtwerten liegt, also ohne Beeinträchtigung der übrigen, für das Ausbringen wichtigen Einflußgrößen herabgesetzt werden kann, und welche Mehr- oder Minderkosten er bei einer Aenderung der Walztemperatur, Wärmzeit und Brennstoffart verursacht. Schließlich gibt eine tiefere Kenntnis der Abbrandverhältnisse wertvolle Winke für die Vorausermittlung eines wichtigen Teils der in den verschiedenen Walzwerksbetrieben zu erwartenden, nicht als Schrott zurückzugewinnenden Stoffverluste und erleichtert die Aufstellung von Wirtschaftlichkeitsberechnungen, in denen sie mitunter eine wesentliche Rolle spielen. Das gilt ganz besonders für den Neu- oder Umbau von Ofenanlagen. Fehlschätzungen über die Höhe der voraussichtlichen Stundenleistung und damit verbundene Ueberbemessung der Ofen haben schon oft infolge von übermäßig langen Wärmzeiten zu Abbranderhöhungen geführt, die nachträglich unangenehme Mehrkosten brachten und die Grundlage der Wirtschaftlichkeitsberechnungen in Frage stellten. Es verlohnt sich daher der Mühe, durch weitere Arbeiten den Abbrand über die bisher meist übliche

rohe Schätzung hinaus der zahlenmäßigen Erkenntnis näherzubringen.

Zusammenfassung.

Wie ergänzende Abbrandversuche zeigen, übt der Wasserdampfgehalt der Rauchgase einen zusätzlichen Einfluß auf den Ofenabbrand aus, und zwar steigt der Abbrand unter sonst gleichbleibenden Verhältnissen mit dem Wasserdampfgehalt der Rauchgase; unterhalb einer Ziehtemperatur von etwa 1250° muß die Verringerung des Wasserdampfgehaltes allerdings außerordentlich stark sein, um den Abbrand nennenswert zu senken. Falschlufzutritt zum heißesten Ofenteil, wie er sehr häufig an Durchstoßöfen anzutreffen ist, steigert den Abbrand erheblich, und zwar um das 1,5- bis 2fache.

Der Gesamtabbrand einer Walzenstraße ergibt sich als Summe von Ofen- und Walzabbrand, wobei der Walzabbrand — eine Folge der Verzunderung des glühenden Werkstoffs durch den Sauerstoff der Außenluft — je nach dem Verformungsgrad erheblich schwanken und den Ofenabbrand beträchtlich übertreffen kann. Er liegt, als Gewichtsabbrand ausgedrückt, etwa zwischen 1 und 2,6 %, wobei die größeren Werte für die kleinen Profile gelten. Man kann den Walzabbrand in verhältnismäßig einfacher Weise auf zeichnerischem Wege auf Grund von Versuchunterlagen über den Gesamtabbrand beim Walzen eines bestimmten Profils in Abhängigkeit von der Wärmzeit ermitteln.

Die praktische Bedeutung der Abbrandversuche liegt darin, daß sie zuverlässige Zahlenwerte an Stelle roher Schätzungen über die nach den Betriebsverhältnissen zu erwartenden Verluste durch Ofen- und Walzabbrand und damit auch wichtige Unterlagen für Um- und Neubauten liefern. Ob man auf geringen oder höheren Abbrand hinarbeiten will, hängt ganz von den jeweils obwaltenden Verhältnissen ab. Maßgebend ist immer der Gesichtspunkt des wirtschaftlichen Gesamterfolgs.

Umschau.

Einrichtung zum Karburieren mit Teer oder Oel bei Siemens-Martin-Ofen.

Die Karburierung wird bei mit Koksofengas betriebenen Siemens-Martin-Ofen und ähnlichen Schmelzöfen schon auf vielen Werken durchgeführt. Sie besteht bekanntlich in der Einführung von möglichst fein verteiltem Kohlenstoff in die Flamme und hat den Zweck, den Wärmeübergang zu verbessern und die Badtemperatur zu steigern. Die Verbesserung des Wärmeüberganges durch die Karburierung beruht auf der Erhöhung der Gasstrahlung. Es muß also angestrebt werden, daß durch die Einführung des Karburierungsmittels eine helleuchtende Flamme entsteht, die möglichst dicht über dem Bade liegt und das ganze Bad bedeckt. Als Karburierungsmittel benutzt man Braunkohlenstaub, Steinkohlenstaub, Teer oder Teeröl.

Der nachfolgend beschriebene Gemischbrenner zum Karburieren bei Siemens-Martin- und ähnlichen Schmelzöfen zeigt in seiner Durchführung eine Vorrichtung, die diese Vorbedingungen erfüllt. Danach soll als Karburierungsmittel ein zu Nebel zerstäubtes Gemisch von Oel oder Teer, Gas und Luft dem eigentlichen Heizgas des Ofens unter Druck zugeführt werden. Die Zuführung erfolgt in der Weise, daß die drei Bestandteile des Gemisches in zentrisch zueinander liegenden Röhren eingeführt werden, und zwar Oel oder Teer durch das innen, die Luft durch das in der Mitte und das Gas durch das außen liegende Rohr.

Die Vorteile dieser Arbeitsweise und Anordnung liegen in einer weitgehenden Regelbarkeit der Karburierung. Durch die

Anordnung des zusätzlichen Gemischbrenners innerhalb des eigentlichen Gasbrenners erübrigt es sich, den zusätzlichen Brenner besonders zu kühlen, da das Heizgas bereits eine genügende Kühlwirkung ausübt. Außerdem ergibt diese Anordnung eine gute Vermischung des Karburierungsmittels mit dem eigentlichen Heizgas. Durch Regelung der Zusammensetzung des Gas-

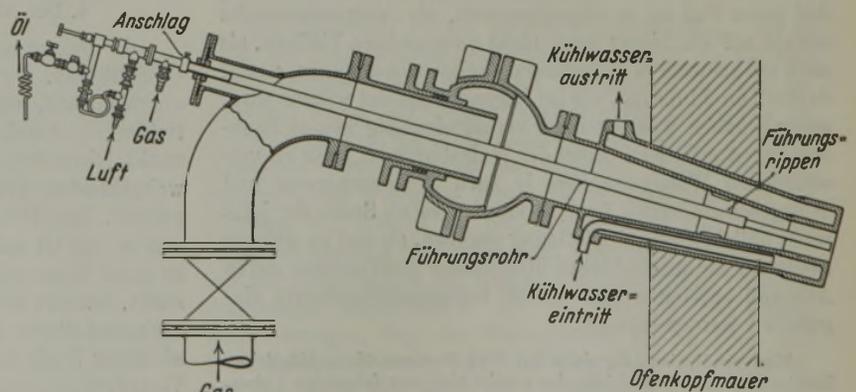


Abbildung 1. Gemischbrenner, eingebaut in Gasbrenner für Siemens-Martin-Ofen.

gemisches kann auch die Länge der erzeugten Flamme ganz verschieden und nach Belieben gehalten werden.

Bei Verwendung von Teer ist eine Vorwärmung des Teers oder der Preßluft vorzunehmen. Um ein besonders gutes Arbeiten des Gemischbrenners zu erzielen, ist das Vorwärmen von beiden Mitteln zu empfehlen.

Abb. 1 zeigt die Gesamtanordnung des zusätzlichen Gemischbrenners, während Abb. 2 in vergrößertem Maßstab einen Teil des Zusatzbrenners zeigt.

Zur Erleichterung des Ein- und Ausbaues sowie zur Längsverschiebung während des Betriebes werden die Preßluft und das Hochdruckgas durch Schlauchleitungen und das Oel mit Kupferspirale dem Brenner zugeführt. Bei Inbetriebnahme des Gemischbrenners wird zuerst das Oel, dann die Preßluft und schließlich das Hochdruckgas zugeführt. Aus der Düsenmündung tritt ein feines zu Nebel zerstäubtes Teer- oder Oel-, Gas- und

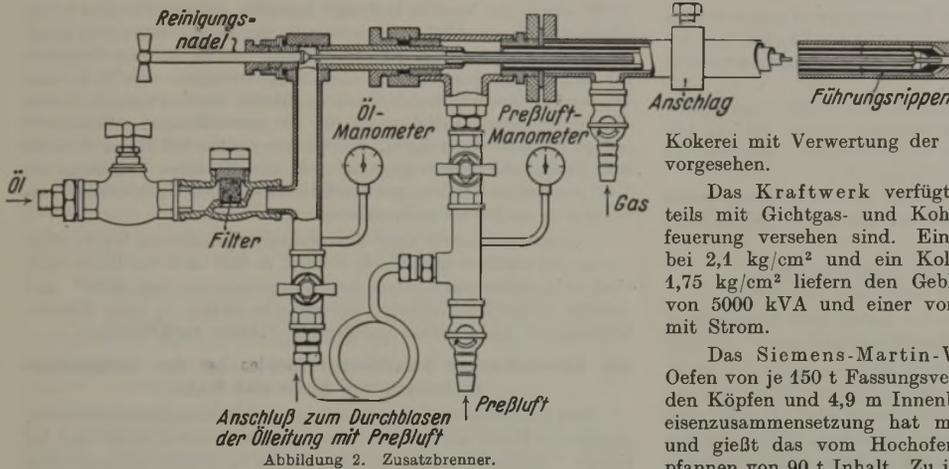


Abbildung 2. Zusatzbrenner.

Preßluft-Gemisch, das etwa 2 m weit vorgeschleudert wird und sich auf seinem Wege mit dem Niederdruckgas aus dem Gasbrenner mischt, um so eine helleuchtende, starke und heiße Flamme zu erzeugen. Je nach dem eingestellten Oeldruck kann die Länge der Flamme vergrößert oder verringert werden. Bei einem Oeldrücken von 2 atü Ueberdruck, Preßluft von 5 atü und Gasdruck von 0,6 atü ergibt sich beispielsweise eine Flammenlänge von 2 m. Der Oelverbrauch beträgt dabei ungefähr 30 kg/h.

Um Verstopfungen während des Betriebes, die jedoch kaum eintreten können, zu beseitigen, ist eine Reinigungsnadel vorgesehen, die durch Hin- und Herziehen betätigt werden kann, bis die Oeldüsenöffnung wieder frei ist. Während des Betriebes ist die Reinigungsnadel zurückgezogen.

Will man bei Beginn des Kochens von der Zuführung des Gasgemisches auf diejenige von Oel oder Teer übergehen, d. h. lediglich Oel oder Teer in einem feinen Strahl auf die kochende Schmelzung treffen lassen, so müssen Hochdruckgas und Preßluft abgestellt werden.

Um ein Verbrennen des Gemischbrenners zu verhüten, ist darauf zu achten, daß er nur dann bis zu dem Anschlag vorgeschoben werden darf, wenn sich der dazugehörige Gasbrenner in Betrieb befindet.

Die Gemischdüsen können durch das Einstellgewinde bzw. die Einstellpackung je nach dem gewünschten Grade der Zerstäubung eingestellt werden. Dies hat den Vorteil, daß dem Gemisch eine besondere Geschwindigkeit, ein bestimmter Streukegel gegeben werden kann und somit eine gewünschte Ofenführung gewährleistet wird.

Emil Hübert, Witten.

Die Australian Iron and Steel Limited in Port Kembla.

Die kürzlich mit der Broken Hill Proprietary Co. vereinigte Australian Iron and Steel Limited in Port Kembla¹⁾ ist hervorgegangen aus dem ältesten australischen Stahlwerk, das W. Sandford im Jahre 1900 in Lithgow gegründet hatte. Das Hüttenwerk in Port Kembla, etwa 90 km südlich von Sydney, ist im Jahre 1927 errichtet worden. Das Werk besteht aus einer Hafenanlage, dem Hochofenwerk, dem Siemens-Martin-Stahlwerk, dem Walzwerk und der Schleudergießerei. Die Erzverladebrücke im Hafen kann stündlich 300 t Erz umschlagen, das in werkseigenen Lagerstätten im äußersten Norden Westaustraliens gewonnen wird. Das Hochofenwerk hat einen neuzeitlich ausgerüsteten Hochofen mit 800 t Tagesleistung bei 26,6 m nutzbarer Ofenhöhe und 5,5 m Gestell Durchmesser. Der Gebläsewind wird in drei mit Steinbart-Brennern ausgerüsteten Winderhitzern von 32 m Höhe und 6 m Dmr. erhitzt. Zur Gichtgasreinigung dient ein Staubsack üblicher Bauart, ein

Brassert-Wäscher und zwei Theisen-Reiniger. Das Gas wird zur Beheizung der Winderhitzer und Dampfkessel verwendet. Die Abfuhrleise für Roheisen und Schlacke sind durch die Gießhalle voneinander getrennt. Das Roheisen wird in geschlossenen trommelartigen Pfannen entweder zum Stahlwerk oder zur Masselgießmaschine gefahren. Die Gießmaschine hat zwei Bänder, die durch eine gegabelte Rinne gleichzeitig Eisen erhalten. Der Koks für das Hochofenwerk wird in einer Kokerei in Wongawilli, etwa 13 km von Port Kembla entfernt, gewonnen. Da diese Kokerei mit 130 Oefen und 700 t Tagesleistung nur 75 % des Koksbedarfes deckt und dabei keine Nebenerzeugnisse gewonnen werden, ferner Koks von verschiedenen kleineren Kokereien bezogen werden muß, ist der Bau einer neuzeitlichen

Kokerei mit Verwertung der Nebenerzeugnisse in Port Kembla vorgesehen.

Das Kraftwerk verfügt über sieben Stirling-Kessel, die teils mit Gichtgas- und Kohlenstaubfeuerung, teils mit Rostfeuerung versehen sind. Ein Turbogebälde mit 1700 m³/min bei 2,1 kg/cm² und ein Kolbengebläse mit 1275 m³/min bei 1,75 kg/cm² liefern den Gebläsewind, zwei Drehstromerzeuger von 5000 kVA und einer von 2500 kVA versorgen das Werk mit Strom.

Das Siemens-Martin-Werk verfügt über drei basische Oefen von je 150 t Fassungsvermögen bei 13,7 m Länge zwischen den Köpfen und 4,9 m Innenbreite. Wegen der günstigen Roh-eisenzusammensetzung hat man auf einen Mischer verzichtet und gießt das vom Hochofen kommende Roheisen in Mischpfannen von 90 t Inhalt. Zu jedem Ofen gehören zwei Wellman-Smith-Owen-Gaserzeuger mit 3,35 m Dmr. und einer stündlichen Vergaseleistung von 3170 kg Kohle. Die Stahlpfannen haben 150 t Fassung. Die gegossenen Blöcke werden mit einem Tiefgrubenkran in die neben dem Stahlwerk befindlichen und in zwei Reihen angeordneten sechzehn Tieföfen gestellt. In jedem Tiefofen können acht Blöcke untergebracht werden. Der Blockrollgang reicht in die Tiefofenhalle und führt die Blöcke der elektrisch angetriebenen 900er Blockstraße zu. Der Walzenzugmotor leistet 6000 bis 18 000 PS; die Blockwalzen haben 2400 mm Ballenlänge und 900 mm Dmr., die Kammwalzen 1460 mm Teilkreisdurchmesser. Die Straße kann stündlich 150 t Halbzeug 200 × 200 mm² aus Blöcken 1800 × 550 × 550 mm³ herstellen. Ueber eine Blockschere geht das Halbzeug zur Fertigstraße für Knüppel, Baustahl und Schienen. Brammen werden von der Blockwalze unmittelbar durch einen Querzug zu einer besonderen Brammenschere für einen Querschnitt von 1200 × 200 mm² gebracht. Die 900er Fertigstraße hat drei Gerüste; sie wird an dem einen Ende von einer Dreizylinder-Umkehr-Dampfmaschine von 16 000 PS und am anderen Ende von einer gleichen Maschine mit 5000 PS angetrieben. Sie wälzt Schienen aller Art und Baustahlprofile von 200 × 150 bis 600 × 190 mm². Auf dem ersten Gerüst werden gewöhnlich nur Knüppel und Platinen ausgewalzt. Die Arbeitsgeschwindigkeit und die geringe Entfernung von der Blockstraße lassen das Arbeiten in einer Hitze zu. An die Schienen- und Baustahlstraße schließen sich Kühlbetten und Richtmaschinen an.

Die 250/330er Stabeisenstraße hat im ganzen zwölf Gerüste, von denen sechs Vorgerüste kontinuierlich angeordnet sind. Vier Vorwalzgerüste haben Walzen von 450 mm Dmr. und 1200 mm Ballenlänge, die beiden anderen haben bei gleicher Ballenlänge 340 mm Dmr. Zehn Gerüste der Stabeisenstraße haben elektrischen Antrieb mit Leonard-Schaltung, die beiden Umkehrgerüste werden von Schnellläufer-Dampfmaschinen mit 1500 PS angetrieben. Die Knüppel werden in zwei je 13,5 m langen Wärmöfen mit 30 t Stundenleistung vorgewärmt. Diese Oefen und das doppelseitige feststehende schräge Kühlbett sollen demnächst durch neuzeitlichere ersetzt werden.

Das Blechwalzwerk hat ein Dreiwalzen-Vorgerüst und ein Zweiwalzen-Fertigerüst, die beide mit selbsttätig arbeitenden Hebetischen ausgerüstet sind, ferner ein Kaltnachwalzgerüst, außerdem die nötigen Brammen- und Platinenwärmöfen sowie Scheren, Glüherei, Verzinkerei und Richterei.

In Port Kembla befinden sich außerdem die Schleudergießerei, eine Formgießerei und mechanische Werkstätten, über deren Leistungsfähigkeit aber keine Angaben vorliegen. In Sydney hat die Gesellschaft noch eine Stahlbauwerkstätte und ein Werk für Stahlröhren von mehr als 300 mm Dmr., außerdem in Melbourne noch eine Stahlbauwerkstätte. In allen Betrieben beschäftigt die Gesellschaft 4000 Gefolgschaftsmitglieder.

Hans Schmidt.

¹⁾ B.H.P.-Review 13 (1936) Nr. 4, S. 1/6.

Archiv für das Eisenhüttenwesen.

Temperatur und Durchwärmung des Wärmegutes im Stoßen.

Werner Heiligenstaedt¹⁾ gibt an Hand von Schaubildern die Möglichkeit, den Temperaturzustand des im Stoßen erwärmten Blockes mit Hilfe der Wärmzeit oder Herdflächenleistung und der Blockoberflächentemperatur zu bestimmen. Umgekehrt kann auch die Wärmzeit und die notwendige Blockoberflächentemperatur abgelesen werden, wenn ein bestimmter Temperaturzustand des Blockes verlangt wird.

Als maßgebende Kennwerte des Temperaturzustandes werden die durchschnittliche Querschnittstemperatur des Blockes und der im Blockquerschnitt auftretende größte Temperaturunterschied am Ende der Erwärmung gewählt.

Die Ergebnisse haben für quadratische und rechteckige Blöcke Geltung, die den Stoßherd in zusammenhängender Schicht bedecken. Sie sind für drei Gruppen von Stahlarten, nämlich für harten, weichen und legierten Stahl, abgeleitet.

Große Unterschiede im Endergebnis der Erwärmung rufen Bau- und Betriebsart der Ofen hervor. Zu unterscheiden sind folgende Arten:

1. Stoßöfen mit oder ohne Zieh- oder Ausgleichsherd,
2. Stoßöfen mit beiderseitiger oder einseitiger Beheizung.

Die Darstellung geht vom Durchstoßen ohne Temperaturausgleich auf dem Herd mit einseitiger Beheizung aus.

Beim Stoßofen mit Ziehherd stellt sich am Ende des Stoßherdes ein Temperaturzustand ein, der in gleicher Weise wie am Ende des Ofens ohne Ausgleichsherd bestimmt wird. Er wird aber durch den Ausgleich auf dem Ziehherd verändert. Unter der Annahme, daß der Block um 180° gekantet wird und so lange auf dem Ziehherd verbleibt, bis die nach oben gekantete kältere Blockfläche ebenso heiß ist wie vorher die oben liegende, wurden die hierzu notwendigen Ausgleichzeiten berechnet.

Die beiderseitige Beheizung ist unter der Voraussetzung behandelt, daß die Beheizungsstärke von unten die gleiche wie die von oben ist. Man kann dann für die Bestimmung des Temperaturunterschiedes im Block am Ende des Durchstoßens oder des Stoßherdes die für einseitige Beheizung entwickelten Schaubilder verwenden, indem man die Hälfte der Blockstärke beim Aufsuchen des Temperaturunterschiedes einsetzt und den abgelesenen Wert auf 70% vermindert. Die Wirkung der beiderseitigen gleich starken Beheizung ist sehr groß und übertrifft bei weitem die Ergebnisse der gebräuchlichen Ofen mit Unterbeheizung. Auch aus unmittelbaren Temperaturmessungen geht hervor, daß die jetzigen Ofen noch weit von dem Ziel einer wirksamen Unterbeheizung entfernt sind. Deshalb liegen ihre Erwärmungsergebnisse auch viel näher an den Werten, die für den Stoßofen mit einseitiger Beheizung gelten. Die Verwirklichung einer wirksamen Unterbeheizung wird voraussichtlich der bedeutendste Fortschritt im Stoßofenbau werden, aber auch große bauliche Aufgaben stellen.

Die gleichzeitige photometrische Bestimmung von Mangan, Silizium und Chrom.

Die an und für sich bekannte kolorimetrische Manganbestimmung nach dem Persulfatverfahren läßt sich nach Hans Pinsl²⁾ auf photometrischem Wege mit großer Genauigkeit durchführen.

Es wurden Verfahren ausgearbeitet, um in ein und derselben Lösung Mangan und Silizium, Mangan und Chrom und schließlich auch Mangan, Chrom und Silizium gleichzeitig zu bestimmen.

Die Einführung der Molybdatreaktion in der Hitze ermöglicht eine weitere Vereinfachung der photometrischen Siliziumbestimmung.

Ferner wird ein Verfahren zur photometrischen Chrombestimmung in schwefelsaurer Lösung angegeben, wobei die Oxydation mit Ammoniumpersulfat ohne Zusatz von Silbernitrat durchgeführt wird.

Wärmeleitfähigkeit von chromhaltigen Stählen bei hohen Temperaturen.

Zur Messung der Wärmeleitfähigkeit bei hohen Temperaturen sind, wie Eduard Maurer³⁾ ausführt, im Schrifttum einige Verfahren vorgeschlagen worden, von denen er auf Grund eingehender Überlegungen die Arbeitsweise von K. Honda und T. Simidu⁴⁾ für seine eigenen Versuche wählte. Zur Eichung dieser Arbeitsweise, die bis 1200° anwendbar ist, bei niedrigeren Temperaturen

bis zu etwa 200°, wurde das Verfahren von D. Hattori¹⁾ genommen. Beide Arbeitsweisen wurden an den eigenen Versuchseinrichtungen dadurch nachgeprüft, daß für Armco-Eisen, Aluminium, Nickel und unlegierte Stähle die Wärmeleitfähigkeiten ermittelt und mit Schrifttumsangaben verglichen wurden. Die gute Uebereinstimmung zeigte, daß die gewählten Versuchseinrichtungen brauchbar waren.

Für verschiedene Stähle — Chrom-, Chrom-Silizium-, Chrom-Kobalt-, Chrom-Nickel- und Chrom-Nickel-Wolfram-Stähle — wie sie vor allem als rostsichere, hitze- und zunderbeständige Werkstoffe sowie für Ventile in Frage kommen, ebenso für drei hochhitzebeständige Chrom-Nickel-Legierungen wurde die Wärmeleitfähigkeit von 30 bis 1000°, teilweise bis 1200° bestimmt. Der Vergleich mit Schrifttumsangaben, die nach dem Verfahren von M. S. van Dusen²⁾ gewonnen worden waren, gab für die ferritischen Stähle eine gute Uebereinstimmung, für die austenitischen Werkstoffe jedoch größere Streuungen. Nach allem müßte bei diesen Stählen erst einmal mit einem genauen und zuverlässigen Verfahren bis 400° gearbeitet werden, um dann die Messungen bei höheren Temperaturen nochmals aufzunehmen.

Wenn auch die für hohe Temperaturen erhaltenen Werte nicht streng physikalisch genau sein sollten, so läßt sich aus ihnen doch eindeutig entnehmen, daß bei Temperaturen von 1000° und darüber selbst hochlegierte austenitische Stähle in ihrer Wärmeleitfähigkeit nicht hinter unlegierten Stählen zurückstehen.

Die Verwendbarkeit polarisierten Lichtes bei den Gefügeuntersuchungen von Eisen und Stahl.

Mit polarisiertem Licht kann man bei einwandfreien Schlifflinien, geeigneter Form und Größe der zu untersuchenden Stoffe und bei einiger Uebung isotrope von anisotropen Kristallen unterscheiden und vielfach hierdurch bestimmen. Da Eisen kubisch kristallisiert, sind Anwendungsmöglichkeiten auf dem Gebiete der Eisenlegierungen nur bei nichtkubischen Einschlüssen und Gefügebestandteilen gegeben. Von Paul Schafmeister und Georg Moll³⁾ wurden die häufiger vorkommenden und auch einige seltenere Einschlüsse von Silikaten, Sulfiden, Oxyden und Nitriden sowie nichtkubische Gefügebestandteile unlegierter und legierter Stähle und außerdem Schutzüberzüge aus nichtkubischen Metallen untersucht. Anisotropie durch Spannungen konnte nicht festgestellt werden. Es ergab sich genügende Uebereinstimmung zwischen dem optischen Verhalten im polarisierten Licht und dem Gitteraufbau. Die Empfindlichkeit der Schlifflinienuntersuchung im auffallenden polarisierten Licht reicht im allgemeinen aus, die Stärke der Doppelbrechung bei gleichem Kristallgefüge ist aber von Fall zu Fall verschieden. Die übliche metallographische Prüfung mit gewöhnlichem Licht bei Vorbereitung der Schlifflinien durch geeignete Aetzungen erfährt durch Verwendung des polarisierten Lichtes in vielen Fällen eine willkommene Ergänzung und Vereinfachung, besonders da der Uebergang vom gewöhnlichen zum polarisierten Licht an den neueren Metallmikroskopen durch wenige Handgriffe möglich ist.

Rekristallisation bei Warmverformung.

Heinz Kornfeld⁴⁾ stellte durch Versuche fest, daß das nach einer unterhalb der α - γ -Umwandlung vorgenommenen Warmverformung entstehende Rekristallisationskorn in weichem Flußstahl von der Größe des Ausgangskornes abhängt. Die von H. Hanemann, W. Tafel und A. Schneider⁵⁾ entwickelte Anschauung, nach der nur die Verformung und die Temperatur des letzten Arbeitsganges für die Größe des im Endzustand vorhandenen Ferritkornes maßgebend sind, muß auf Warmverformung im γ -Gebiet eingeschränkt werden. Diese Einschränkung wird auch, wie andeutungsweise gezeigt werden konnte, besser den Erfahrungen bei Stichfolgen unterhalb der α - γ -Umwandlung (Walzen von Feinblechen usw.) gerecht. Zur völligen Klärung der Frage oder zur Entwicklung einer Arbeitsregel für die Folge von Warmverformungen in diesem Temperaturbereich sind noch eingehende Untersuchungen nötig.

Knickfestigkeit von Gußeisen.

Die Fortschritte auf dem Gebiete der Gußeisenveredelung veranlaßten Georg Bierett⁶⁾ zu Untersuchungen über die Tragfähigkeit gußeiserner Säulen mit Rohrquerschnitt von der Güteklasse Ge 26 bei mittiger und außermittiger Druckbelastung. Die

¹⁾ J. Iron Steel Inst. 129 (1934) S. 289/309; vgl. Stahl u. Eisen 54 (1934) S. 934/35.

²⁾ J. Res. Nat. Bur. Stand. 12 (1934) S. 429/40.

³⁾ Arch. Eisenhüttenwes. 10 (1936/37) S. 155/60.

⁴⁾ Arch. Eisenhüttenwes. 10 (1936/37) S. 161/63.

⁵⁾ Stahl u. Eisen 49 (1929) S. 7/11.

⁶⁾ Arch. Eisenhüttenwes. 10 (1936/37) S. 165/69.

¹⁾ Arch. Eisenhüttenwes. 10 (1936/37) S. 131/38 (Wärmestelle 236).

²⁾ Arch. Eisenhüttenwes. 10 (1936/37) S. 139/43.

³⁾ Arch. Eisenhüttenwes. 10 (1936/37) S. 145/54.

⁴⁾ Sci. Rep. Tôhoku Univ. 6 (1917) S. 219/33.

Knickspannungslinie für Gußeisen jeder Güte bei mittlerer Belastung läßt sich sehr genau nach der Theorie von Engesser und Th. von Kármán¹⁾ aus einem einzigen Druckstauchungsversuch berechnen. Die Ergebnisse eines durchgeführten Druck-Stauchungs-Versuches ermöglichen eine genaue Festlegung der Knickspannungslinie. Die ausgeführten Knickversuche im Schlankheitsbereich $\lambda = 40$ bis 80 ergaben, daß Gußeisen dieser Güteklasse dem Baustahl 37 bei kleineren Schlankheiten und mittlerer Beanspruchung überlegen ist. Das liegt darin begründet, daß Gußeisen infolge seines Gefügebauwerks keine ausgeprägte Fließgrenze und hochwertiger Guß bei höheren Beanspruchungen einen größeren Formänderungswiderstand als Baustähle hat. Auch bei stark außermittiger Belastung war das Verhalten der Rohre bei kleineren Schlankheiten — untersucht wurde die Schlankheit $\lambda = 40$ — noch sehr befriedigend im Verhältnis zu Stahl St 37. Die in Frage kommenden Schlankheiten, in denen die Eigenschaften des Gußeisens bei Druckbelastung zur Geltung kommen, haben im Hochbau praktische Bedeutung. Besonders aussichtsreich erscheint die Verwendung von Gußeisen für Einlagen in Betonsäulen. Allgemein regen die Feststellungen zu einer stärkeren Beachtung der besonderen Gefügeeigenschaften der Werkstoffe in Beziehung zu dem Verwendungszweck, besonders zur Beanspruchung hin, an.

Einheitskostenrechnung in einem Schmiedebetriebe.

Die Kosten eines Schmiedetriebes sind vor allem durch den Verbrauch an Energie bedingt. Die starken Unterschiede in den Stundenkosten der einzelnen Betriebsmittel erfordern eine besonders sorgfältige Verfolgung der einzelnen Kostenarten. Die Kostenrechnung muß daher so aufgebaut sein, daß die Kostenarten mit proportionalen Größen verglichen werden und der Einfluß der verschiedenen zeitlichen Ausnutzung der Betriebsmittel ausgeschaltet wird. Diese Anforderungen werden durch die Einheitskostenrechnung erfüllt.

In dem von Kurt Barein²⁾ hauptsächlich für die Zwecke der Betriebsüberwachung durchgeführten praktischen Beispiel werden die Kosten zu einigen Gruppen von Kostenarten zusammengefaßt. Die proportionale Größe, zu der alle diese Kostenarten in Beziehung gesetzt werden, ist die Hammerstunde. Durch Anwendung einer „Bezugsrechnung“ werden die Hammergruppen mit Hilfe von „Faktoren“ auf einen einheitlichen Zeitmaßstab gebracht. Indem man das Verhältnis der einzelnen Kostenarten zu den „bezogenen“ Hammerstunden ermittelt, gelangt man zu Kennzahlen. Diese Kennzahlen geben ein Bild der Betriebsgebarung und gestatten eine leichte und übersichtliche Betriebsüberwachung. Sie ersetzen ferner eine „Platzkostenberechnung“; um Einzelheiten zu prüfen, genügt die Einsicht in die Buchungsbelege der Betriebsbuchhaltung. Besonders eingehenden Einblick in die Betriebsvorgänge erhält man durch Lockkartenauszüge. Die Kennzahlen dienen ferner zur schnellen Nachprüfung der Unterlagen der Vorrechnung. Die geschilderte Einheitskostenrechnung zeichnet sich durch einfache und schnelle Errechnung der Ergebnisse aus.

Aus Fachvereinen.

Gemeinsame Fachtagung des Iron and Steel Institute und des Vereins deutscher Eisenhüttenleute.

Die bei der Hauptsitzung des Iron and Steel Institute begonnenen Arbeiten fanden auf einer gemeinsamen Fachtagung des Iron and Steel Institute und des Vereins deutscher Eisenhüttenleute am Dienstag, dem 22. September, ihre Fortsetzung.

„Die vorliegende Tagesordnung“, so führte der Vorsitzende Dr. Fritz Springorum, Dortmund, bei der Begrüßung der zahlreichen Teilnehmer einleitend aus, „bietet uns heute eine solche Fülle von Problemen, daß ich vorschlagen möchte, gleich mit der Arbeit zu beginnen. Zuvor gestatten Sie mir jedoch — so fuhr er wörtlich fort — noch einmal kurz die Bedeutung zu unterstreichen, die dieser Gemeinschaftsarbeit im besten Sinne beizumessen ist. Wo Stahl erzeugt wird, mangelt es an Problemen nie. Die Weiterentwicklung der Erzeugungsverfahren, die Verbesserung der Güte unserer Erzeugnisse stellen Aufgabengebiete ungeheurer großen Umfangs dar. Erfahrungsaustausch gibt dabei die Gewähr, von den vielen möglichen den kürzesten Weg zum Ziele zu gehen. Erfahrungsaustausch und gemeinsame Arbeit zur Förderung der Arbeiten hüben und drüben sind in unserem Kreise nicht neu. Und wenn ich Sie bitte, mit mir einen Augenblick zurückzugehen, etwa in die Zeit, in der das Iron and Steel Institute zum ersten Male bei uns in Düsseldorf weilte, so tue ich das heute deshalb, um die Er-

innerung an den Mann zurückzurufen, dem nicht nur die deutsche Stahlerzeugung, sondern die der ganzen Welt ungeheure Fortschritte verdankt — Sidney Gilchrist Thomas. Wir haben heute in Deutschland einen Gedenktag besonderer Art, wurde doch am 22. September 1879, also genau heute vor 57 Jahren, bei dem Hoerder Hüttenverein in Hörde und gleichzeitig bei den damaligen Rheinischen Stahlwerken in Duisburg-Meiderich die erste Thomascharge auf deutschem Boden erblasen. Ein Jahr später hatten wir bereits Gelegenheit, über die in Deutschland nach dem Thomasverfahren gewonnenen Ergebnisse auf der Tagung des Iron and Steel Institute in Düsseldorf zu berichten. Auch Thomas selbst nahm neben einer Reihe anderer Männer der englischen und deutschen Eisenindustrie das Wort, so damit helfend, der weiteren Entwicklung die Wege zu ebnen. Welch ungeheure Fortschritte seit dieser Zeit die Stahlerzeugung genommen hat, ist Ihnen allen bekannt. Wir werden nie vergessen, was uns Thomas mit seiner Erfindung geschenkt hat.

So steht denn die Tagung — so schloß der Vorsitzende — heute unter dem besonderen Zeichen der guten und freundschaftlichen Zusammenarbeit des Iron and Steel Institute und des Vereins deutscher Eisenhüttenleute, und ich möchte wünschen, daß auch die heutige Arbeit reiche Früchte tragen wird.“

Als erster Redner nahm O. Föppl, Braunschweig, das Wort zu seinem Vortrage:

Die praktische Bedeutung der Dämpfungsfähigkeit von Metallen, besonders von Stählen.

Ausgehend von den Veränderungen im Spannungs-Dehnungs-Schaubild unter ruhender und wechselnder Belastung (Hysteresisschleife) zeigt er, daß die Dämpfung im wesentlichen von dem Verhältnis der bildsamen zur federnden Verformung abhängt. Föppl legt dann die verschiedenen Anschauungen über die Dämpfung als Kennzeichen der Dauerbrüche dar und führt weiterhin die verschiedenen Größen an, die die Dämpfung beeinflussen: Schwingungsausschlag, Lastwechselzahl, Proben temperatur und besondere Prüfbedingungen; er betont, daß eine Erschöpfung des Dämpfungsvermögens nicht eintritt, sondern daß vielmehr bei zahlreichen Stählen die Dämpfung unter wechselnder Beanspruchung beträchtlich zunimmt und bei bestimmten Lastwechselzahlen einen gleichbleibenden Wert erreicht. In diesem Verhalten sieht Föppl die Möglichkeit, die Dämpfung zur Beurteilung von Werkstoffen heranzuziehen. Es sei jedoch in diesem Zusammenhang auf die Unterschiede der Dämpfungswerte bei Dauerversuchen mit gleichbleibender Belastung und gleichbleibender Verformung hingewiesen¹⁾.

In einem Abschnitt über die Begriffsbestimmung der Dämpfung und über das Dämpfungsmaß führt Föppl die mittlere verhältnismäßige Dämpfung ψ als maßenheitslose Größe ein. Außer je einer Abbildung über die Änderungen des ψ -Wertes in Abhängigkeit von der Randformänderung γ_0 für verschiedene Kurbelwellenstähle und für verschiedene andere Werkstoffe werden weitere Dämpfungskurven, besonders in Abhängigkeit von Belastungsdauer und Belastungshöhe, nicht gebracht, obgleich gerade diese Einflüsse, zunächst für jeden Werkstoff getrennt, festgestellt werden sollten, um eine eingehendere Beurteilung der verschiedenen Werkstoffe zu erleichtern.

Aus den Ergebnissen einiger Dämpfungsversuche des Wöhler-Instituts ist festzustellen, daß die Dämpfung hauptsächlich vom Wert der Schubspannung abhängt; denn um annähernd gleiche Dämpfungskurven bei Biege- (σ) und Verdrehbeanspruchung (τ) zu erhalten, müssen die Prüfpennungen nach folgender Beziehung gewählt werden: $\tau = \beta \times \sigma$, wobei β für verschiedene Stähle zu 0,53 bis 0,60 ermittelt wurde. Besonders hingewiesen wird bei diesen Versuchen auf die verschiedene Spannungsverteilung in den Stäben und die Bestimmung der mittleren verhältnismäßigen Dämpfung ψ und der Randdämpfung ψ_0 .

In einem weiteren Abschnitt wird der Einfluß der Probenentnahme aus verschieden dicken Stangen eines handelsüblichen Stahles mit gleicher Zugfestigkeit und Dehnung auf die Dämpfung gezeigt und in diesem Zusammenhang auf die Bedeutung der Dämpfungsmessung zur Beurteilung von Werkstoffen hingewiesen²⁾. Die gefundenen Unterschiede sind offenbar durch die Vorgeschichte der Stangen, besonders durch verschiedenartige Verarbeitungsbedingungen, zu erklären.

¹⁾ A. Esau und H. Kortum: Z. VDI 77 (1933) S. 1433/35.

¹⁾ Forsch. Ing.-Wes. Nr. 81 (1940).

²⁾ Arch. Eisenhüttenwes. 10 (1936/37) S. 171/77 (Betriebsw.-Aussch. 141).

²⁾ Eine gleiche Aenderung der Werkstoffdämpfung bei Verwendung von Proben aus verschiedenen Rundstangen eines Chrom-Nickel-Stahles wurde bereits von E. Voigt und K. H. Christensen festgestellt. [Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforsch., Düsseld., 14 (1932) S. 151/67; vgl. Stahl u. Eisen 52 (1932) S. 1077/78.]

Zur Beantwortung der Frage nach der Ueberlegenheit eines Werkstoffes mit hoher Dämpfung gegenüber dem mit niedrigerer Dämpfung werden von Föppl zwei Punkte, die für die Praxis von besonderer Bedeutung sind, angeführt: 1. Einfluß hoher Dämpfung zur Verringerung der Kerbempfindlichkeit bzw. Einfluß der plastischen Verformungsanteile beim Abbau von Spannungsspitzen an örtlichen Fehlstellen; 2. für Maschinenteile, die beim Durchfahren kritischer Resonanzstellen große Schwingungsausschläge erreichen können, ist die hierbei auftretende Energieumsetzung in Wärme (Dämpfung) im Innern des Werkstoffes von besonderer Bedeutung. Aus den wenigen von Föppl angeführten Beispielen für den Flugzeug- und Dampfturbinenbau eine weitergehende Verallgemeinerung der Bedeutung der Werkstoffdämpfung für das Verhalten der Werkstoffe im Betrieb abzuleiten, erscheint beim derzeitigen Stand unserer Kenntnisse über diese Werkstoffeigenschaft verfrüht. Auch ist bei den von Föppl wiedergegebenen Ausführungen über die Dämpfung von Kurbelwellenstäben folgendes zu berücksichtigen: Wenn aus den Angaben von J. Geiger³⁾ zu entnehmen ist, daß rd. 60 bis 65 % der Gesamtenergie beim Durchfahren kritischer Resonanzstellen (Drehschwingungen) durch innere Dämpfung in Wärme umgesetzt werden, so darf jedoch nicht übersehen werden, daß Geiger diese Werte nicht versuchsmäßig ermittelte, sondern mit Hilfe der Dämpfungswerte aus einer Untersuchung von S. F. Dorey⁴⁾ unter bestimmten Annahmen für die Wellenleitungen von Brennkraftmaschinen berechnet hat. Hinzu kommt, daß die für Bauteile gefährlichen Resonanzschwingungen in einfachster und wirkungsvollster Weise durch äußere, zusätzliche Dämpfungen, sei es durch besondere Formgebung oder durch Zusatzdämpfungen, gemildert werden können. Berücksichtigt man die Tatsache, daß in einem und demselben Stahl ein verschiedener Verlauf der Dämpfungsänderungen gefunden werden kann, wobei dem Gefügestand des Stahles⁵⁾ eine große Bedeutung zukommt, und wird ferner die verschiedenartige Abhängigkeit der Dämpfung von Belastungsdauer und Belastungshöhe beachtet, so ergibt sich die Notwendigkeit, die Werkstoffdämpfung zunächst nur in weiterer wissenschaftlicher Forschung zu untersuchen und Folgerungen über das betriebliche Verhalten nur mit aller Zurückhaltung zu ziehen und auf eindeutig geklärte Verhältnisse zu beschränken.

Zur Bestimmung der Dämpfungseigenschaften wendet das Wöhler-Institut fünf verschiedene Verfahren an: statische Eichung; Temperaturmessung im Anlaufversuch und im Beharrungszustand; Messung der eingeleiteten Energie und Dämpfungsmessung aus frei ausklingenden Verdreherschwingungen. Alle Verfahren sollen gut vergleichbare Dämpfungswerte ergeben.

Ueber den Einfluß der Verformungsgeschwindigkeit auf den Inhalt der Hysteresisschleife führt Föppl an, daß in dem Frequenzbereich von 100 bis 2000 Wechsel je min kein Einfluß der Lastwechselgeschwindigkeit auf die Dämpfungswerte festzustellen ist. Ergänzend hierzu sei mitgeteilt, daß nach den theoretischen Ableitungen von R. Becker⁶⁾ die Dämpfung mit wachsender Lastwechselgeschwindigkeit abnimmt, und daß der versuchsmäßige Nachweis dieser Abhängigkeit der Dämpfung bei Verdrehbeanspruchung von H. Kortum⁷⁾ an Duralumin, Elektron und Messing, dagegen nicht an Stahl und Kupfer, für 3000 bis 5400 Wechsel je min geführt worden ist.

In einem Schlußabschnitt wird die Zusatzdämpfung einer genieteten Verbindung eingehend erörtert; im allgemeinen hängt die in Stahlbauteilen auftretende Dämpfung nicht allein von der inneren Dämpfung des Werkstoffes ab, sondern auch von zusätzlichen äußeren Einflüssen, wie dies besonders für genietete Verbindungen gilt. Aus den für glatte Stäbe und genietete Verbindungen wiedergegebenen Dämpfungskurven ist zu erkennen, daß trotz geringerer Wechselfestigkeit einer Nietverbindung gegenüber dem glatten Stab wesentlich höhere Dämpfungswerte auftreten.

Die

Erörterung

begann S. F. Dorey, Potters Bar, mit dem Hinweis, daß die Dämpfungsfähigkeit für den neuzeitlichen Maschinenbau wegen der Schwingungsbeanspruchungen von großer Bedeutung werden könne. Die Elastizitätsgrenze allein reiche in diesem Falle nicht zur Werkstoffkennzeichnung aus. Die Verhältnisse würden aber

³⁾ Mitt. Forsch.-Anst. Gutehoffnungshütte-Konzern 3 (1934) S. 147/65.

⁴⁾ Proc. Instn. Mech. Engr. 123 (1932) S. 479/535.

⁵⁾ M. Hempel und C. H. Plock: Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforsch., Düsseld. 17 (1935) S. 19/34; vgl. Stahl u. Eisen 55 (1935) S. 550/51.

⁶⁾ Z. Physik 33 (1925) S. 201.

⁷⁾ Techn. Mech. u. Thermodyn. 1 (1930) S. 297/307.

dadurch verwickelt, daß Festigkeit und Dämpfungsfähigkeit gegenläufige Eigenschaften seien; bei unlegiertem Stahl mit 47 kg/mm² Zugfestigkeit fand Dorey z. B. die Dämpfungsfähigkeit bei einer Schwingungsbeanspruchung von $\pm 12,5$ kg/mm² fünfmal höher als bei einem Stahl mit 3 % Ni und 74 kg/mm² Zugfestigkeit; der Nickelstahl hatte wiederum bei einer Schwingungsbeanspruchung von 22 kg/mm² eine zehnmal höhere Dämpfung als ein Chrom-Nickel-Stahl mit 95 kg/mm² Zugfestigkeit. Zu der Angabe von J. Geiger³⁾, daß die Dämpfung bei weichem Stahl mit der Schwingungsbeanspruchung stark in die Höhe ginge und bei einer Schwingungsbeanspruchung von 12,5 kg/mm² z. B. 62 % betrage, erwähnte Dorey, daß die Ausnutzung einer derartigen Dämpfung praktisch unmöglich sei, da die in Frage kommenden Spannungen beträchtlich über das zulässige Maß hinausgingen. Wenn auch im Hinblick auf die Wechselbeanspruchungen und damit auf die Kerbunempfindlichkeit eine hohe Dämpfungsfähigkeit erwünscht sei, so könne man in vielen Fällen umgekehrt nicht auf hohe Festigkeit verzichten, z. B. gerade bei den von O. Föppl besonders behandelten Achsen wegen des Verschleißwiderstandes.

Dorey ging weiter darauf ein, daß die Ermittlung der wirklichen Dämpfung so, wie sie sich im Bauteil auswirke, sehr schwierig sei. Bemerkenswert sei in diesem Zusammenhang die Erfahrung von O. Föppl selbst, daß schon Proben aus demselben Guß sehr unterschiedliche Dämpfungsfähigkeit zeigten, wobei allerdings noch zu untersuchen wäre, ob die Proben die gleiche Verformung erhielten. Weiter sei bemerkenswert, wie stark der Einfluß der Temperatur auf die Dämpfungsfähigkeit sei. Damit könnte man vielleicht erklären, daß bei wiederholter Prüfung eine andere Dämpfungsfähigkeit gefunden werde als beim ersten Versuch. Bei fertigen Bauteilen ist dazu noch zu berücksichtigen, daß die Dämpfungsfähigkeit in den einzelnen Zonen des Querschnitts bestimmt unterschiedlich ist.

Aufschlußreich wäre schließlich eine Ergründung der Einflußgrößen für die Dämpfungsfähigkeit. In dem Zusammenhang wäre nachzuprüfen, ob grobes Korn tatsächlich eine größere Dämpfungsfähigkeit ergibt.

M. Hempel, Düsseldorf, unterstrich die Ausführungen von Dorey, daß bei der Prüfung der Dämpfungsfähigkeit die Versuchsbedingungen, wie Beanspruchungsart, Prüffrequenz, Kaltverformung, sich einstellende Temperatur, sehr großen Einfluß haben. Die Ermittlung der Dämpfung nach dem Ausschwingverfahren bei elektromagnetischen Schwingungsmaschinen, bei denen das Abklingen der freien Schwingungsausschläge nach dem Abschalten des elektrischen Stromes aufgezeichnet wird, ist einwandfreier als das von Föppl angewendete Verfahren⁵⁾.

Auf diese Weise hat Hempel ermittelt, daß sich die Dämpfung während des Ausklügens mit der Schwingungsweite (d. h. mit der Verformung oder Belastung) und mit der Beanspruchungszeit für Schwingungen unterhalb der Wechselfestigkeit ganz verschieden ändert⁶⁾. Es wurde weiter gefunden, daß die Dämpfung stark vom Gefüge und damit von der Warmbehandlung und Kaltverformung abhängig ist. Im allgemeinen sind dabei die Beziehungen so, daß, je weicher der Stahl bzw. je kleiner der Elastizitätsmodul ist, desto größer die Dämpfung ist⁶⁾.

Hempel schloß damit, daß beim derzeitigen noch lückenhaften Stand unserer Kenntnisse über die Werkstoffdämpfung, besonders über deren Abhängigkeit von Belastungsdauer und Belastungshöhe sowie über den Einfluß einer Warmbehandlung und von Legierungselementen, als dringende Forderung gelten muß, zunächst die Fragen der Werkstoffdämpfung wissenschaftlich zu erforschen, ehe man weitergehende allgemeine Folgerungen über die Abhängigkeit des Betriebsverhaltens von Bauteilen von dem Dämpfungsverhalten der Werkstoffe zieht.

Auch T. Swinden, Sheffield, gab seine Meinung dahin bekannt, daß die Bedeutung der Dämpfung für die Brauchbarkeit eines Baustahls doch noch nicht geklärt sei. Ob sie etwas über die Kerbempfindlichkeit aussage, sei noch unstritten, genau so, wie es mit der Kerbschlagzähigkeit in dieser Richtung sei. Er bezweifelt überhaupt, daß die Dämpfungsfähigkeit eine derart überragende Bedeutung für den Maschinenbau habe; denn schließlich sei man z. B. bei Flugzeugmotoren von weichen Stählen zu vergüteten Chrom-Nickel-Molybdän-Stählen mit immer höherer Zugfestigkeit und damit geringerer Dämpfungsfähigkeit übergegangen mit dem Erfolg, daß das Motorgewicht je Krafteinheit in einem sonst unmöglich gehaltenen Maße vermindert werden konnte. Darum müsse man sich

⁸⁾ Vgl. M. Hempel und C. H. Plock: Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforsch., Düsseld., 17 (1935) S. 19/31. F. Körber und M. Hempel: Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforsch., Düsseld., 17 (1935) S. 247/57; vgl. Stahl u. Eisen 55 (1935) S. 550/54, 56 (1936) S. 309/10.

der Meinung von O. Föppl unbedingt anschließen, daß die Konstruktionsberechnung mit der Dämpfungsfähigkeit noch in den Kinderschuhen stäke.

F. Bacon, Swansea, knüpfte an den Einfluß der Vorbehandlung auf die Gestalt der Ausschwingkurven an. Da Föppl so arbeitet, daß man von der Höchstlast auf Null heruntergeht, erhalten dabei die Proben immer schon eine gewisse Vorbehandlung. Deren Einfluß wäre zu erkennen, wenn es gelänge, die Dämpfungsfähigkeit bei der Steigerung der Last von Null auf den Höchstwert zu ermitteln.

Bacon stimmte darin Föppl voll zu, daß die Dämpfungsfähigkeit des Stahles nicht während des Betriebes verlorengelange und entsprechend eine Beanspruchung auf Dämpfung ohne Gefahr des Dauerbruches ausgehalten werden könne. Allerdings sei das Vermögen der Stähle, aufgezogene Energie in innere Reibung, d. h. in Wärme umzusetzen, sehr verschieden. Das sei ihm zum ersten Male an den bedeutenden Unterschieden zwischen gewöhnlichem unlegiertem Stahl und austenitischem Stahl aufgefallen.

Wie R. Mailänder, Essen, ausführte, soll man bei den Ueberlegungen über den Zusammenhang der Dämpfung mit den Festigkeitseigenschaften und mit dem Gefüge den Einfluß von Kerben nicht vergessen. Das Beispiel des Gußeisens erinnere daran, das, obwohl man es nach dem Grundgefüge nicht erwarten sollte, bekanntlich eine hohe Dämpfungsfähigkeit hat. Die Versuche von Föppl mit gekerbten und gebohrten Stäben sowie mit Nietverbindungen weisen ja auch darauf hin, daß die Kerbung einen großen Teil der Dämpfung ausmacht. Die Abhängigkeit der Dämpfung von Kerben und vom Gefüge ist nicht gleichmäßig. Vielleicht ist darauf die verschiedenartige Aenderung der Dämpfung mit der Schwingungsweite und der Belastungszeit, wie sie Hempel zeigte, zurückzuführen, sofern die Dämpfung nicht von noch anderen Ursachen abhängt.

Der an zweiter Stelle erstattete Bericht von T. Swinden und G. R. Bolsover, Sheffield, über

Korngrößenüberwachung beim Stahl

ist schon in dieser Zeitschrift⁹⁾ veröffentlicht worden.

In der

Erörterung

legte E. Houdremont, Essen, die deutsche Anschauung von der Bedeutung der arteigenen Korngröße dar. Da das Korn sich mit der Erwärmungstemperatur und -zeit ändert, ist die McQuaid-Ehn-Prüfung zur Kennzeichnung eines Stahles nicht ausreichend; Einsatztemperatur und -zeit scheinen bei dieser Prüfung etwas willkürlich gewählt zu sein, zudem wird auch durch die Art des Einsatzmittels die Korngröße beeinflusst. Ueber die Härtetiefe und damit über die Durchvergütung läßt die McQuaid-Ehn-Prüfung nur mittelbare Schlüsse zu. Zweckmäßiger zur Beurteilung der Korngrößenverhältnisse scheint die in Deutschland übliche Ermittlung des zulässigen Abschrecktemperaturbereiches bzw. der Temperatur der beginnenden Ueberhitzung.

Bewußt ist die Herstellung eines Stahles mit feinkörnigem Gefüge und geringerer Ueberhitzungsempfindlichkeit im Zusammenhang mit den Arbeiten von A. Fry¹⁰⁾ über Alterungsbeständigkeit zum ersten Male in Deutschland erfolgt. Bei der Untersuchung dieser Stähle durch R. Baumann¹¹⁾ wurde auch schon die als Folge feineren Kornes bessere Zähigkeit bestätigt. Zur Erzielung von Feinkörnigkeit genügt nicht allein zusätzliche Desoxydation mit Aluminium, sondern die vorausgegangene metallurgische Behandlung ist nicht ganz ohne Bedeutung¹²⁾. Diese Feststellung spricht gegen die Anschauung von H. W. McQuaid, daß Aluminium durch Legierungswirkung Feinkörnigkeit herbeiführe; dagegen sprechen auch eigene Versuche, nach denen Aluminium die Durchhärtung und Ueberhitzungsempfindlichkeit erhöht, also die Grobkornbildung fördert¹³⁾.

W. H. Hatfield, Sheffield, begann mit einem Wortspiel [Is that (= Izett) grain size? — Izett! (= I said)], um die Meinung wiederzugeben, daß auch Alterungsbeständigkeit eine Korngrößenwirkung sei. Ob aber das feinere Korn durchweg einen Vorteil bedeute, glaube er nicht behaupten zu können. Die geringere Zug-

festigkeit und Streckgrenze und damit die geringere Wechselfestigkeit des feinkörnigen Stahles sei jedenfalls ein bemerkenswerter Nachteil, der seines Erachtens nicht durch eine höhere Kerbschlagzähigkeit aufgewogen werde. Dabei müßte noch zu den Versuchsergebnissen von Swinden und Bolsover bemerkt werden, daß die verglichenen Korngrößen nicht einheitlich waren und sich auch nicht auf den Verbrauchszustand des Stahles bezogen, vor allem aber, daß bei fein- und grobkörnigem Stahl die gleiche Wärmebehandlung angewendet wurde. Zur endgültigen Beurteilung seien eigentlich auch Versuchsergebnisse bei jeweils der Korngröße angepaßter bester Wärmebehandlung notwendig.

Erwünscht seien genauere Angaben über das metallurgische Vorgehen, besonders über die jeweils angewendete Aluminiummenge, wobei Hatfield das Nachdesoxydieren mit Aluminium als Notmaßnahme zur Rettung schlecht fertiggemachten Stahles bezeichnete. Ebenso erbat Hatfield Angaben über die Treffsicherheit in der Erzielung einer bestimmten Korngröße.

W. Eilender, Aachen, sieht die Wirkung der arteigenen Korngröße auf den Gefügebau in einer Beeinflussung des Austenitzerfalles, so daß sich die Verteilung des Ferrits auf Korngrenze und Korninneres verändert, sowie in einer Beeinflussung der Kristallseigerung wegen der Aenderung der Diffusionswege.

Die Korngröße ist nach seinen Versuchen vor allem durch die Art der Desoxydation, bei der im Bad verbliebene feste Teilchen als Keime wirken, aber auch durch die Badtemperatur zu beeinflussen. So waren im Tiegelofen, im basischen Siemens-Martin- und Induktionsofen mit Ueberhitzung erschmolzene, aber mit der üblichen Temperatur vergossene Stähle feinkörnig. Die so behandelten Werkzeugstähle zeigten eine bessere Verschleißfestigkeit, größere Schneidhaltigkeit, keinen Schieferbruch, keinen Verzug beim Härten, aber eine geringere Ueberhitzungsempfindlichkeit und geringere Durchhärtung. Bei überhitzt erschmolzenen Baustählen wurden Zugfestigkeit und Streckgrenze gleich den Werten bei üblich behandelten Stählen gefunden; die Dehnung und Einschnürung waren etwas besser, die Kerbschlagzähigkeit viel besser, entsprechend die Neigung zur Anlaßsprödigkeit geringer. Die besonders erschmolzenen Baustähle waren unempfindlicher gegen Schweißrissigkeit und gegen Flocken. Wie es mit der Zerspanbarkeit ist, konnte noch nicht entschieden werden. Die Säurebeständigkeit dieser Stähle ist besser. Auch überhitzt erschmolzene Transformatorstähle ergaben bessere Eigenschaften.

G. B. Waterhouse, Cambridge (V.St.A.), begrüßte, daß die amerikanischen Arbeiten über die Korngröße in Europa einen großen Anklang finden.

T. Swinden, Sheffield, erwiderte auf die Ausführung von Hatfield, daß von ihm und seinen Mitarbeitern die Stähle in dem Zustand untersucht worden seien, in dem sie an die Verbraucher herausgingen; deshalb seien seine Versuchsergebnisse voll beweiskräftig. In seinem Bericht habe er schon erwähnt, daß der Unterschied in der Zugfestigkeit des feinkörnigen Stahles gegenüber dem grobkörnigen leicht ausgeglichen werden könne, wobei für das feine Korn der Vorteil der größeren Zähigkeit bleibe. Ueber die Theorie der Korngrößenbeeinflussung werde er zur gegebenen Zeit berichten; eine Angabe über den Aluminiumzusatz allein genüge nicht zur Kennzeichnung der metallurgischen Maßnahmen.

In dem dritten Vortrage besprach A. Nöll, Geisweid,

Zeitgemäße Fragen aus dem Gebiete des Walzwerkswesens.

Dem Vortrage [vgl. Stahl u. Eisen 56 (1936) S. 1091/1112] folgte etwa folgende

Erörterung.

F. Winterhoff, Dinslaken, ging zunächst auf die von Herrn Nöll bei der Besprechung über Feinstahl- und Drahtwalzwerke angeführte Möglichkeit ein, daß auf diesen kombinierten Straßen auch schmaler Bandstahl gewalzt werden könne. Diese universelle Lösung von Walzwerkskonstruktionen kann aber aus wirtschaftlichen und qualitativen Gründen nur jeweilig bedingt richtig sein. Die Anforderungen an Bandstahl sind in den letzten Jahren in bezug auf Walzgenauigkeit, saubere Oberflächenbeschaffenheit, kleine Auftragsstückelung, schwere Ringgewichte, verschiedenartige Aufmachungen usw. so gestiegen, daß nur Sonder-Bandstraßen diesen vielseitigen Wünschen der Bandstahlkundschaft vollauf gerecht werden können.

Einige Ausführungsarten dieser Sonderwalzwerke für die Walzung von Schmalband, das ist Band bis 500 mm Breite, sind von dem Vortragenden im zweiten Teil seines Vortrages beschrieben. Die von ihm hier geschilderten Walzwerksarten entsprechen in etwa den neuzeitlichen Forderungen der Bandwalz-

⁹⁾ Stahl u. Eisen 56 (1936) S. 1113/24.

¹⁰⁾ Kruppsche Monatsh. 7 (1926) S. 185/96.

¹¹⁾ Vortrag auf der Tagung des Allgemeinen Verbandes der deutschen Dampfkessel-Ueberwachungsvereine, Zürich 1926.

¹²⁾ O. Hengstenberg und E. Houdremont: Techn. Mitt. Krupp 3 (1935) S. 189/95.

¹³⁾ Ein ausführlicher Bericht von E. Houdremont und H. Schrader wird demnächst in Stahl u. Eisen veröffentlicht werden.

werker auf möglichst kurze Walzzeit und hohe Endwalztemperatur. Bei der Planung von Bandwalzwerken muß dem Umstand genügend Beachtung geschenkt werden, daß Bandstahl eine sehr große Oberfläche hat und infolgedessen die Wärme schnell ausstrahlen kann, ohne daß ein genügend großer Querschnitt vorhanden wäre, der die Wärme binden könnte. Nur mit einer reinkontinuierlichen Anordnung lassen sich die gestellten Bedingungen vollkommen erfüllen.

Wenn diese technischen Forderungen bei der Warmwalzung von Schmalband nur bedingt eingehalten zu werden brauchen, so müssen sie es bei der Breitbandwarmwalzung unabänderlich. Breitband ist Band über 500 mm Breite und hat entsprechend noch größere wärmeausstrahlende Oberflächen im Verhältnis zum Walzquerschnitt. Bei der Planung von Breitband-Warmwalzwerken ist daher keine behelfsmäßige Lösung mehr möglich. Es sind wohl z. B. von Steckel in Amerika, Russell in England oder Brömel in Deutschland einfachere Lösungen gesucht und auch gefunden worden. Diese werden aber voraussichtlich in keinem der genannten Fälle zum vollen Erfolge führen. Bei der kontinuierlichen Anordnung ist nicht der Vorteil der hohen Leistung ausschlaggebend, sondern es werden hier die Hauptforderungen auf Genauigkeit, selbst bei schwersten Ringgewichten, Sauberkeit der Walzung in bezug auf Oberflächenbeschaffenheit, Geradheit des Walzgutes und hohe Wirtschaftlichkeit erfüllt. Bei einer kontinuierlichen Breitbandstraße kann die Durchlaufzeit und damit die Endwalztemperatur des Walzgutes der Werkstoffgüte angepaßt werden. Da außerdem Anfang und Ende der Walzader, die die Straße mit hoher Walzgeschwindigkeit durchlaufen hat, die gleiche Temperatur haben, werden sehr gleichmäßige Toleranzen und mechanische Eigenschaften erzielt. Die hohe Durchlaufgeschwindigkeit bringt ferner den Vorteil der geringen Verzunderungsmöglichkeit mit sich. Hierdurch sowie durch den Umstand, daß das Walzgut im Verlauf der Walzung immer mit einer neuen Walze in Berührung kommt und in den letzten Stichen nur einen leichten Polierdruck erfährt, wird eine glatte, poren- und zunderfreie Oberfläche bei sehr geringen Dickenabweichungen erzielt. Weiterhin kann durch eine außergewöhnlich feine Regelung der Walzgeschwindigkeit die Endwalztemperatur den metallurgischen Erfordernissen angepaßt werden.

Die Anschaffungskosten der reinkontinuierlichen Breitbandstraßen unterscheiden sich nicht sehr wesentlich von denen der halbkontinuierlichen oder ähnlichen Anordnungen. Das Verhältnis des Anschaffungspreises zur Erzeugungsmöglichkeit liegt beim Vergleich der verschiedenen Bauarten bei der reinkontinuierlichen Anordnung bedeutend günstiger als bei jeder anderen Lösung. Die durch die mit dem kontinuierlichen Verfahren zwangsläufig verbundene hohe Erzeugung muß in Anbetracht der technischen Überlegenheit in Kauf genommen werden. Diese Tatsache könnte aber gegebenenfalls z. B. in Konjunkturzeiten willkommen sein.

Bei den Breitband-Kaltwalzwerken lassen sich allerdings einfachere Bauweisen entwickeln, ähnlich denen, die Herr Nöll beschrieben hat. Jedoch muß bei diesen Lösungen, z. B. bei den beschriebenen Sendzimir-Walzwerken, u. a. die Reibung auf den Zugtrommeln, die unerbittlich zur Beschädigung der Bandoberfläche führen wird, auf alle Fälle vermieden werden.

Man muß sich bei der Wahl der Kaltwalzwerksart bei der Anordnung der Gerüste entscheiden, ob man Breitbänder in etwa 0,5 bis 1,5 mm Dicke oder noch dünnere Bänder kaltwalzen will. Für beide erwähnten Gruppen müssen Sonder-Kaltwalzwerke entwickelt werden, deren Erzeugung nicht sehr groß, aber im Verhältnis zum Anschaffungspreis sehr günstig ist, so daß bestehende reine Kaltwalzwerke und reine Feinblechwerke mit geringem Kostenaufwand in die Lage versetzt werden, ihr Erzeugungsprogramm durch Aufstellung derartiger Kaltwalzgerüste zu ergänzen. Auf diese Weise würden wirtschaftlich gesehen Fehlinvestitionen vermieden und die Wirtschaftlichkeit des Breitbandwalzens an Stelle des bisherigen Feinblechwalzens durch einen im Rahmen des Erträglichen gehaltenen Wettbewerb sichergestellt. Auch in sozialer Hinsicht werden bei Beachtung obiger Gesichtspunkte insofern ungünstige Auswirkungen vermieden, als die vorhandenen Feinblechwerke allmählich neuzeitlich gestaltet werden können und damit ihren Bestand sichern. Ich glaube nämlich nicht daran, daß die Breitbandwalzwerke den bestehenden Feinblechwerken alle Arbeit wegnehmen werden. Für die Walzung von Sonderblechen, Lieferungen mit kleiner Auftragsstückelung usw. kommt in Zukunft nur das bisherige Feinblechverfahren in verbesserter Form in Frage. Die amerikanischen und europäischen Verhältnisse sind in dieser Hinsicht nicht miteinander vergleichbar. Man muß sich vielmehr bei der Untersuchung dieses Fachgebietes darüber klar sein, daß in Amerika die Breitbandwalzung von den Blechherstellern und in Deutschland

von den Banderzeugern entwickelt worden ist. Dementsprechend werden sich auch die angewandten Arbeitsverfahren dem bisherigen Verfahren des betreffenden Fachgebietes anpassen oder neu entwickeln.

In Erkenntnis dieser Sachlage wird es nicht schwer sein, die zukünftige Entwicklungsrichtung der Warm- und Kaltbreitbandwalzung in Deutschland vorausszusagen. Und zwar werden voraussichtlich die gegenwärtigen Erzeugungsprogramme der bestehenden Bandwarm- und -kaltwalzwerke sowie der Feinblechwerke sinngemäß entsprechend ihrer bisherigen Entwicklungsrichtung auf die neue Breitbanderzeugung erweitert. Es werden nur einige wenige Breitband-Warmwalzwerke in Deutschland ausreichend Arbeit finden, und zwar nur solche, welche die in größerer Anzahl noch zu erbauenden Sonderbreitband-Kaltwalzgerüste der fremden bzw. eigenen Kaltwalzwerke und Feinblechwerke mit Warmband beliefern können.

Ich möchte es jedenfalls im Zusammenhang mit diesen Fragen nicht unterlassen, vor einer zu stürmischen Entwicklung der Breitband-Warmwalzung in Europa zu warnen. Es könnte uns europäischen Walzwerksingenieuren Ähnliches widerfahren wie unseren amerikanischen Fachgenossen, die innerhalb etwa zehn Jahren beinahe zwanzig derartige Warmbandanlagen erbauten und heute selbst in Zeiten des Aufstieges Sorge haben, alle gewinnbringend zu beschäftigen. In Deutschland sind dieser Entwicklung während der Dauer der Eisenverbände und dem damit verbundenen Gruppenschutz bis 1940 Grenzen gesetzt, so daß hier ein ungesunder Wettlauf in der Breitbanderzeugung mit den bekannten wirtschaftlich und sozial ungünstigen Folgen voraussichtlich vermieden werden kann.

Aus diesen Gründen müssen wir Herrn Nöll dankbar sein, daß er es übernommen hat, über dieses sehr heikle, umstrittene Gebiet zu berichten.

A. Weyel, Gelsenkirchen, ging sodann zunächst auf die Frage des Bedarfs der Steigerung der Erzeugung an Feinblechen in Amerika während der Nachkriegsjahre ein. Diese Fragen scheinen so zusammenzuhängen, daß nicht etwa die übergroße Nachfrage nach Feinblechen die Ursache des Baues der Breitbandstraße wurde, sondern daß der Möglichkeit, ein qualitativ besseres und außerdem billigeres Feinblech auf dem Wege des Breitbandes herzustellen, auch der größere Bedarf von selbst gefolgt ist. In dem Augenblick, wo das Feinblech als Baustoff ohne Erhöhung des Preises in der Güte steigt, eröffnen sich ihm auch neue Möglichkeiten der Anwendung.

Dies geht auch deutlich aus der graphischen Darstellung über die Höhe und Leistungsfähigkeit der amerikanischen Feinblecherzeugung in der Abb. 11 hervor. Man sieht, daß in den Jahren 1921/22/23 die Erzeugung an Feinblechen sich zwischen 37 und 75 % der Erzeugungsmöglichkeit bewegte. Es ist also der Bedarf immer unter der größten Erzeugungsmöglichkeit geblieben.

Mit dem Bau der ersten Breitbandstraße im Jahre 1924 erhöhte sich bis heute laufend die Erzeugungsmöglichkeit, und ebenso ist der Bedarf der größeren Erzeugungsmöglichkeit bis zum Jahre 1929 auf dem Fuße gefolgt, wo die Blech- und Streifenwalzwerke mit 90 % ihrer Kapazität beschäftigt waren.

Dann folgten die Jahre der Depression, die kein Maßstab für Bedarfs- und Erzeugungsmöglichkeit sein können.

Die gleiche Erscheinung wird auch bei uns in Deutschland eintreten, natürlich nicht in dem Maßstab wie in den Vereinigten Staaten. Herr Nöll hat die kennzeichnende Art der amerikanischen Breitbandstraßen geschildert und dann die Versuche erwähnt, die in Europa gemacht werden, um auf andere Weise breitere Bänder zu walzen. Die Aufgabe für europäische Anlagen ist: Bänder herzustellen auf Anlagen, die nicht so ausgedehnt sind wie die amerikanischen, d. h., die nicht die hohen Anlagekosten erfordern und nicht die riesenhafte Erzeugung dieser neuzeitlichen Bandstraßen (von 500 000 bis 600 000 t im Jahr) erreichen.

Der Vollständigkeit halber sei auf eine Lösung hingewiesen, die in Amerika bereits in zwei Fällen praktisch ausgeführt ist und die Herr Nöll nicht erwähnt.

Die Vorstraße, die, wie aus Abb. 12 ersichtlich ist, aus vier Gerüsten besteht, wird durch ein Umkehr-Universalgerüst ersetzt. Die aus sechs Vierwalzengerüsten bestehende Fertigstraße wird ebenfalls durch ein Umkehr-Vierwalzengerüst ersetzt. Auf dem ersten Gerüst wird die Brame bis zu der Stärke, wie sie sonst üblich in die Fertigstraße eingeführt wird, vorgewalzt, und auf dem zweiten Gerüst wird der von der Vorwalze kommende Streifen bis zur Endstärke reversierend heruntergewalzt. Damit das Band bei diesem Arbeitsgang nicht kalt wird, wird es nach jedem Durchgang durch die Walzen auf Haspeln aufgewickelt. Diese Haspeln befinden sich in besonders beheizten Öfen.

Eine derartige Straße läuft bei der Youngstown Sheet and Tube Co. und erzeugt Bänder von etwa 800 mm Breite und 1,65 mm Stärke, und außerdem in Detroit in dem Walzwerk der Firma McLouth Steel Co., wo Bänder von 450 mm Breite herunter bis 1,65 mm Dicke erzeugt werden.

Diese Lösungen haben gegenüber der Ausführung der rein kontinuierlichen Walzwerke gewisse Nachteile. Es ist zweifellos, daß die rein kontinuierlichen Walzwerke in Oberflächenbeschaffenheit und Maßabweichungen die besten Ergebnisse liefern.

Für Amerika wird das sogenannte Haspel-Walzwerk praktisch keine Bedeutung haben, da man bei dem riesenhaften Bedarf an Feinblechen auf solche Zwischenlösung nicht hinzuarbeiten braucht. Für Europa könnte ein derartiges Walzwerk, das schätzungsweise 180 000 bis 200 000 t im Jahr erzeugt, gegenüber den Mammutanlagen von 500 000 bis 600 000 t von einer gewissen Bedeutung sein.

Zum Schluß noch eine Bemerkung über die sogenannten alten Feinblechwalzwerke. Die Entwicklung wird dahin gehen, daß diese Feinblechwalzwerke nicht außer Betrieb kommen, sondern daß sie weitgehend mechanisiert werden, wie es Herr Nöll schon richtig ausgeführt hat, und daß ihnen ein wesentlicher Teil ihrer Walzarbeit genommen wird dadurch, daß sie an Stelle von Platinen mit Sturzen, aus den ausgewalzten Streifen geschnitten, versorgt werden.

Grundsätzlich wird man auf diese Duo-Gerüste nicht verzichten können, und zwar schon mit Rücksicht auf die verschiedenen Stahlsorten, wie Dynamo-, Transformatoren- und Sonderstahlbleche sowie besonders breite Formate.

G. A. V. Russell, Birmingham, stimmte dem Standpunkt des Vortragenden zu, den man als europäischen bezeichnen könnte, denn er zieht zwar aus der amerikanischen Entwicklung der Walzwerksanlagen Nutzen, gestattet ihr aber keinen Einfluß auf sein Urteil, so daß er sie nicht sklavisch nachahmt. Er hat vielmehr die sehr verschiedenen wirtschaftlichen Verhältnisse in Europa erkannt, die zu einer unabhängigen Beurteilung und oft zu anders gearteten Lösungen führen.

Die drei Walzwerksanlagen für Stabstahl und Drahtherstellung nach Abb. 1, 2 und 4 geben gute Beispiele ab für solche Anlagen, die mehr als ein Erzeugnis der leichteren Klasse gleichzeitig walzen können, so daß ein wirtschaftliches Ausbringen für den Gesamtbereich dieser Erzeugnisse gesichert wird.

Die Unterschiede zwischen den Vorwalmöglichkeiten der Anlagen nach Abb. 1 und 2 zeigen, daß die Verwendung einer kontinuierlichen Vorstraße nicht ein wesentliches Hilfsmittel einer neuzeitlichen hochleistungsfähigen Stabstahlwalzwerksanlage zu sein braucht, sondern daß die Wahl von dem Verhältnis des zur Verfügung stehenden Ausgangsquerschnittes zum mittleren Querschnitt des ersten Formstiches abhängen soll. Wo dieses groß ist, bietet die Anlage einer kontinuierlichen Vorstraße klare Vorteile trotz der höheren Anlage- und Betriebskosten.

Halb selbsttätiges und ganz selbsttätiges Drahtwalzen sind ein erstrebenswertes Kennzeichen der Anlage nach Abb. 4. Die Kosten für die doppelte Wickel- und Bundfördervorrichtung könnten vielleicht durch eine Abänderung des Entwurfes der Walzenstraße vermieden werden.

Wissenswert würde es sein, noch etwas über die besonderen Vorteile der verschiedenen Arten neuzeitlicher selbsttätiger Kühlbetten zu hören. Beim Betrachten der drei heute in Europa verwendeten Hauptarten, der Rollen-, Rechen- und Drehklinkenbauart, scheint es keine entschiedene Ansicht über das Anwendungsgebiet jeder dieser Bauart zu geben.

Die in dem Vortrag gemachten Mitteilungen über die kürzlich auf dem Festlande eingeführten Verfahren für endlose Kaltwalzung waren recht bemerkenswert. Es darf angenommen werden, daß sowohl das Sendzimir-Verfahren als auch das Verfahren nach Abb. 15 reine Ziehwalzverfahren sind. Hierin ähneln sie dem Steckel-Verfahren; sie suchen aber einen seiner Nachteile, den Verlust an Schrott am Ende jedes Walzstückes, zu vermeiden durch Zusammenschweißen des Streifens zu einem Band, das dauernd in einer Richtung gewalzt wird. In diesem Zusammenhang wäre es von Belang, die Ansichten über die gegenseitigen Vorzüge der reinen Ziehwalzung und der Walzung mit teilweisem Zug bei Einleitung des größeren Teils der zur Verformung nötigen Arbeit durch die Arbeitswalzen kennenzulernen. Das zweite Verfahren ist wohl für Massenerzeugung vorzuziehen, obwohl man zugeben kann, daß es nicht möglich ist, damit eine ebenso große Abnahme zwischen zwei Glühungen zu erreichen wie bei reiner Ziehwalzung. Das braucht aber kein besonderer Nachteil zu sein, da es möglich sein sollte, eine Kaltwalzeinheit mit warmgewalztem Werkstoff solcher Dicke zu versorgen, daß jede im Handel vorkommende kaltgewalzte Fertigung erhalten werden kann, ohne Zuflucht zu einer Zwischenglühung nehmen zu müssen. Bei einer Verbindung

von motorisch angetriebenen Arbeitswalzen und entsprechendem Zug auf das Band vor und hinter der Walze verringert sich die Notwendigkeit, sehr lange Anfangslängen oder gar das Zusammenschweißen des Streifens zu einem ununterbrochenen Band anzuwenden.

Das erste Einführen des Streifens in die im Vortrag beschriebenen kontinuierlichen Bandstraßen zusammen mit dem Zusammenschweißen der Bänder an der Straße und wahrscheinlich auch mit der Bearbeitung der Schweißstelle tragen dazu bei, die Walzzeit sehr merklich zu vermindern. Solche Betrachtungen führten den Verfasser dahin, ein Umkehrwalzwerk zu befürworten. Kürzlich habe er, so fuhr Russell fort, Erfahrungen mit solch einer Einheit gemacht, die vorzüglich arbeitet. In dieser Anlage verläßt der Streifen niemals die Walze während der ganzen Walzung, er läuft aber jedesmal von der jeweiligen Ablauftrommel ab, wird aber, sobald sein Ende einige Zoll vor den Walzen steht, stillgesetzt und läuft dann wieder zurück. Das Band wird auf beiden Seiten selbsttätig aufgehaspelt, so daß keine Zeit damit verloren geht, die Enden in die Klauen der Wickelvorrichtung einzuführen, wie dies in Amerika üblich ist. Diese Art von Anlagen ist wirtschaftlich in der Beschaffung und im Betrieb. Die Beanspruchung der Arbeitswalzen ist bedeutend geringer als bei Walzwerken, bei denen der Streifen bei jedem Stich in die Walzen eintritt und sie verläßt.

* * *

Die Erörterung mußte aus Zeitgründen abgebrochen werden, so daß insbesondere auch der Vortragende nicht zu einem Schlußwort kam. Es sind noch weitere Beiträge, insbesondere zu der Frage der Breitbandstraße, in schriftlicher Form und auf Grund etwaiger Aussprachen zu erwarten, auf die zurückzukommen wir uns vorbehalten. Die Schriftleitung.

G. A. V. Russell und S. S. Smith, Birmingham, legten einen Bericht vor über

Walzenwerkstoffe für Kaltwalzwerke mit Stützwalzen¹⁴⁾.

Das Kaltwalzen von Stahl hat in den letzten zehn Jahren erstaunliche Fortschritte gemacht, wenn auch noch nicht alle Aufgaben gelöst worden sind. Zu diesen gehörte nach Russell und Smith die Beschaffung genügend haltbarer Arbeitswalzen, deren Leistungen noch nicht in allen Fällen den Anforderungen genügen. Offene Aussprache zwischen den Kaltwalzenherstellern und den Walzwerkern ist nach ihrer Ansicht unumgänglich nötig, um der Schwierigkeiten Herr zu werden. Das gilt besonders für die Arbeitswalzen von Vierrollengerüsten, deren Haltbarkeit weniger zufriedenstellend als die von Zweiwälzengerüsten ist.

In den Vier-Rollen-Walzanlagen der I. C. I. Metals, Ltd., Kynoch Works, auf deren Erfahrungen sich die Verfasser im wesentlichen stützen, bestehen die Arbeitswalzen aus einem auf mindestens 95 Shore-Einheiten (nach dem englischen Shore-Gerät) abschreckgehärteten Stahl mit 0,85 bis 1 % C und 1 bis 2 % Cr. Die Stützwalzen sind zweiteilig; auf der Achse aus Stahl mit 0,5 % C oder mit 0,5 % C, 1 % Mn und 1 % Ni ist ein Mantel aus Stahl mit 0,8 % C, 2 % Ni und 2 % Cr oder mit 0,4 % C, 2,5 % Ni, 0,6 % Cr und 0,6 % Mo, der auf eine Härte von etwa 60 Shore-Einheiten wärmebehandelt ist, aufgeschumpft. Diese Art Stützwalzen soll denen aus einem einheitlichen Stahl oder Hartguß oder auch Walzen mit Stahllache und Hartgußmantel überlegen sein. Die von den Stützwalzen verlangte Härte ist bei den verschiedenen Bauarten sehr verschieden; es werden Werte von 45 bis 90 Shore-Einheiten gewünscht. Nach Ansicht von Russell und Smith ist eine Härte von 60 richtig. Jedenfalls sollen die Stützwalzen weicher als die Arbeitswalzen, aber nicht zu weich sein, da sonst leicht Aufrauhen und damit Abblätterungen entstehen, die sich auf die Arbeitswalze übertragen können.

Die im Betriebe an Arbeitswalzen aufgetretenen Fehler lassen sich nach den Verfassern in drei Hauptgruppen zusammenfassen: in Herstellungsfehler, Oberflächenfehler und Brüche.

Herstellungsfehler machen sich im Walzwerk seltener bemerkbar, weil sie bei der Walzenfertigung meist schon festgestellt werden. Bei der Prüfung vor dem Versand können jedoch weiche Stellen unentdeckt bleiben; deshalb wird sehr richtig vorgeschlagen, jede Walze vor dem Fertigschliff zu ätzen, und zwar zweckmäßig mit 5prozentiger alkoholischer Salpetersäure, wobei sich weiche Flecken dunkel abzeichnen. Ein zweiter Herstellungsfehler, der zuweilen vor dem Versand nicht bemerkt wird, ist eine ungenügende Härtetiefe, so daß die Walze schon nach geringem Abschiff zu weich und damit unbrauchbar wird.

¹⁴⁾ Von einer Erstattung des Vortrages mußte wegen der vorgeschrittenen Zeit Abstand genommen werden.

Der dritte derartige Fehler sind Poren auf der Oberfläche der Walze, die sich auf das Walzgut abzeichnen und dieses minderwertig machen.

Als Oberflächenfehler kommen vor allem rißartige Erscheinungen und Abblättern in Frage. Die rißartigen Erscheinungen sieht man meist mit dem bloßen Auge nicht, sondern erst nach dem Aetzen; man wird dann immer feststellen, daß der Riß sich dort befindet, wo sich nach dem Aetzen ein dunkler Streifen gebildet hat. Da derartige Streifen vor Ingebrauchnahme der Walze nicht vorhanden sind, müssen sie während des Walzens entstehen. Sie sind auf eine örtliche Erhitzung der Walze im Betrieb zurückzuführen, die unbedingt mit einer Ueberbelastung an der betreffenden Stelle in Zusammenhang zu bringen ist. An diesen Stellen bilden sich wie Schleifrisse aussehende Fehlstellen, die sich erweitern und zu Abblättern führen. Die Abblättern führen dann infolge der Wechselbeanspruchung häufig zum Abspringen von Schalen, die die Walzen vollständig unbrauchbar machen. Eine solche Schale nimmt aber auch häufig ihren Ausgang nicht von der Oberfläche aus, sondern von innen, in der Regel, wenn eine Walze unter Druck längere Zeit stehen bleibt.

Bei den Brüchen kommt meist nur eine Art vor, und zwar in der Walzenlängsrichtung; Querbrüche sind meist die Folge anderer Risse. Es handelt sich bei den Brüchen fast immer um Dauerbrüche, die von der Bohrung ausgehen, etwa von Drehriefen, oder von Seigerungen, die in der Bohrung zutage treten. Es ist deshalb erforderlich, die Bohrung so glatt wie möglich zu machen oder aber auf ungebohrte Walzen überzugehen, was bei Walzendurchmessern bis etwa 200 mm ohne weiteres möglich ist.

Die einzigen Oberflächenfehler, die bei Stützwälzen festgestellt wurden, sind Abblättern. Sie sind entweder die Folge von narbenförmigen Eindrücken, die dadurch entstehen, daß die Stützwälzen zu weich sind, oder aber bei Hartgußwalzen auf kleine Anbrüche zurückzuführen, die sich wegen der Verschiedenartigkeit des Gefüges bilden. Sind bei aufgeschrunpften Mänteln die Schrupfspannungen zu groß oder treten örtliche Erwärmungen ein, so kann es vorkommen, daß der Mantel der Länge nach aufplatzt.

Russell und Smith erörtern eingehend die Beanspruchung der Walzen in Zwei- und Vier-Rollen-Gerüsten und kommen zu der Ueberzeugung, daß die radialen Beanspruchungen bei einer Walze des Vierrollengerüsts sich je Umdrehung viermal ändern, während bei einer nicht gestützten Walze die Beanspruchung auf Biegung nur zweimal je Umdrehung eintritt. Deshalb ist die Walze des Vierrollengerüsts höher beansprucht, und daher kommen auch die größeren Schwierigkeiten. Daß Oberflächenfehler bei Walzen des Vierrollengerüsts bedeutend häufiger auftreten als bei Zweiwalzengerüst, wird darauf zurückgeführt, daß bei jenem die Walzgeschwindigkeit und die Abnahme bedeutend größer sind. Die Schwierigkeiten des Bandenritzes sind bei Vierrollengerüsten viel größer. Außerdem besteht eine größere Gefahr durch Ausbrechen des Bandes an den Einsteckenden, was die Hauptursache der Oberflächenverletzung durch Rißbildung sein soll. Dieser Vorgang der Oberflächenbeschädigung infolge Schleifens beim Eintritt des Bandes ist durch die starke örtliche Erwärmung bedingt, wie sie beim falschen Schleifen der Walzen ebenfalls eintritt.

Zum Schluß machen Smith und Russell Vorschläge für die Herstellung von Arbeitswalzen. Bemerkt sei daraus, daß für dünnere Walzen ein Stahl mit 2 % C und 12 % Cr vorgeschlagen und, um die Brüche zu vermeiden, empfohlen wird, die Walzen nicht mehr zu bohren, sondern ungebohrt zu verwenden.

Zu dem Bericht wurden folgende schriftliche

Erörterungsbeiträge

eingereicht.

Nach K. Gebhard, Essen, sind Schalensprünge auf örtliche Erwärmung beim Walzen und dadurch entstehende Wärmebeanspruchungen zurückzuführen, nicht aber auf Gefügespannungen. Diesem Fehler wird deshalb nicht durch einen Stahl mit höherer Anlaßbeständigkeit, wie es Russell und Smith vorschlagen, abgeholfen; ein derartiger Stahl führt vielmehr infolge schlechterer Wärmeleitfähigkeit eher zu örtlichen Wärmestauungen. Zudem härten hochlegierte Stähle durch, so daß der Kern nicht genügend zäh bleibt. Den Uebergang von der Schale zum Kern sollte man möglichst allmählich gestalten, was durch Abstimmen der Legierung möglich ist.

Der Dauerbruch nimmt nach den Erfahrungen von Gebhard als Ausschubursache bei Kaltwalzen anteilmäßig zu. Eine gute Abhilfsmaßnahme besteht bei gebohrten Walzen im Korrosionsschutz der Bohrung. Wie allgemein muß weiter auf Vermeidung von Riefen, Eindrücken und derartigen Kerbwirkungen ge-

achtet werden. Der Querdauerbruch in Abb. 25 von Russell und Smith ist wohl anders zu erklären, als es die Verfasser tun; wahrscheinlich ist die Ursache doch in Werkstoffschwächen zu suchen.

R. Hohage, Völklingen, bemerkte zu den Ausführungen von Russell und Smith über die chemische Zusammensetzung der Werkstoffe für Kaltwalzen, daß ein Stahl mit 0,85 bis 1,1 % C und 1,5 bis 2 % Cr für sie zu wählen sei. Im einzelnen aber muß die chemische Zusammensetzung sehr genau nach der Härte des Walzgutes, den Walzbedingungen und der Walzgröße abgestimmt werden, um die beste Haltbarkeit zu bekommen. Schnellstahl bzw. Stahl mit 12 % Cr und 2 % C ist nur für kleine Walzen bis etwa 80 mm Dmr. geeignet. Bei diesen Stählen sei darauf zu sehen, daß die Karbide längsorientiert sind, da sonst die Walzen schnell matt werden.

Das schnelle Mattwerden ist auch der Hauptnachteil des Hartgusses gegenüber gehärteten Stahlwalzen: Der harte Ledeburit drückt sich in den weichen Austenit ein, wodurch die Oberfläche aufgeraut wird und abbröckelt. Bei Stahl ist dagegen in feinstem Martensit das Karbid fein verteilt eingebettet, wobei sich die beiden Gefügebestandteile in ihrer Härte nicht grundsätzlich unterscheiden.

Ein Wort zu den Härteanforderungen, die allgemein in Shore-Einheiten angegeben werden. Die Shore-Härte ist zunächst sehr von den Prüfbedingungen abhängig. Dazu gibt es drei verschiedene Bauarten der Shore-Härteprüfer, deren Angaben auf dem gleichen Prüfstück voneinander abweichen. Bei Prüfungen mit dem gleichen Gerät sind umgekehrt die Werte je nach dem Durchmesser des Prüfstückes verschieden. Andererseits stuft der Shore-Härteprüfer vielleicht zu wenig ab; so findet man auf Walzen, die bei 100 oder 140° angelassen sind, dieselbe Härte, obwohl das Betriebsverhalten zeigt, daß die Härte unterschiedlich ist. Deshalb machte Hohage den Vorschlag, die Feilenprüfung mitzunehmen, die allerdings gute Erfahrung zur Beurteilung voraussetzt.

Zum Prüfen der Walzen vor der Härtung hat sich die Scheibenhärteprobe im Zapfen als gut erwiesen; weiter kommt die Topfprobe in Frage, um festzustellen, ob der Stahl frei von groben Einschlüssen, Flocken oder Korngrenzenrissen ist, sowie die Bohrkernprüfung.

Smith und Russell empfehlen das Aetzen der Walzen nach dem Vorschleifen, weil sich weiche Stellen dann schwarz färben. Diese unterschiedliche Aetzung ist darauf zurückzuführen, daß die weichen Stellen troostitisches Gefüge haben. Die Ursache der weichen Stellen liegt darin, daß entweder Zunder beim Härten haften bleibt, der die richtige Abschreckung behindert, oder beim Schleifen infolge zu hohen Anpreßdruckes oder zu geringer Abkühlung ein örtliches Anlassen eintritt. In diesem Falle sind die weichen Stellen meist lange Streifen, bisweilen mit Rißchen durchsetzt. Dieser Fehler ist durch Neuhärtung oder durch Abschleifen zu beheben.

Schalenbrüche, die immer am Uebergang der harten Schale zum weichen Kern hin ihren Anfang nehmen, führt Hohage zum Teil auf ungenügende Härtetiefe zurück.

Längsaufplatzen der Arbeitswalzen hat meist die Ursache in Dauerbrüchen, die von Oberflächenkerben in der Bohrung ausgehen; man muß darauf achten, daß in der Bohrung keine Längsriefen oder längsorientierte Fehlstellen sind. Wärmebeanspruchungen spielen dabei auch eine Rolle, und in diesem Punkte sind ungebohrte Walzen, die auch nach den Erfahrungen von Hohage bis zu 225 mm Dmr. zu bevorzugen sind, empfindlicher. Hohage schlägt seinen Kunden vor, vor jedem Nachschleifen die Walzen durch Erwärmen auf 120 bis 130° im Ölbad zu entspannen.

Zu den Empfehlungen von Russell und Smith für die Herstellung von Walzen kann man im großen und ganzen zustimmen. Bemerkt sei, daß Stahl aus dem Lichtbogenofen genau so gut wie aus dem Hochfrequenzofen für Kaltwalzen geeignet ist, und daß das Gießen des Blockes mit dem dicken Ende nach oben richtiger als umgekehrt ist. Das Schmieden unter einer sehr großen Presse ist nicht notwendig, ebenso wie das Schmieden über dem Dorn bei Walzen über 650 mm Dmr. und 4 t Gewicht erst Vorteile bringt.

R. Scherer, Krefeld, knüpfte an die Ermittlungen von Russell und Smith über die Ursachen für den Ausfall von Walzen an, aus denen hervorgeht, wie überragend die Arbeitsbedingungen im Walzwerk und die Beanspruchung der Walzen für die Fehler verantwortlich sind. Mit der größeren Beanspruchung ist es seines Erachtens zu erklären, daß die Walzen von 375 mm Dmr. gegenüber den mit 300 und 265 mm Dmr. einen größeren Ausfall durch Oberflächenfehler zeigen. Auch ist es mit übergroßer Beanspruchung zu erklären, daß die Walzen von 200 und 225 mm Dmr. mit Bohrung alle durch Dauerbrüche unbrauchbar wurden. Derartig kleine Walzen — bis zu 250 mm Dmr. etwa —

sollte man nicht bohren; allerdings muß dann unter Umständen für Kühlung durch Kühllässen gesorgt werden, oder man muß Rollenlager statt Gleitlager nehmen, usw.

Die von Russell und Smith gezeigten sonstigen Festigungs- und Oberflächenfehler sind fast ausschließlich auf Schleif- fehler zurückzuführen. Das gilt auch für die kleinen Grübchen in Abb. 16 und 17, die nach der Ansicht der Vortragenden auf nicht genügende Härtetiefe zurückzuführen sind. Wenn dies zu- träfe, müßte sich das Walzgut in seiner gesamten Breite und über eine größere Länge in die Walzen eindrücken.

Smith und Russell wünschen im Hinblick auf die Be- deutung der Schleiffehler einen möglichst anlaßbeständigen

Stahl für die Kaltwalzen. Bei derartigen Stählen würden aber die Schleiffehler nach den Erfahrungen von Scherer in be- deutend größerem Maße auftreten, da die Stähle eine schlechte Wärmeleitfähigkeit haben. Die Verarbeitung der vorgeschlagenen ledeburitischen Stähle in großen Abmessungen ist zudem sehr schwierig. Man hat mit groben Karbidausscheidungen zu rechnen, die zu Unsicherheiten bei der Härtung führen würden und eine schlechte Polierfähigkeit der Walzen ergäben. Diese Stähle kommen allenfalls für kleine Walzen, wie für Steckel-Gerüste, in Frage. Scherer hält für das Beste einen Stahl mit rd. 0,85 % C und 1,5 % Cr, wobei das Verhältnis von Kohlenstoffgehalt zu Chromgehalt nach der Walzengröße geändert wird.

Patentbericht.

Deutsche Patentanmeldungen¹⁾.

(Patentblatt Nr. 42 vom 15. Oktober 1936.)

Kl. 7a, Gr. 8, H 136 254. Regelverfahren bei der Herstellung von Blechen, Bändern, Profilstäben u. dgl. unmittelbar aus flüssigem Metall zwischen umlaufenden gekühlten Walzen. Hazelett Metals, Inc., New York.

Kl. 7a, Gr. 22/03, Sch 106 293. Walzwerk mit Einbaumög- lichkeit für verschiedene Walzenzusammenstellungen. Schloe- mann, A.-G.

Kl. 7a, Gr. 25, D 70 403. Kantvorrichtung für Triowalzerwerke. Demag, A.-G., Duisburg.

Kl. 7d, Gr. 4, F 79 153; Zus. z. Pat. 592 673. Verfahren und Maschine zur Herstellung von drallfreiem Stacheldraht aus Stahl- drähten. Felten & Guillaume, Carlswerk Eisen und Stahl, A.-G., Köln-Mülheim.

Kl. 10a, Gr. 12/01, O 20 646; Zus. z. Pat. 630 822. Selbst- dichtende Koksofenür. Dr. C. Otto & Comp., G. m. b. H., Bochum.

Kl. 10a, Gr. 19/01, St 41 697; Zus. z. Pat. 557 616. Verfahren und Einrichtung zum Betriebe von Horizontalkammeröfen mit Schüttbetrieb. Carl Still, G. m. b. H., Recklinghausen.

Kl. 10a, Gr. 36/01, K 138 650. Verkokungseinrichtung mit innen beheizten Heizwänden und dazwischen liegenden in ihrer Breite veränderbaren Kokskammern. Dipl.-Ing. Theodor Kretz, Essen (Ruhr).

Kl. 10a, Gr. 36/01, St 52 130. Verfahren zur Verringerung der Kammerbreite von vorhandenen Koksöfen. Carl Still, G. m. b. H., Recklinghausen.

Kl. 18a, Gr. 5, T 44 843. Vorrichtung zum kurzzeitigen Ent- fernen der Krümmer der Düsenstöcke von Hochöfen mittels einer schwenkbaren Auffangvorrichtung. August-Thyssen-Hütte, A.-G., Duisburg-Hamborn.

Kl. 18b, Gr. 10, S 105 458; Zus. z. Anm. S 99 946. Verfahren zum Wiedernutzbarmachen der bei der Herstellung von sauer- stoffarmem Stahl anfallenden, mit Oxyden angereicherten Schlacke. Société d'Electrochimie, d'Electrometallurgie et des Acieries Electriques d'Ugine, Paris.

Kl. 18b, Gr. 13, P 64 643. Verfahren zur Herstellung von Eisen und Stahl im basischen Siemens-Martin-Ofen ohne Zugabe besonderer Desoxydationsmittel. Deutsche Röhrenwerke, A.-G., Düsseldorf.

Kl. 18d, Gr. 2/30, B 171 638. Eisen-Chrom-Legierung für gut bearbeitbare und hochverschleißfeste Gegenstände. Bergische Stahl-Industrie, Remscheid.

Kl. 24c, Gr. 5/02, B 163 579. Gegenstromrekuperator. Fritz Bender, Geisweid (Kr. Siegen i. W.).

Kl. 24c, Gr. 7/03, B 158 576. Umsteuervorrichtung für den Frischgas- bzw. Luftstrom sowie den Abgasstrom bei Regenerativ- ofenanlagen. Ingenieurbüro für Hüttenbau Wilhelm Schwier, Düsseldorf.

Kl. 31c, Gr. 18/02, H 143 824; Zus. z. Anm. H 142 918. Ver- fahren und Vorrichtung zur Massenherstellung von Schleuderguß- körpern. Hundt & Weber, G. m. b. H., Geisweid (Kr. Siegen i. W.).

Kl. 42b, Gr. 12/03, K 133 810. Einrichtung zur Dicken- messung von Blechen und Metallfolien. Ing. Wolfgang Karajan und Ing. Ulrich Khuner, Wien.

Kl. 42k, Gr. 20/01, L 89 027. Heizofen zum Erhitzen von Werkstoffproben, an denen insbesondere die Dauerstandfestigkeit ermittelt werden soll. Losenhausenwerk, Düsseldorfer Maschinen- bau, A.-G., Düsseldorf.

Kl. 42k, Gr. 20/01, S 118 111. Verfahren zum Prüfen von magnetisierbaren Werkstoffen auf Risse und Ungleichmäßigkeiten. Bruno Suschyzki, Berlin-Wilmersdorf.

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

Kl. 49h, Gr. 24, K 135 324. Vorrichtung zum Umbiegen der Flanschränder von breitflanschigen T-Trägern und ähnlichen Profilen. Fried. Krupp Grusonwerk, A.-G., Magdeburg-Buckau.

Kl. 80b, Gr. 1/08, D 70 141. Verfahren zur Herstellung von Leichtsteinen aus Hochofenbims. Duisburger Kupferhütte, Duis- burg-Hochfeld.

Kl. 80b, Gr. 5/07, D 71 779. Verfahren zur Erzeugung von Mineralwolle. Deutsche Eisenwerke, A.-G., Mülheim (Ruhr).

Deutsche Gebrauchsmuster-Eintragungen.

(Patentblatt Nr. 42 vom 15. Oktober 1936.)

Kl. 7a, Nr. 1 387 150. Einlagen in Rahmen für Walzen- gerüste. Firma Gustav Schwartz, Düsseldorf, Rheinhof.

Kl. 18c, Nr. 1 386 819. Bewegliche Schaffplatte für die Be- schickung eines durch eine Tür verschließbaren industriellen Ofens. Siemens-Schuckertwerke, A.-G., Berlin-Siemensstadt.

Kl. 18c, Nr. 1 387 300. Durchlauföfen mit Umwälzung der Ofenatmosphäre. Brown, Boveri & Cie., A.-G., Mannheim- Käfertal.

Kl. 31c, Nr. 1 387 201. Schleudergußkokille, insbesondere für Stahlhohlkörper. Deutsche Eisenwerke, A.-G., Mülheim (Ruhr).

Kl. 42b, Nr. 1 386 939. Dickenmeßeinrichtung, insbesondere für Walzwerke. Allgemeine Elektrizitäts-Gesellschaft, Berlin NW 40.

Deutsche Reichspatente.

Kl. 7 b, Gr. 3₇₀, Nr. 632 931, vom 14. Februar 1933; ausge- geben am 16. Juli 1936. Oskar Röber in Saarbrücken. *Stoß- ziehbank zur Herstellung und Weiterverarbeitung von Röhren.*

Das zu bearbeitende Werkstück wird durch eine Reihe hinter- einander angeordneter Ziehringe hindurchgestoßen, wobei die



Antriebsvorrichtung zusammen mit der Dornstange und dem darauf sitzenden Werkstück durch die Ziehringe geht. Die An- triebsvorrichtung wird dabei als Zylinder a ausgebildet, der über einen feststehenden Kolben b gleitet und durch ein Druckmittel, z. B. Druckwasser, angetrieben wird. Die bisher übliche Schaft- stange selbst wird demnach als beweglicher Zylinder ausgeführt.

Kl. 21 h, Gr. 30₁₈, Nr. 632 990, vom 30. April 1930; ausgegeben am 17. Juli 1936. Gebr. Böhler & Co., A.-G., in Berlin. (Er- finder: Dr.-Ing. Franz Leitner in Kapfenberg.) *Schweißdraht.*

Der Draht für elektrische Lichtbogenschweißung von korro- sionsbeständigen Chrom- oder Chrom-Nickel-Stählen besteht aus Chromstahl oder Chrom-Nickel-Stahl, der Tantal als Legierungs- bestandteil enthält.

Kl. 31 c, Gr. 18₀₁, Nr. 633 010, vom 12. Oktober 1934; aus- gegeben am 17. Juli 1936. Max Langenohlin Gelsenkirchen. *Verfahren und Vorrichtung zum Herstellen nichttharter Gußstücke in gekühlten Schleudergußkokillen.*

Die Kokilleninnenwand erfährt von innen her an der Stelle, auf die jeweils das flüssige Metall aufgebracht wird, eine derart örtlich begrenzte Erwärmung, daß die Bildung harter Außen- schichten verhindert oder zum mindesten stark herabgesetzt wird. Die Wirkung der zusätzlichen örtlichen Erwärmung wird durch Bilden von Oxydschichten oder durch Aufbringen von Stoffen in Dampfform verstärkt. Die hierzu benötigten Vorrichtungen sind schlitzbronnerartig und liegen mit ihrer Längsachse gleich- laufend zur Kokillennachse.

Statistisches.

Die Rohstahlgewinnung des Deutschen Reiches im September 1936¹⁾. — In Tonnen zu 1000 kg.

Bezirke	Rohblöcke					Stahlguß				Insgesamt		
	Thomasstahl	Bessemerstahl	basische Siemens-Martin-Stahl	saurer Siemens-Martin-Stahl	Tiegel- und Elektro-Stahl	Schweißstahl- (Schweiß-eisen-)	Bessemer- ²⁾	basischer	saurer	Tiegel- und Elektro-	September 1936	August 1936
September 1936: 26 Arbeitstage; August ⁴⁾ 1936: 26 Arbeitstage												
Rheinland-Westfalen Sieg-, Lahn-, Dillgebiet u. Oberhessen	495 035	—	634 546	17 688	26 587	—	7 369	18 261	3 135	3 341	1 204 857	1 211 513
Schlesien	—	—	35 588	—	—	—	—	657	—	—	37 429	35 338
Nord-, Ost- u. Mitteldeutschland	—	—	126 864	—	—	—	1 196	4 801	840	4 093	195 991	192 923
Land Sachsen	74 994	—	48 130	—	6 888	—	—	1 930	—	—	53 298	53 910
Süddeutschland und Bayr. Rheinpfalz	—	—	6 237	—	—	—	2 378	810	683	—	27 805	28 181
Saarland	151 547	—	46 690	—	—	—	—	171	—	877	201 956	203 368
Insgesamt:												
September 1936	721 576	—	898 055	17 688	33 475	—	10 943	26 630	4 658	8 311	1 721 336	—
davon geschätzt	—	—	—	—	96	—	890	—	235	227	1 448	—
Insgesamt:												
August 1936	716 467	—	907 460	18 380	34 377	—	10 623	25 821	4 156	7 949	—	1 725 233
davon geschätzt	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
Durchschnittliche arbeitstägl. Gewinnung											66 205	66 355
Januar bis September ⁴⁾ 1936: 229 Arbeitstage; 1935: 228 Arbeitstage												
											1936	1935
Rheinland-Westfalen Sieg-, Lahn-, Dillgebiet u. Oberhessen	4 000 826	—	5 496 581	138 005	212 874	—	57 622	157 645	25 184	25 868	10 104 992	8 209 283
Schlesien	—	—	294 561	—	—	—	—	4 567	—	—	310 501	252 000
Nord-, Ost- u. Mitteldeutschland	—	—	1 058 568	—	—	—	10 016	37 537	8 292	33 021	1 612 878	1 336 059
Land Sachsen	618 021	—	404 999	—	51 799	—	—	18 020	—	—	448 476	374 916
Süddeutschland und Bayr. Rheinpfalz	—	—	60 395	—	—	—	18 718	7 456	5 792	—	249 816	222 049
Saarland	1 315 137	—	397 970	—	—	—	—	1 495	—	7 838	1 742 144	1 648 132
Insgesamt:												
Jan./Sept. 1936	5 933 984	—	7 713 074	138 005	264 673	—	86 356	226 720	39 268	66 727	14 468 807	—
davon geschätzt	—	—	—	—	96	—	890	—	235	227	1 448	—
Insgesamt:												
Jan./Sept. 1935	4 982 825	—	6 304 403	134 731	201 098	—	61 227	178 537	32 758	45 860	—	11 942 439
davon geschätzt	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
Durchschnittliche arbeitstägl. Gewinnung											63 183	52 379

¹⁾ Nach den Ermittlungen der Wirtschaftsgruppe Eisen schaffende Industrie. — ²⁾ Ab Januar 1935 neu erhoben. — ³⁾ Einschließlich Nord-, Ost-, Mitteldeutschland und Sachsen. — ⁴⁾ Unter Berücksichtigung der Berichtigungen für August 1936.

Deutsch-Oberschlesiens Bergwerks- und Eisenindustrie im August 1936¹⁾.

Gegenstand	Juli 1936	August 1936
	t	t
Steinkohlen	1 824 684	1 782 380
Koks	131 850	133 091
Steinpreßkohlen	21 287	22 738
Rohteer	6 451	6 626
Rohbenzol und Homologen	2 178	2 205
Schwefelsaures Ammoniak	2 116	2 304
Roheisen	16 966	17 985
Flußstahl	36 197	38 415
Stahlguß (basisch und sauer)	1 287	1 109
Halbzeug zum Verkauf	1 391	1 601
Fertigerzeugnisse der Walzwerke einschließlich Schmiede- und Preßwerke	27 883	27 130
Gußwaren II. Schmelzung	2 647	2 684

¹⁾ Oberschl. Wirtsch. 11 (1936) S. 578 ff.

Luxemburgs Roheisen- und Stahlerzeugung im September 1936.

1936	Roheisenerzeugung			Stahlerzeugung			
	Thomas-	Gießerei-	zusammen	Thomas-	Siemens-Martin-	Elektro-	zusammen
	t	t	t	t	t	t	t
Januar	156 055	—	156 055	153 747	—	736	154 483
Februar	150 768	—	150 768	149 951	—	703	150 654
März	150 694	—	150 694	147 823	—	774	148 597
April	153 455	—	153 455	151 951	—	825	152 776
Mai	160 511	—	160 511	159 333	749	736	160 818
Juni	153 257	—	153 257	150 530	803	652	151 985
Juli	160 168	1730	161 898	160 537	1030	750	162 317
August	169 968	—	169 968	162 716	883	751	164 350
September	183 674	—	183 674	183 580	135	828	184 543

Großbritanniens Eisenerzförderung im zweiten Vierteljahr 1936¹⁾.

Bezeichnung der Erze	2. Vierteljahr 1936				
	Gesamtforde- rung in t zu 1000 kg	Durchschnittlicher Eisen- gehalt in %	Wert		Zahl der beschäftigten Per- sonen
			ins- gesamt in £	je t zu 1016 kg sh d	
Westküsten-Hämatit	216 989	53	148 680	13 11	1883
Jurassischer Eisenstein	2 901 985	28	479 324	3 4	6078
„Blackband“ und Ton- eisenstein	43 854	32	62 098	—	445
Andere Eisenerze	50 857	—	—	—	402
Insgesamt	3 213 685	30	690 102	4 4	8808

¹⁾ Iron Coal Trad. Rev. 133 (1936) S. 572.

Herstellung an Fertigerzeugnissen aus Fluß- und Schweißstahl in Großbritannien im Juli 1936¹⁾.

	Juni 1936 ²⁾	Juli 1936
	1000 t zu 1000 kg	
Flußstahl:		
Schmiedestücke	20,3	28,2
Kesselbleche	7,8	6,3
Grobbleche, 3,2 mm und darüber	108,4	108,9
Feinbleche unter 3,2 mm, nicht verzinkt	66,3	66,1
Weiß-, Matt- und Schwarzbleche	62,9	72,4
Verzinkte Bleche	28,0	34,4
Schienen von rd. 20 kg je lfd. m und darüber	42,5	35,9
Schienen unter rd. 20 kg je lfd. m	2,9	2,9
Rillenschienen für Straßenbahnen	2,4	3,0
Schwellen und Laschen	3,6	5,1
Formstahl, Träger, Stabstahl usw.	254,2	261,6
Walzdraht	45,2	48,7
Bandstahl und Röhrenstreifen, warmgewalzt	39,9	45,2
Blankgewalzte Stahlstreifen	8,1	8,5
Federstahl	5,9	5,8
zusammen	698,4	733,0
Schweißstahl:		
Stabstahl, Formstahl usw.	10,3	11,3
Bandstahl und Streifen für Röhren usw.	3,9	2,9
Grob- und Feinbleche und sonstige Erzeugnisse aus Schweißstahl	—	0,1

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

Großbritanniens Roheisen- und Stahlerzeugung im September 1936.

	Roheisen 1000 t zu 1000 kg					Am Ende des Monats in Betrieb befindliche Hochöfen	Rohblöcke und Stahlguß 1000 t zu 1000 kg				Herstellung an Schweißstahl 1000 t	
	Hämatit-	ba-sisches	Gießerei-	Puddel-	zusammen einschl. sonstiges		Siemens-Martin-		son-stiges	zu-sammen		darunter Stahlguß
							sauer	basisch				
Januar 1936	127,2	343,2	106,8	10,0	605,0	109	168,6	686,5	71,2	926,3	17,0	15,7
Februar	118,9	354,0	94,4	10,2	594,1	109	192,5	693,9	67,1	953,5	17,8	16,3
März	127,0	377,1	107,7	16,0	643,7	109	203,6	719,3	72,9	995,8	19,1	18,1
April	129,9	378,1	96,3	17,0	639,9	112	177,8	750,9	71,2	999,9	17,7	17,8
Mai	152,6	365,9	125,5	12,1	671,6	112	170,9	739,5	68,0	978,4	19,0	19,4
Juni	156,7	360,2	111,6	10,7	654,4	112	175,8	735,2	70,4	981,4	18,3	17,9
Juli	151,5	392,8	105,4	9,6	676,2	110	175,7	741,7	72,3	989,7	19,5	
August	144,9	355,6	119,0	11,8	646,0	109	158,8	670,5	57,4	886,7	17,2	
September	150,9	372,3	109,8	13,5	661,2	111				1043,4		

Wirtschaftliche Rundschau.

Neuregelung der Einfuhr von Eisenhüttenenerzeugnissen nach England.

Die bereits seit längerem angekündigte Einfuhrbewilligungsordnung für Eisen- und Stahlerzeugnisse wird nunmehr durch Verordnungen des britischen Schatzamtes und des Handelsamtes am 4. November 1936 in Kraft treten. Hand in Hand damit geht eine Neuordnung der Zollsätze. Diese werden für die Erzeugnisse und Mengen, die unter die mit der Internationalen Rohstahl-export-Gemeinschaft (IREG) getroffenen Vereinbarungen fallen, einheitlich auf einen Satz von 20 % vom Werte ermäßigt. In den Genuß des ermäßigten Zolles kommen aber nur diejenigen Erzeugnisse, die von einem Quotenschein und einem Ursprungszeugnis begleitet sind. In Deutschland werden die Quotenscheine vom Stahlwerksverband in Düsseldorf ausgestellt mit Ausnahme der Drahterzeugnisse, für die der Drahtverband, G. m. b. H., in Düsseldorf zuständig ist. Die Ursprungsbescheinigungen sind von denjenigen deutschen Industrie- und Handelskammern erhältlich, die vom britischen Handelsamt als zuständig erklärt werden. Die Gesamtwarenmengen, für die die Quotenscheine ausgestellt werden können, wird für jedes Land vom britischen Handelsamt festgesetzt. Die Einfuhrmenge des Jahres 1934 soll vorläufig nicht überschritten werden. Für Erzeugnisse aus Ländern, die nicht dem IREG-Abkommen angehören oder für die keine Quotenscheine oder Ursprungszeugnisse beigebracht werden können, gelten vom 4. November an die folgenden Zollsätze:

- Blöcke, Knüppel und Brammen:
 - Wenn der Wert nicht £ 4 je t überschreitet £ 2 je t
 - Wenn der Wert zwischen £ 4 und £ 7 10 sh je t liegt £ 2 10 sh je t
 - Träger aller Art £ 3 je t oder 33 1/3 % vom Wert, je nachdem, welche Belastung die höhere ist.
- Formstahl:
 - Wenn der Wert nicht £ 7 je t überschreitet £ 3 je t
 - Wenn der Wert zwischen £ 7 und £ 15 je t liegt £ 4 je t oder 33 1/3 % vom Wert, je nachdem, welche Belastung die höhere ist.

- Stabstahl:
 - Wenn der Wert nicht £ 4 je t überschreitet £ 2 je t
 - Wenn der Wert zwischen £ 4 und £ 9 je t liegt £ 3 je t
- Platten und Bleche:
 - Wenn der Wert nicht £ 7 je t überschreitet £ 3 je t
 - Wenn der Wert zwischen £ 7 und £ 16 je t liegt £ 4 je t oder 33 1/3 % vom Wert, je nachdem, welche Belastung die höhere ist.
- Bandstahl:
 - Wenn der Wert nicht £ 7 je t überschreitet £ 3 je t
 - Wenn der Wert zwischen £ 7 und £ 16 je t liegt £ 4 je t oder 33 1/3 % vom Wert, je nachdem, welche Belastung die höhere ist.
- Schienen £ 3 je t oder 33 1/3 % vom Wert, je nachdem, welche Belastung die höhere ist.
- Draht und Drahtfedern 33 1/3 % vom Wert.
- Drahtgeflechte £ 8 je t
- Nägels und Haken:
 - Länge: 2 Zoll und darüber £ 4 je t oder 20 % vom Wert, je nachdem, welche Belastung die höhere ist.
 - Länge: unter 2 Zoll, aber nicht unter 1 Zoll £ 5 je t oder 20 % vom Wert, je nachdem, welche Belastung die höhere ist.
 - Länge: unter 1 Zoll £ 6 je t oder 20 % vom Wert, je nachdem, welche Belastung die höhere ist.

Jedes Erzeugnis, das in einem Lande nur teilweise hergestellt wird, kann als in diesem Lande hergestellt ausgegeben werden, falls mindestens ein Viertel seines Wertes das Ergebnis der Verarbeitung in diesem Lande ist.

Vereins-Nachrichten.

Aus dem Leben des Vereins deutscher Eisenhüttenleute.

Fachausschüsse.

Mittwoch, den 28. Oktober 1936, findet in Düsseldorf die

44. Vollversammlung des Stahlwerksausschusses

statt mit folgender Zeiteinteilung.

10.30 Uhr: Besichtigung des Kaiser-Wilhelm-Instituts für Eisenforschung, Düsseldorf, August-Thyssen-Str. 1. Treffpunkt am Eingang des Eisenforschungsinstituts, das vom Hauptbahnhof Düsseldorf mit der Linie 14 oder 24 zu erreichen ist (aussteigen Haltestelle Lichtplatz; von dort aus durch die Sohnstraße zum Institut).

15.15 Uhr: Vollversammlung im Eisenhüttenhaus, Ludwig-Knickmann-Str. 27, mit folgender Tagesordnung:

- Das Reaktionsgeschehen im basischen Siemens-Martin-Ofen. Berichterstatter: Dr.-Ing. G. Leiber, Hamborn.
- Aus der amerikanischen Stahlindustrie. Berichterstatter: a) Dr.-Ing. E. Herzog, Hamborn; b) Dr.-Ing. A. Ristow, Düsseldorf.
- Verschiedenes.

* * *

Mittwoch, den 4. November 1936, 15.15 Uhr, findet im Eisenhüttenhaus, Düsseldorf, Ludwig-Knickmann-Str. 27, die

135. Sitzung des Ausschusses für Betriebswirtschaft

statt mit folgender Tagesordnung:

- Geschäftliches.

- Betriebswirtschaftliche und verwaltungsorganisatorische Arbeiten in den Vereinigten Staaten. (Eindrücke einer Studienreise im Jahre 1936.) Berichterstatter: Dipl.-Kaufmann H. Steinhaus, Leipzig.
- Bestandsaufnahme in Stahl- und Walzwerken. Berichterstatter: Dr. rer. pol. Klemens Kleine, Düsseldorf.
- Aussprache.

Änderungen in der Mitgliederliste.

- Bohnhoff, Hans, Dr.-Ing., Siemens-Schuckertwerke, A.-G., Abt. Industrie 2, Berlin-Siemensstadt; Wohnung: Berlin-Charlottenburg 4, Sybelstr. 30.
- Cuscolea, Otwin, Dipl.-Ing., Walzwerksassistent, August-Thyssen-Hütte, A.-G., Werk Thyssenhütte, Duisburg-Hamborn; Wohnung: Kaiser-Friedrich-Str. 9.
- Grewel, Gustav, Direktor, Geschäftsführer, Ofenbau- u. Industrieanlagen, G. m. b. H., Düsseldorf 1; Wohnung: Poststr. 7.
- Haarmann, Rolf, Dr.-Ing., Deutsche Röhrenwerke, A.-G., Werk Thyssen, Mülheim (Ruhr); Wohnung: Kohlenkamp 13—15.
- Honigmann, Fritz Günter, Dipl.-Ing., Essen, Klinkenstr. 42.
- Jäniche, Walter, Dr.-Ing., Fried. Krupp A.-G., Friedrich-Alfred-Hütte, Versuchsanstalt Rheinhausen (Niederrh.); Wohnung: Rheinhausen-Hochemmerich (Niederrh.), Im grünen Winkel 9.
- Janssen, Fritz, Dipl.-Ing., Berlin W 9- Bellevuestr. 16—18 a.
- Juretzek, Hubert, Dr.-Ing., Leiter der Versuchsanstalt, Ruhrstahl A.-G., Annener Gußstahlwerk, Witten-Annen; Wohnung: Göringstr. 51.

Carl Mettegang †.

Am 4. September 1936 verschied nach schwerem Leiden im Alter von 61 Jahren unser langjähriges Mitglied, Betriebsdirektor a. D. Dipl.-Ing. Carl Mettegang.

Der Heimgegangene wurde am 15. November 1874 in Sterkrade geboren. Er besuchte zunächst die Volksschule seiner Vaterstadt sowie daran anschließend das Gymnasium und Realgymnasium zu Dortmund und bestand daselbst im Jahre 1894 seine Reifeprüfung. Dann widmete er sich dem Studium des Maschinenbaues und Eisenhüttenwesens auf den technischen Hochschulen zu Berlin und Hannover.

Die erste berufliche Tätigkeit führte ihn wieder in seine Vaterstadt zurück, wo er auf der Gutehoffnungshütte eine Anfangsstellung einnahm. Im Jahre 1905 wurde er Walzwerksassistent der Friedrich-Alfred-Hütte der Firma Fried. Krupp in Rheinhausen. Diese Stellung wurde entscheidend für seine spätere Entwicklung als Walzwerksfachmann. Die gründlichen Erfahrungen, die er der Arbeit in Rheinhausen zu verdanken hatte, waren der Anlaß, daß er im Jahre 1911 als Walzwerkschef zur August-Thyssen-Hütte nach Hamborn berufen wurde. Auch hier bewies er so große fachmännische Kenntnisse, daß ihm im Jahre 1912 die Inbetriebsetzung der neuen großen Walzwerksanlagen des Stahlwerks Thyssen in Hagendingen übertragen wurde. Die außerordentlichen Erfahrungen, die Carl Mettegang so im Laufe seiner Berufstätigkeit gesammelt hatte, führten dazu, daß er von der Aktiengesellschaft Phoenix, Abteilung Ruhrort, verpflichtet wurde, um die Pläne für den Ausbau der Walzwerke dieses Unternehmens endgültig durchzuarbeiten und zu verwirklichen. Um diesen Ausbau des damaligen Ruhrorter Werkes hat sich Carl Mettegang große Verdienste erworben. Unter seiner Betriebsleitung wurden die schnelllaufenden Stabstahlstraßen, vor allen Dingen aber die Block-, Knüppel- und Platinenstraßen, neu aufgebaut. Dieser Aufgabe hat er sich mit unermüdlicher Schaffenskraft und größter Hingabe gewidmet.



Carl Mettegang

Indessen nur verhältnismäßig kurze Zeit konnte er in der ausgezeichneten Leistung und Wirtschaftlichkeit der neuen Walzwerke die Früchte seiner umfassenden Arbeit ernten. Bald nach der Verschmelzung des Ruhrorter Phoenix mit den benachbarten Rheinischen Stahlwerken zur Hütte Ruhrort-Meiderich als Abteilungsleiter der neugebildeten Vereinigten Stahlwerke trat Mettegang in den Ruhestand. Wenn er daher nicht mehr an der Stilllegung „seiner“ Betriebe infolge des unseligen Lohnkampfes zwischen den marxistischen Gewerkschaften und der Werksleitung mit allen zerstörenden Folgen beteiligt war, so nahm er doch weiterhin regen Anteil an allen Geschehnissen, die das Werk betrafen, zumal da ihn auch weiterhin geschäftliche Beziehungen mit der Hütte verbanden.

Ueber seinen engeren Arbeitskreis hinaus hatte Mettegang einen regen Sinn für Gemeinschaftsarbeit. Er gehörte dem Arbeitsausschuß des Walzwerksausschusses unseres Vereins deutscher Eisenhüttenleute von Anbeginn als tätiges und geschätztes Mitglied an und trat in diesem Kreise auch selbst mehrfach durch Vorträge hervor.

Mettegang wußte, was er wollte, und sagte, was er dachte. Diese Charaktereigenschaften, verbunden mit einer glühenden Vaterlandsliebe, verschafften ihm die besondere Achtung und Zuneigung aller seiner Freunde.

Die letzten Jahre seines Lebens, in denen er offenbar fühlte, daß ernste Krankheitskeime sein Leben anzugreifen versuchten, waren erfüllt von der Sorge um das Schicksal seiner Familie, der er ein mustergültiger Ehegatte und treusorgender Vater war. Es scheint, als wenn die seelische Einwirkung des Bewußtseins, infolge der vordringenden Krankheit nicht mehr körperlich voll leistungsfähig zu sein, dem unerbittlichen Tode das Feld seiner unheilvollen Arbeit gebnet hat.

Carl Mettegangs Freunde, zu denen sich auch viele Mitglieder des Vereins deutscher Eisenhüttenleute rechnen dürfen, können und werden ihn nicht vergessen!

Kahnis, Walter, Dipl.-Ing., Fried. Krupp A.-G., Essen; Wohnung: Dreilindenstr. 26.

Karlik, Wilhelm J., Ing., Moravska-Ostrava (C.S.R.), Prokesovnam. 3
Kaufmann, Fritz Karl, Dipl.-Ing., Fried. Krupp A.-G., Friedrich-Alfred-Hütte, Versuchsanstalt, Rheinhausen (Niederrh.); Wohnung: Adolf-Hitler-Str. 166.

v. Kronenfels, Wilhelm, Dipl.-Ing., Berlin-Wilmersdorf, Dillenburgstr. 58.

Kutscha, Alexander, Fachingenieur, Deutsche Edelstahlwerke, A.-G., Berlin; Wohnung: Berlin-Charlottenburg 9, Eichenallee 63.

Lehnartz, Karl, Ingenieur, Rheinisch-Westfäl. Kohlen-Syndikat, Essen; Wohnung: Sibyllastr. 7.

Löhr, Adolf, Betriebsingenieur, Metall-, Walz- u. Plattierwerke Hindrichs-Auffermann A.-G., Wuppertal-Oberbarmen; Wohnung: Wuppertal-Beyenburg, Wilhelm-Wolf-Str. 3.

Meyer zu Düttingdorf, Heinz, Betriebsingenieur, Hüttenwerke Siegerland, A.-G., Eichener Walzwerk, Eichen (Kr. Siegen); Wohnung: Nr. 65.

Müller, Siegfried, Dipl.-Ing., Stahlwerksassistent, August-Thyssen-Hütte, A.-G., Werk Thyssenhütte, Duisburg-Hamborn; Wohnung: Seelhorststr. 72.

Rakoski, Fritz, Dipl.-Ing., Stahlwerke Röchling-Buderus, A.-G., Wetzlar; Wohnung: Breite Str. 15.

Schärner, Karl, Vorsitzender des Vorst. der Verein. Aluminium-Werke A.-G. u. Mitgl. des Vorst. der Verein. Industrie-Unternehmungen A.-G., Berlin W 8; Wohnung: Berlin-Charlottenburg 9, Karolingerplatz 9.

Takahashi, Masayuki, Direktor, Showa Steel Works, Anzan (Mandschukuo), Asien.

Tiemeyer, Hermann, Dipl.-Ing., Klöckner-Werke, A.-G., Abt. Georgs-Marien-Werke, Georgsmarienhütte (Kr. Osnabrück); Wohnung: Wellenkampstr. 11.

Weddige, Georg, Dipl.-Ing., Hüttenwerke Siegerland, A.-G., Werk Nachrodt, Nachrodt (Kr. Altena); Wohnung: Hauptstr. 85.

Westhoff, Franz, Dr., berat. Ingenieur für Gießereiwesen, Düsseldorf 10, Taubenstr. 9.

Wulf, Robert, Ingenieur, Abt.-Leiter, Mannesmannröhren-Werke, Abt. Heinrich-Bierwes-Hütte, Duisburg-Huckingen; Wohnung: Duisburg, Kölner Str. 164.

Zeyen, Karl Ludwig, Dr.-Ing., Abt.-Leiter, Fried. Krupp A.-G., Versuchsanstalt, Essen; Wohnung: Essen-Bredene, Alfredstraße 268.

Gestorben.

Beitter, Hermann Friedrich, Generaldirektor a. D., St. Niklausen. * 1883. † 8. 10. 1936.

Buschfeld, Wilhelm, Direktor, Essen. * 21. 1. 1873. † 16. 10. 1936.

Krawehl, Otto, Dr.-Ing. E. h., Bergassessor, Essen. * 23. 8. 1875. † 14. 10. 1936.

Neue Mitglieder.

Aggermann, Max, Ing., Bundesmontanwerk, Brixlegg (Tirol), (Oesterreich).

Allott, Reginald William, M. A., Managing Direktor, Nitrallloy Ltd., Sheffield 3 (England), Norris Deakin Buildings, King Street.

Campbell, Donald Fraser, Consulting Engineer, London (England), 17. Victoria Street.

Grüner, Paul, Dipl.-Ing., Demag A.-G., Duisburg; Wohnung: Hedwigstr. 28.

Keßler, Erich, Ingenieur, Schloemann A.-G., Düsseldorf 1; Wohnung: Düsseldorf-Grafenberg, Simrockstr. 94.

Kleff, Heinrich, Obingenieur, Fried. Krupp Grusonwerk A.-G., Magdeburg-Buckau; Wohnung: Magdeburg, Birkenweg 2, Hopfengarten.

Knauer, Fritz, Dr. jur., Direktor, Felten & Guilleaume Fabrik elektr. Kabel-, Stahl- u. Kupferwerke A.-G., Wien 10 (Oesterreich), Gudrunstr. 11.

Krukenberg, Hans-Stephann, Prokurist, Theodor Wuppermann, G. m. b. H., Leverkusen-Schlebusch 1; Wohnung: Köln-Mülheim, Düsseldorfer Str. 21.

Pfender, Peter, Dr. rer. pol., Kaufm. Direktor, Vorst.-Mitgl. der Fa. Collet & Engelhard Werkzeugmaschinenfabrik A.-G., Offenbach (Main); Wohnung: Umlandstr. 46.

Schreiber, Ewald, Konstrukteur, Demag A.-G., Duisburg; Wohnung: Kölner Str. 148.

Tajfel, Willi, Prokurist, Schloemann A.-G., Düsseldorf 1; Wohnung: Peter-Janssen-Str. 32.