

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 47

22. NOVEMBER 1934

54. JAHRGANG

Das Primärgefüge und seine Wirkung auf die Stahleigenschaften.

Von Franz Rapatz und Hans Pollack in Düsseldorf.

[Bericht Nr. 285 des Werkstoffausschusses des Vereins deutscher Eisenhüttenleute*].

(Beziehungen des Sekundärgefüges, des Ledeburitnetzwerks und des Bruchaussehens zum Primärgefüge. Auswirkungen der Ungleichmäßigkeiten des Primärgefüges, der Transkristallisation und der Schrumpfrisse an den Korngrenzen bei der Verformung: Bildung von Fasern und von Flocken, Erschwerung der Schmiedbarkeit. Mittel zur Beeinflussung des Gußgefüges: Gießtemperatur und Gießgeschwindigkeit; Wanddicke, Temperatur und Werkstoff der Gießform; Abkühlungsbedingungen. Einfluß der Desoxydation, der Zusammensetzung und der Gefügeart des Stahles auf die Primärkristallisation.)

Die Veröffentlichungen der letzten Jahre über das Primärgefüge¹⁾ galten hauptsächlich den Bedingungen, unter denen grobes oder feines Primärgefüge und Transkristallisation entstehen. Der vorliegende Bericht beschäftigt sich vor allem damit, welche Folgen die verschiedene Ausbildung des Primärgefüges auf die Stahleigenschaften hat. Daneben soll auch noch ein kurzer Ueberblick über die Möglichkeit gegeben werden, die Ausbildung des Primärgefüges zu beherrschen. Vollständig ist das Bild schon aus dem Grunde nicht, da es vom Standpunkt des Edeltahlwerkers ausgehen ist.

Die Primärkristallite werden bei der Aetzung durch ein System gleichgerichteter Dendriten kenntlich gemacht; außerdem erscheinen unter bestimmten Bedingungen, wie in *Abb. 1* besonders deutlich wird, auch noch die Korngrenzen. Durch Wärmebehandlung ist es wohl möglich, Dendriten und Korngrenzen zum Verblässen zu bringen, bei Erwärmungszeiten, wie sie unter Betriebsbedingungen vorkommen, verschwinden diese aber nie ganz.

Um die Wirkung der Primärkristallite auf die Stahleigenschaften zu erkennen, sei zunächst klargestellt, welche Beziehungen zum Sekundärgefüge bestehen, dessen Einfluß auf die Stahleigenschaften ja weitgehend bekannt ist. Das Primärkorn ist durch Wärmebehandlung in seiner

Größe unveränderlich. Das Sekundärgefüge ist je nach Erwärmungstemperatur und Abkühlungsbedingungen in den weitesten Grenzen veränderlich. Das Primärgefüge ist der bleibende, sehr schwer wandelbare Hintergrund, auf dem sich die Aenderungen abspielen, die das Sekundärgefüge durch Wärmebehandlung erleidet.

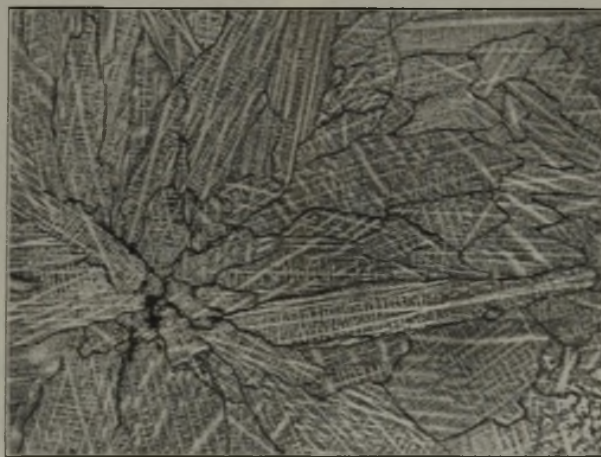


Abbildung 1. Dendritischer Aufbau der Primärkristalle eines Stahles mit rd. 0,45 % C, 4,5 % Ni und 1,1 % Cr.
(Tiefätzung; $\times 1$.)

langsamer Abkühlung stattfinden und auch nur dann, wenn sich der Stahl in seiner Zusammensetzung nicht zu weit von der eutektoidischen entfernt. *Abb. 6* zeigt in anschaulicher Weise sowohl die Dendriten als auch die durch Ferritbänder gekennzeichneten Primärkorngrenzen. Auffällig ist dabei, daß sich die Ferritbänder nicht immer mit den Primärkorngrenzen decken, sondern in manchen Fällen deren Ecken durchschneiden. Man sieht also, daß im unbehandelten Block

Abb. 2 bis 5 zeigen, in welcher Weise sich bei verschiedenen Stählen das Sekundärgefüge im Primärkristallit ausgebildet, wenn der Block üblich erstarrt und nicht weiter behandelt ist. Am auffälligsten ist die Erscheinung, daß bei weichen Stählen Ferrit, bei härteren Zementit sich mit Vorliebe an den Korngrenzen ablagert; an diesen erscheint infolge der höheren Keimwirkung häufig so viel Ferrit oder Zementit, daß im Innern des Primärkorns nur Perlit vorzufinden ist. Eine völlige Abscheidung von Ferrit oder Zementit an den Primärkorngrenzen kann natürlich nur bei

*) Erstattet auf der 27. Vollsitzung des Werkstoffausschusses des Vereins deutscher Eisenhüttenleute am 6. Februar 1934. — Sonderabdrucke sind vom Verlag Stahleisen m. b. H., Düsseldorf, Postschließfach 664, zu beziehen.

¹⁾ G. Tammann: Z. Metallkde. 21 (1929) S. 277/82; P. Oberhoffer: Das technische Eisen (Berlin: Julius Springer 1926); A. W. und H. Brearley sowie F. Rapatz: Blöcke und Kokillen (Berlin: Julius Springer 1926). F. Leitner: Stahl u. Eisen 46 (1926) S. 525/33 (Werkstoffaussch. 57); 46 (1926) S. 629/31 (Werkstoffaussch. 77); 50 (1930) S. 1081/86. F. R. Hensel: Bei-

träge zur Frage der Primärkristallisation (Düsseldorf: Gießerei-Verlag 1931); vgl. Stahl u. Eisen 52 (1932) S. 171/72. F. Badenheuer: Stahl u. Eisen 48 (1928) S. 713/18 u. 762/70 (Stahlw.-Aussch. 142). B. Matuschka: Arch. Eisenhüttenwes. 2 (1928/29) S. 405/13 (Stahlw.-Aussch. 158); 5 (1931/32) S. 335/54 (Stahlw.-Aussch. 220); 6 (1932/33) S. 1/12 (Stahlw.-Aussch. 232). W. Eichholz und J. Mehovar: Arch. Eisenhüttenwes. 5 (1931/32) S. 449/69 (Stahlw.-Aussch. 222). A. Stadelner und H. J. Thiele: Stahl u. Eisen 51 (1931) S. 449/60 (Stahlw.-Aussch. 205).

Ferrit und Zementit, da sie an den Primärkorgrenzen liegen, um so größer sind, je größer das Primärkorn ist. Grobes Primärgefüge zieht daher auch grobes Sekundärgefüge nach sich und beeinflusst die Stahleigenschaften nicht nur unmittelbar, sondern auch mittelbar.



Abb. 2. Unlegierter Stahl mit 0,65 % C. ($\times 200$.)

je kleiner das Primärkorn ist. Im Gegensatz zum Sekundärgefüge bleibt es aber durch Wärmebehandlung in seiner Größe unveränderlich. Es ist daher in diesem Sinne ein echtes Primärgefüge. Dasselbe wie für Ledeburitstahl gilt auch für Hartguß.



Abb. 3. Unlegierter Stahl mit 1,4 % C. ($\times 100$.)

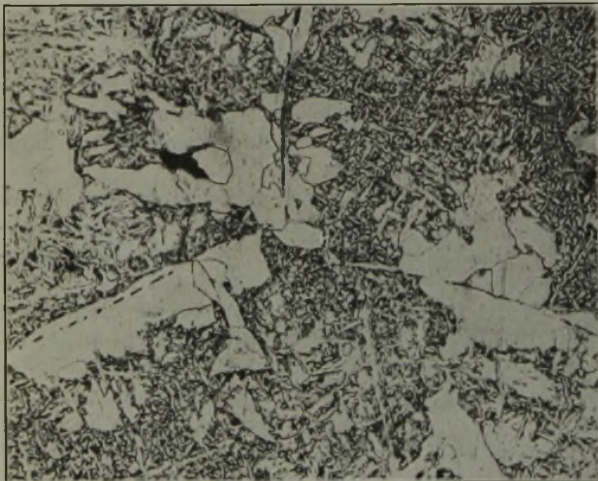


Abb. 4. Einsatzstahl mit rd. 0,15 % C, 3,5 % Ni und 0,75 % Cr. ($\times 100$.)

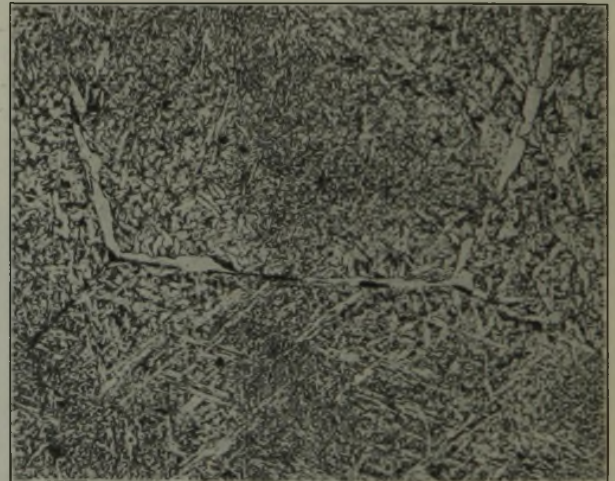


Abb. 5. Einsatzstahl mit rd. 0,15 % C, 4,5 % Ni und 1,1 % Cr. ($\times 100$.)

Abbildungen 2 bis 5. Sekundärgefüge im Primärkorn verschiedener Stähle.

Anders liegen die Dinge, wenn die Abkühlung aus dem γ -Gebiet rascher vor sich geht, als es beim Erkalten des Blockes die Regel ist. Der in *Abb. 7 bis 10* dargestellte Versuch soll darüber Aufschluß geben. Es wurde ein Stahlstück so aus dem Block entnommen, daß es auf der einen Seite feine und auf der anderen Seite grobe Primärkristallite aufwies. Dieses Stück wurde normalgeglüht, wobei sich erwies, daß das Sekundärgefüge vom Primärgefüge unabhängig ist und sich auch um die Primärkorgrenzen nicht kümmert. Bei größerer Abkühlungsgeschwindigkeit, bei der Ferrit und Zementit keine Zeit haben, sich an den Primärkorgrenzen zu sammeln, verlieren diese also ihren Einfluß auf die Größe des Ferrit- oder Zementitnetzwerks. Anhäufungen von Ferrit oder Zementit an den Korgrenzen bleiben als Seigerung sowohl im Block als auch im verschmiedeten Stahl oft bestehen und geben den Anlaß zu den bekannten Ferrit- oder Zementitzellen. Bei geeigneter Wärmebehandlung kann man sie aber in den meisten Fällen beseitigen.

Für den Edelstahlwerker liegt die Frage nahe, wie sich das Ledeburitnetzwerk zum Primärkorn verhält. *Abb. 11 und 12* zeigen, daß das Ledeburitkorn, obwohl es natürlich nicht dem Primärkorn gleich ist, um so feiner wird,

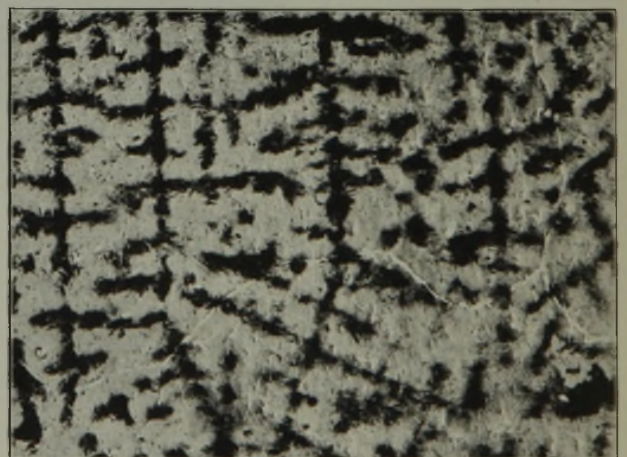


Abbildung 6. Gußgefüge eines Stahles mit etwa 0,65 % C. (Oberhöffersche Aetzung; $\times 100$.)

Bekanntlich ist das Primärgefüge unter bestimmten Umständen im bloßen Bruchaussehen zu erkennen. Darüber ist schon vieles gesagt worden²⁾; es möge aber hier

²⁾ B. Matuschka: Arch. Eisenhüttenwes. 5 (1931/32) S. 335/54 (Stahlw.-Aussch. 220).

noch ein kleiner Beitrag zu dieser Frage geliefert werden. Bricht man den unbehandelten Gußblock, so kann er entweder längs der Primärkorngrenzen (intergranular) oder ohne Rücksicht auf die Primärkorngrenzen (intragranular) brechen. Zur ersten Gruppe gehören z. B. die hochlegierten

Erklärung, daß die Sekundär- und Tertiärverastelungen der Dendriten weit auseinandergedrückt sind und auf diese Weise so groß wie die ursprünglichen Dendriten erscheinen.

Auf die Frage, wodurch das Primärgefüge den Stahl ungünstig beeinflusst, ist zu antworten, daß es

Blockrand.

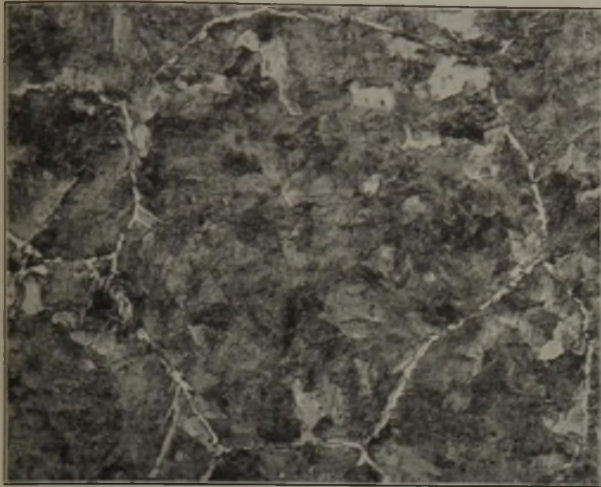


Abb. 7. Gußzustand.

Blockmitte.

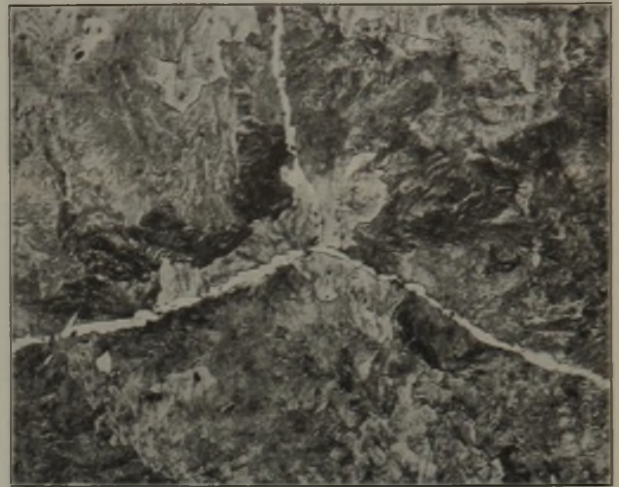


Abb. 8. Gußzustand.

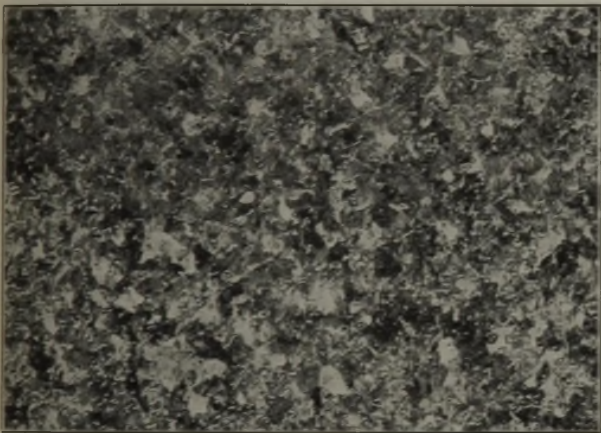


Abb. 9. Normalgeglüht.

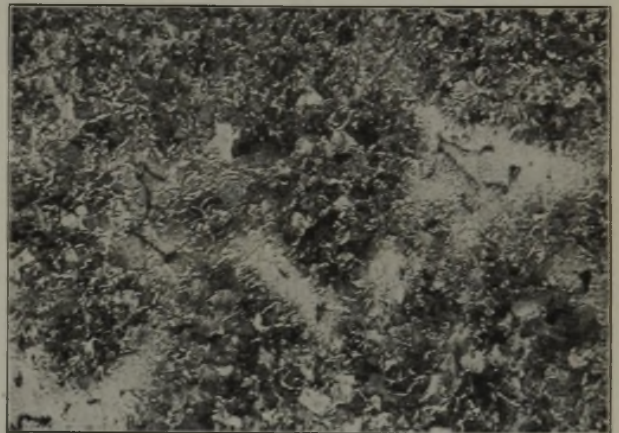


Abb. 10. Normalgeglüht.

Abbildungen 7 bis 10. Gefüge eines unlegierten Stahles mit 0,65 % C vor und nach dem Normalglühen. ($\times 100$.)

Nickelstähle sowie die nichtrostenden Chrom- und Chrom-Nickel-Stähle. Die unlegierten Stähle wie auch die Ledeburitstähle brechen intragranular, und das Primärgefüge hebt sich im Bruch nicht ab. Intragranular brechende Stähle trennen sich längs der Primärkristallitgrenzen, wenn der Stahl auf Blauwärme erhitzt wird. Dies beruht auf der bekannten Tatsache, daß die Korngrenzsubstanz beim Erwärmen früher als der Kristallit selbst erweicht. Abb. 13 bis 15 machen dies deutlich. Man sieht, daß der nach dem Gießen erkaltete Block intragranular, der auf 300° erwärmte intergranular und der von der Schmiedetemperatur erkaltete und wieder auf 300° erwärmte Stahl vorwiegend intragranular bricht.

Was wird nun aus dem Primärkristallit, wenn der Block verformt wird? Wenn beim Schmieden die Primärkorngrenzen auch undeutlich werden oder sogar verschwinden können, so bleiben die Dendriten bis zu den weitestgehenden Verformungsgraden bestehen. Abb. 16 zeigt die Dendritenausbildung in einem 2 mm dicken Blech aus nichtrostendem Stahl. Merkwürdig ist dabei, daß die Dendriten trotz der starken Verformung in derselben Größe erscheinen wie im Block. F. Körber³⁾ gibt hierfür die

³⁾ Mündliche Mitteilung.

Rand.

Mitte.



Abb. 11.



Abb. 12.

Abbildung 11 und 12. Gußgefüge eines Schnellstahlblockes. ($\times 20$.)

die groben Primärkristallite, in den meisten Fällen auch die Stengelkristalle der Transkristallisation, schließlich die Schrumpfrisse an den Korngrenzen sind. Diese Ursachen treten in dreierlei Weise in Erscheinung: in der Faserbildung, in der Flockenbildung und in der Erschwerung der Schmiedbarkeit.

Der Primärkristallit ist, wie schon die Möglichkeit der Aetzung zeigt, ungleichmäßig. In den zuerst erstarrenden Dendriten ist die Zusammensetzung anders als in der Füllmasse. Je größer die Kristallite nun sind, desto stärker sind durch die Verlängerung der Diffusionswege die



Abb. 13. Gußzustand, bei 20° gebrochen.



Abb. 14. Gußzustand, bei 300° gebrochen.



Abb. 15. Von Schmiedetemperatur erkaltet und bei 300° gebrochen. Abbildungen 13 bis 15. Bruchaussehen eines unlegierten Stahles mit etwa 0,65 % C nach verschiedenen Vorbehandlungen. ($\times 1$.)

Ungleichmäßigkeiten. Dazu kommt noch, daß sich an den Korngrenzen um so stärker Seigerungen abscheiden, je größer der Primärkristallit ist. Durch grobe Primärkristallite werden



Abbildung 16. Dendritengefüge eines Bleches aus nichtrostendem Chromstahl. ($\times 1$.)

also sowohl die Ungleichmäßigkeiten in sich als auch das Ausmaß der Seigerungen an den Korngrenzen vergrößert.

Ein oft zu wenig gewürdigter Blockfehler sind die Spalten zwischen den Primärkristalliten, die unter bestimmten Bedingungen entstehen. Wenn sich das Kristallhaufwerk, als welches der Block anzusehen ist, rasch abkühlt, so ist der Außenteil bereits kalt und fest, während der heiße Innenteil noch schrumpft. Auf diese Weise müssen sich zwangsläufig durch starke Zugbeanspruchung im Innern Risse bilden, die am leichtesten an den Korngrenzen, die, wie gesagt, in der Wärme am schwächsten sind, entstehen. Je rascher die Abkühlung, desto größer ist die Gefahr der Schrumpfrisse. Es ist leicht verständlich, daß diese Risse um so eher entstehen, je größer die Kristallite sind, da dann die Gesamtoberfläche der Kristallite kleiner ist und dadurch

die Spannungen vergrößert werden. Abb. 17 gibt einen Block mit vielen Schrumpfrissen nach der Tiefätzung, Abb. 2 und 18 zwei Beispiele von Schrumpfrissen in sekundär geätztem Gefüge. Es kann vorkommen, daß Blöcke den Eindruck lauter nebeneinanderliegender Kristalle machen.



Abbildung 17. Schrumpfrisse in einem Stahlblock mit rd. 0,15 % C, 3,5 % Ni und 0,75 % Cr. ($\times \frac{1}{4}$.)

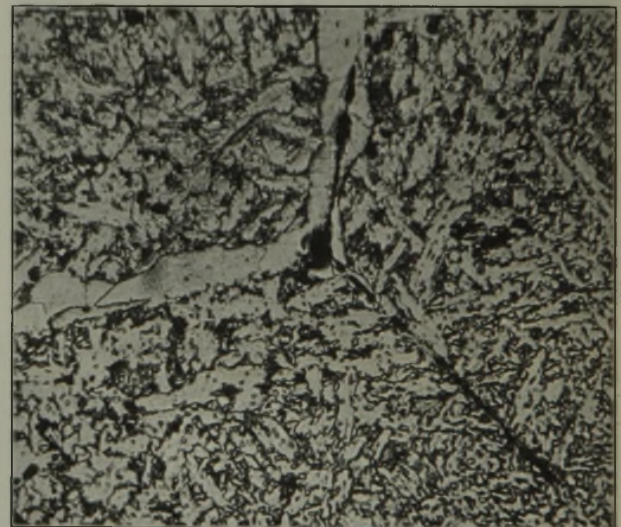


Abbildung 18. Schrumpfrisse im sekundär geätzten Gefüge eines Stahlblockes mit rd. 0,15 % C, 4,5 % Ni und 1,1 % Cr. ($\times 300$.)

Diese Schrumpfrisse sind zwar überwiegend eine Begleiterscheinung grober Primärkristallite, können aber bei unachtsamer Behandlung, etwa bei rascher Abkühlung des Blockes, nach dem Erstarren auch bei kleineren Kristalliten auftreten.

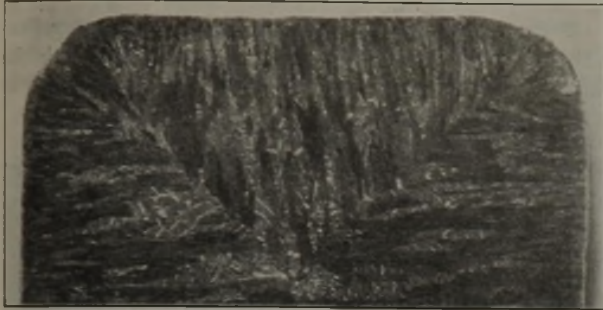
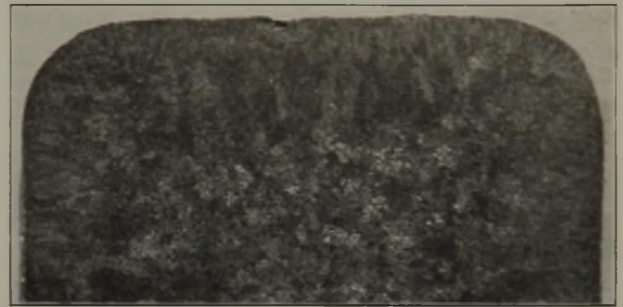
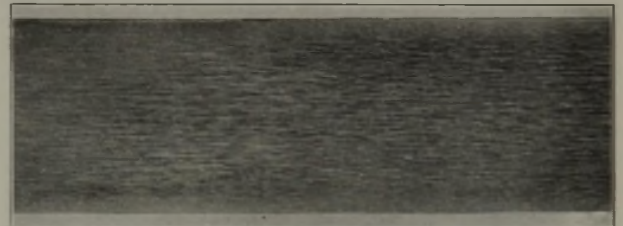
Warum Transkristallisation meist schädlich ist, soll im Zusammenhang mit den einzelnen Fehlererscheinungen erörtert werden.

Nummehr sollen die Faserbildung und ihr Zusammenhang mit groben Primärkristallen, Schrumpfrissen und Transkristallisation besprochen werden.

Jeder geschmiedete oder gewalzte Stahl hat in der Querichtung andere Eigenschaften als in der Längsrichtung, was davon herrührt, daß sich in der Verarbeitungsrichtung Zeilen bilden, die eine Unterbrechung des gleichmäßigen

Werkstoffes in der Querrichtung darstellen. Diese Unterbrechungen können verschiedener Natur sein; sie sind in ihrer größten Form Schlackeneinschlüsse. Die Zeilen sind aus schon erwähnten Gründen häufig von Ferrit- oder Zementitansammlungen begleitet. Die Ungleichmäßigkeiten sind entweder im Sekundärgefüge durch die erwähnten Ferrit- oder Zementitteile zu erkennen, in der Primärätzung durch Längsstreifen, die entweder die ursprünglichen Korngrenzen oder die Dendritenachsen sein können. Es ist besonders darauf hinzuweisen, daß man je nach der Ätzung einmal die Dendritenachsen für den reineren Teil des Primärkristalls und das andere Mal die Korngrenzen als den unrei-

stellung von Kanonenrohren, bei der ein größerer Teil des Kernes durch Bohren entfernt wird. Dies ist aber nur als theoretischer Vorschlag anzusehen, der schwer durchführbar ist, weil man die Tiefe der transkristallisierten Schicht schwer beherrschen kann und außerdem stark transkristallisierte Blöcke, wie noch erörtert wird, schwer schmiedbar sind. Es mag wohl auch noch mehrere Fälle geben, in denen Zeilenanhäufung in der Mitte nicht schädlich ist; nützlich wird sie aber kaum, von Automatenstählen abgesehen, in irgendeinem Falle sein. Von diesem Standpunkt aus wird man meist trachten müssen, die Transkristallisation zurückzudrängen, da sie die Ursache der ungleichmäßigen Zeilenverteilung ist, was

Abb. 19. × 1/2Abb. 21. × 1/2Abb. 20. × 1Abb. 22. × 1

Abbildungen 19 bis 22. Einfluß des Gußgefüges auf die Zeilenausbildung im Walzstab (Stahl mit rd. 0,15 % C, 3,5 % Ni und 0,75 % Cr).

neren Teil als helle Streifen erkennen kann. Längsstreifen in der Ätzung zeigen daher nicht immer die Stellen an, die Verunreinigungen enthalten.

Die Längsstreifen können verschieden ausgebildet sein. Sie sind mehr oder weniger gleichmäßig über den ganzen Abschnitt verteilt oder in der Mitte zusammengedrängt. Sie können in wenigen großen oder in vielen feinen Streifen auftreten. Diese Art der Ausbildung hängt bei einem Stahl gegebener Zusammensetzung, d. h. vor allem gegebenen Gehalts an Verunreinigungen, ausschließlich davon ab, wie das Primärgefüge im Block aussah. Feines Primärgefüge ohne Transkristallisation ergibt feine Linien in gleichmäßigem Abstand über den ganzen Querschnitt; grobe Primärkristallite ergeben grobe, weiter voneinander entfernte Linien. Da die transkristallisierte Zone von Verunreinigungen frei bleibt, so reichern sich diese in der nicht mehr transkristallisierten Kernzone an, was zur Folge hat, daß sich im geschmiedeten Stahl auch die Zeilen in der Mitte anhäufen. *Abb. 19 bis 22* geben beispielsweise die Zeilenausbildung wieder für gleich verschmiedete Blöcke derselben Größe, von denen aber der eine stark transkristallisiert war, der andere schwache Transkristallisation zeigte. Es ist auffällig, daß im letzten Falle die Randschichten rein sind und in der Mitte Zeilen angehäuft werden.

Man wird im allgemeinen wohl sagen können, daß gleichmäßig über den Querschnitt verteilte Zeilen als günstiger anzusehen sind. Eine Ausnahme davon könnte vorliegen, wenn der angereicherte Innenteil entfernt wird und nur der transkristallisierte bestehen bleibt. A. W. und H. Brearley⁴⁾ sprechen von einer solchen Möglichkeit bei der Her-

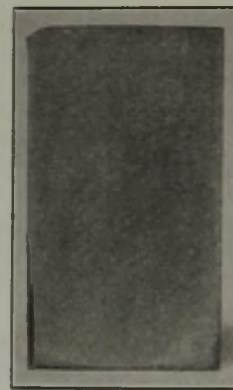


Abb. 23. Gut.

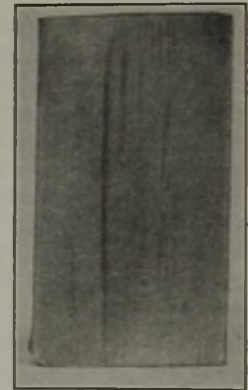


Abb. 24. Schlecht.

Abbildung 23 und 24. Seigerungszeilen in Chromstabstahl.

(Ätzung nach Heyn; × 1.)

besonders A. W. und H. Brearley in ihrem grundlegenden Buch⁵⁾ immer wieder hervorheben. Man erreicht dies, sofern der Verschmiedungsgrad es zuläßt, in einfacher Weise dadurch, daß man nicht zu kleine Blöcke nimmt, da die absolute Tiefe der Transkristallisation bei größeren Blöcken fast dieselbe ist wie bei kleineren und daher das Verhältnis der transkristallisierten Schicht zur nichttranskristallisierten bei größeren Blöcken günstiger als bei kleineren ist. *Abb. 23 und 24* geben als Beispiel die Zeilenausbildung in Stäben

⁴⁾ A. W. und H. Brearley (deutsche Bearbeitung von F. Rapatz): Blöcke und Kokillen (Berlin: Julius Springer 1926) S. 118.

⁵⁾ Ingots and Ingot Moulds (London: Longmans, Green & Co. 1918).

gleicher Abmessung wieder, von denen der eine aus einem großen, der andere aus einem kleinen Block hergestellt wurde. Die vielfach verbreitete Meinung, daß man kleinen Blöcken den Vorzug geben soll, ist daher nicht allgemein richtig, wengleich wieder bei zu starker Streckung Holzfasern durch den ganzen Querschnitt entstehen kann. Bei Automatenstahl kommt es vor, daß man die Zeilen erst in einer gewissen Entfernung von der Mitte zusammengedrängt wünscht; hier könnten dann ausnahmsweise die Anwendung einer verstärkten transkristallisierten Schicht und kleine Blöcke geraten sein.

Anschließend sollen die Flocken und ihr Zusammenhang mit der Primärkristallisation besprochen werden. Obwohl über diese Frage schon viel geschrieben wurde, verursacht sie immer noch Kopfzerbrechen, und wir sind zu dem Schluß gekommen, daß man heute wohl die Mittel hat, den Fehler in den meisten Fällen zu verhindern, daß man aber

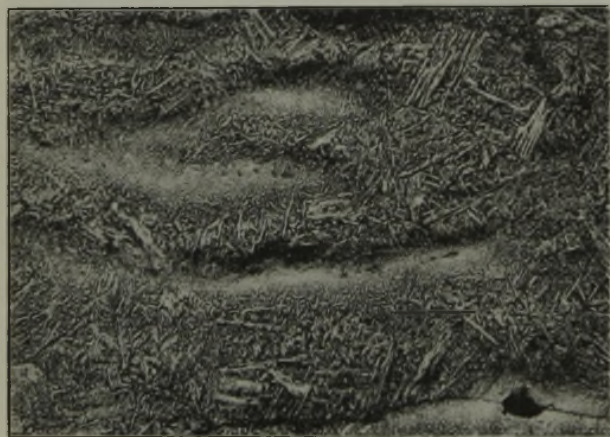


Abbildung 25. Verlauf von Flockenrissen in einem Block aus Stahl mit rd. 0,25 % C, 3,5 % Ni und 0,75 % Cr. ($\times 50$.)

über die Entstehungsursachen noch immer nicht restlos im klaren ist. Fest steht, daß die Flocken Spannungsrisse sind, die im Innern beim Abkühlen von hohen Temperaturen entstehen. Unklar ist — was für den vorliegenden Bericht zu untersuchen ist — ihre Abhängigkeit vom Primärgefüge. Abb. 25 erweckt keinesfalls den Eindruck, als ob die Risse an den Korngrenzen verlaufen oder auch nur von dort den Ausgang genommen hätten. Ebensowenig ist es uns gelungen, in der Nähe der Risse jemals Martensitansammlungen zu finden, wie es nach der Theorie von P. Bardenheuer⁶⁾ naheläge.

Die Flockenrisse entstehen beim Abkühlen als Spannungsrisse an schwachen, nicht dehnungsfähigen Stellen. Aus den Untersuchungen von H. Bühler, H. Buchholtz und E. H. Schulz⁷⁾ ist z. B. bekannt, wie groß die Spannungen durch ungleichmäßige Abkühlung sind, und man kann sich danach leicht vorstellen, daß an schwachen Stellen der Stahl innen, wo die Spannungen am größten sind, reißt. Es ist leicht zu verstehen, warum die Flockenrisse durch den Kristallit und die Schrumpfrisse an den Kristallitgrenzen auftreten: Die Schrumpfrisse entstehen an den Korngrenzen bei hohen Temperaturen, bei denen Korngrenzsubstanz weich ist, die Flockenrisse bei niedrigen, bei denen die Korngrenze im Durchschnitt fester als der Kristall ist. Wenn also auch der Flockenriß nicht an den Primärkorngrenzen liegt, so besteht ein Zusammenhang

⁶⁾ Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforsch., Düsseld., 7 (1925) S. 1/15; vgl. Stahl u. Eisen 45 (1925) S. 1782/83.

⁷⁾ Arch. Eisenhüttenwes. 5 (1931/32) S. 413/18 (Werkstoffaussch. 177).

mit der Primärkristallisation insofern, als grobe Primärkristalle ausgedehntere schwache Stellen haben und dadurch mehr Anlaß zu Flockenrissen geben als kleine. Ein weiterer Zusammenhang mit der Primärkristallisation ist noch darin zu erblicken, daß nach unserer Beobachtung die transkristallisierte Zone weniger als die Kernzone zu Flocken neigt. Dies mag darauf zurückzuführen sein, daß die transkristallisierte Zone reiner ist und in ihr nach dem Verschmieden, wenn der Einfluß der Transkristallisation verschwunden ist, weniger schwache Stellen als im unreinen Innern vorhanden sind. Bei den Ursachen der Flockenbildung darf nicht übersehen werden, daß die Flockenanfälligkeit von dem Zustand der Schmelze vor dem Gießen sehr stark abhängt.

Durch die Erkenntnis, daß die Flocken Spannungsrisse sind und durch Seigerungen begünstigt werden, sind die Mittel an Hand gegeben, sie zu verhindern. Sie bestehen in zweierlei Maßnahmen:

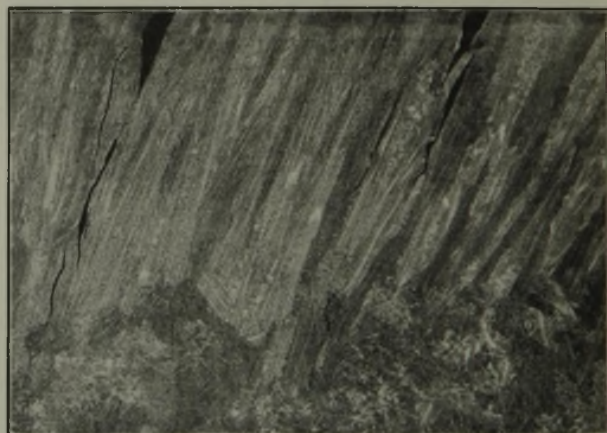


Abbildung 26. Schmiererisse längs den Primärkorngrenzen. ($\times 1$.)

1. in der langen und genügend hohen Erwärmung, um die Seigerungen durch Diffusion möglichst auszugleichen, und
2. in einer sehr langsamen Abkühlung, um möglichst wenig Spannungen entstehen zu lassen.

Bei stark flockenanfälligen Stählen wird eine Uebertreibung dieser Maßnahme fast immer zum Ziel führen. Es sei in dieser Frage auf die Arbeit von H. H. Ashdown⁸⁾ verwiesen.

Es ist auch noch ein anderes Verfahren denkbar, die beim Abkühlen unter A_{r1} in dem geseigerten Anteil noch zurückverbliebenen Austenitreste beim weiteren Abkühlen nicht in Martensit übergehen zu lassen. Das Verfahren besteht darin, die Abkühlung noch vor Erreichung des Martensitpunktes, der bei etwa 200° liegt, zu unterbrechen und den Stahl auf eine Temperatur unterhalb A_{r1} , am besten auf etwa 600° , wieder zu erwärmen. Dadurch werden die Austenitreste am leichtesten in ein nichtmartensitisches Zerfallgefüge übergehen. Ein solches Verfahren ist theoretisch geeignet, die Martensitbildung in den Seigerungsstellen zu verhindern, scheitert aber meist an der schwierigen Durchführung in der Praxis.

Der dritte Einfluß des Primärgefüges, der erörtert werden soll, ist der auf die Schmiedbarkeit. Bekannt ist, daß Blöcke im Gußzustand beim Schmieden sorgfältiger behandelt werden müssen als vorgeschmiedeter Stahl. Der Grund liegt schon darin, daß die Primärkristallitgrenzen bei hoher Temperatur besonders ausgeprägte schwache Stellen sind, an denen der Stahl beim Schmieden aufreißt. Noch

⁸⁾ Met. Progr. 24 (1933) Nr. 5, S. 13/17 u. 62; 25 (1934) Nr. 2, S. 38/39; Nr. 5, S. 36/40; 26 (1934) Nr. 1, S. 46/47; Nr. 2, S. 26/29.

viel schwieriger wird die fehlerfreie Schmiedung, wenn zwischen den Primärkristalliten Schrumpfrisse vorhanden sind. Abb. 26 bringt ein Beispiel für die Art, in der die Risse beim Schmieden des Blockes längs der Primärkorngrenzen auftreten. Es kommt hier noch häufig der verschlimmernde Umstand hinzu, daß man beim Reinigen des Blockes die globulitische schrumpfrißfreie Außenhaut entfernt und die Risse an die Oberfläche bringt. Bildet sich dann in den Spalten Zunder, so ist beim legierten Stahl das Aufreißen überhaupt nicht mehr zu verhindern. Die weiter innen liegenden, vor dem Sauerstoffzutritt geschützten Risse können bei vorsichtigem Schmieden wohl verschweißen, immer aber liegt die Gefahr nahe, daß der Riß nach außen durchbricht. Weit ins Innere gehende Transkristallisation und die Schrumpfrisse sind die größten Feinde der Schmiedbarkeit des Blockes. Wieweit zusammengeschweißte

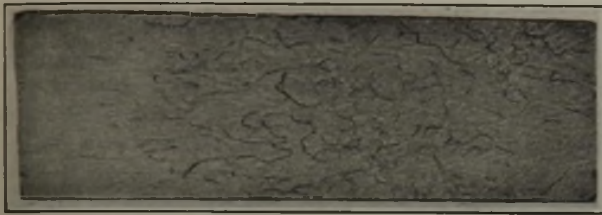


Abb. 27.

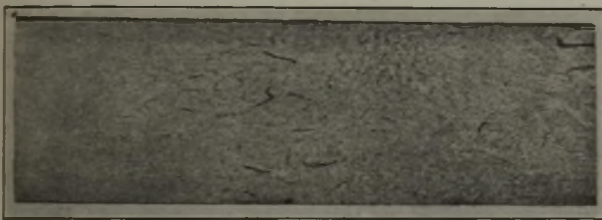


Abb. 28.

Abbildung 27 und 28. Beseitigung von Schrumpfrissen durch längeres Verweilen auf Schmiedetemperatur. ($\times 1$.)

Schrumpfrisse sich schließlich noch schädlich auswirken, läßt sich nicht sagen. Die Verhältnisse werden wohl nicht immer dieselben sein; denn es sind verschiedene Stufen zwischen dem noch vorhandenen Riß und der vollendeten Schweißung möglich. Um die Schädlichkeit der Risse möglichst zu verhindern, ist es geboten, den Block längere Zeit auf Schmiedetemperatur zu lassen. Dies fördert nicht nur den Ausgleich der Seigerungen, sondern bringt, wie schon F. Leitner⁹⁾ nachgewiesen hat, auch das Ausheilen und Schließen von nicht zu großen Rissen mit sich, selbst dann, wenn keine Verformung vorhanden ist (vgl. Abb. 27 und 28).

Wenn es auch nützlich ist, die Blöcke auf hoher Temperatur lange zu erwärmen, so soll die Schmiedetemperatur selbst etwas niedriger sein, da die Korngrenzsubstanz im Verhältnis zu den Kristalliten bei höheren Temperaturen weniger fest wird und die Kristallitzusammenhänge leichter nachgeben, je höher die Schmiedetemperatur ist. Hat der Block die erste Formgebung einmal überstanden, so ist es für die weitere Schmied- oder Walzbarkeit ohne Belang, wie die Primärkristallisation im Blocke ausgebildet war. Es schaden in weiterer Folge weder Transkristallisation noch grobe Primärkristallite.

Nach diesen Ausführungen dürften möglichst kleine Primärkristallite ohne Transkristallisation und ohne Schrumpfrisse am günstigsten sein. Es ist nur Nebenaufgabe dieses Berichtes, darauf hinzuweisen, welche Mittel es gibt, sich diesem zweckmäßigsten Gußgefüge soviel wie möglich zu nähern. Hierfür kommen in Frage Gießtemperatur, Gießgeschwindigkeit, Wanddicke, Temperatur

und Werkstoff der Blockform sowie die Abkühlungsbedingungen.

Ueber die Gießtemperatur gilt etwa folgendes. Die Kristallitgröße hängt von der Kernzahl und der Kristallisationsgeschwindigkeit ab, die beide wieder von der Unterkühlung beeinflusst werden. Die Unterkühlungsfähigkeit eines Stahles hängt ab von der Gießtemperatur, der Zahl der Verunreinigungen, der Menge der verwendeten Desoxydationsmittel, dem Gasgehalt usw. Leitner faßte alle diese Umstände in der „Vergleichszahl für Flüssigkeitsgrad und Temperatur“ zusammen. Bei Versuchen mit Chrom-Nickel-Stahl kam er zu dem Schluß, daß die Kristallitzahl bei kleiner und großer Vergleichszahl groß, bei mittlerer dagegen klein ist. Die Bildung kleiner Kristalle bei hoher Gießtemperatur ist durch Begünstigung der Keimbildung in einer gasdurchwirbelten Schmelze zu erklären. Erfolgt die Erstarrung vollkommen ruhig und ist der Stahl vollkommen desoxydiert, so nimmt die Kristallitgröße mit der Gießtemperatur zu. Beachtet man dies, dann verschwindet auch die gegensätzliche Auffassung, die man aus den Arbeiten von F. Leitner und B. Matuschka¹⁰⁾ herauslesen kann. Nach G. Tammann¹¹⁾ hängt die Keimzahl aber nicht nur von der Unterkühlung einer Schmelze, sondern auch von deren Ueberhitzung ab, und zwar derart, daß mit zunehmender Ueberhitzung und Ueberhitzungsdauer die Keimzahl bei gleicher Unterkühlung sinkt. Während alle Forscher mit dem Begriff der Unterkühlung bei den Erstarrungsvorgängen arbeiten, hält F. R. Hensel¹²⁾ eine Unterkühlung bei Metallen nach Entstehen der festen Phase infolge der guten Wärmeleitfähigkeit der Metalle nicht für möglich. Selbst wenn nach Hensel die Unterkühlung äußerst gering wäre, so könnte sie doch die ihr von Tammann zugeschriebene Rolle spielen. Man könnte die von Leitner beobachtete Bildung kleiner Kristallite bei hohem Flüssigkeitsgrad nach E. Houdremont¹³⁾ und Hensel auch so erklären, daß die ganze Schmelze gleichzeitig den Erstarrungspunkt erreicht und die Kristallisation nun über den ganzen Querschnitt gleichzeitig einsetzt. Dieser Vorstellung schließt sich C. Schwarz¹⁴⁾ an, nach dem bei geringer Erstarrungsgeschwindigkeit, z. B. infolge schlechter Wärmeableitung, die Keimzahl sehr groß werden kann. Die Erstarrungsgeschwindigkeit wird um so kleiner, mit je höherem Flüssigkeitsgrad gegossen wurde und je schlechter die Wärmeleitungsbedingungen sind. Der Keimbildung steht also lange Zeit zur Verfügung, und die Kristallite müssen fein werden; für Stähle schlechter Leitfähigkeit dürften diese Verhältnisse auch zutreffen.

Der Einfluß der Gießtemperatur kann durch geeignete Wahl der Gießgeschwindigkeit weitgehend geändert werden, und zwar wirkt geringe Gießgeschwindigkeit hoher Gießtemperatur entgegen.

Die Transkristallisation, das ist die Bildung stengliger oder säulenförmiger Kristalle senkrecht zu den abkühlenden Flächen, wird durch hohe Gießtemperatur und Gießgeschwindigkeit begünstigt. Beim Gießen einer chemisch reinen Schmelze werden die Stengelkristalle nach Tammann bis zur Mitte wachsen, da die Schmelze sich an den Enden der Stengel nicht unterkühlen und daher keine Keimbildung stattfinden kann. Enthält die Schmelze aber Bestandteile,

¹⁰⁾ Arch. Eisenhüttenwes. 5 (1931/32) S. 335/54 (Stahlw.-Aussch. 220).

¹¹⁾ Z. Metallkde. 21 (1929) S. 277/82.

¹²⁾ Beiträge zur Frage der Primärkristallisation (Düsseldorf: Gießerei-Verlag 1934); vgl. Stahl u. Eisen 52 (1932) S. 171/72.

¹³⁾ Z. Metallkde. 21 (1929) S. 89/93, Erörterungsbeitrag.

¹⁴⁾ Arch. Eisenhüttenwes. 5 (1931/32) S. 139/48 (Stahlw.-Aussch. 216).

⁹⁾ Stahl u. Eisen 46 (1926) S. 525/33 (Werkstoffaussch. 57).

durch die der Schmelzpunkt sinkt, so reichern sich diese in der Schmelze vor den Stengeln an, und in diesem Falle wird eine Unterkühlung eintreten können. Ist der Wärmeentzug durch die Gußform sehr stark, so kann auch in diesem Fall Transkristallisation über den ganzen Querschnitt erfolgen; umgekehrt kann sie bei geringem Wärmeentzug, wie z. B. beim Guß in eine Sandform, völlig unterbleiben. Zahlreiche Forscher, wie E. Scheil¹⁵⁾, E. Houdremont u. a., stellten fest, daß die Transkristallisation mit zunehmender Gießtemperatur stärker wird; geht man mit der Temperatur aber sehr hoch, so scheint sich wieder eine regellose Kernzone zu bilden, was mit einer Aufwärmung der Form im Zusammenhang stehen dürfte. Bei austenitischen Chrom-Nickel-Stählen wird infolge der geringen Wärmeleitfähigkeit sehr leicht Transkristallisation über den ganzen Querschnitt eintreten, da eine Unterkühlung und daher eine Keimbildung im Schmelzrest nicht möglich ist.

Es wurde schon darauf hingewiesen, daß die transkristallisierte Schicht im Verhältnis zum Blockquerschnitt bei kleinen Blöcken größer ist, da der Transkristallisationsbereich an sich bei großen und kleinen Blöcken etwa gleich groß ist.

Die Wandstärke der Blockform spielt insofern eine Rolle, als sie um so mehr aufgeheizt wird, je dünnwandiger sie ist. Bei stärkerer Aufheizung der Gußform wird die Erstarrungsgeschwindigkeit vermindert und die Erstarrungszeit erhöht. Dazu kommt noch der Einfluß der Abhebung der Blockform, die bei geringer Wandstärke rascher eintritt. Der Vorteil dünner Blockformen soll nach Leitner die Begünstigung der Entwicklung feiner Kristalle in der Kernzone sein und damit im Zusammenhang stehend günstigere Verteilung der Verunreinigungen, doch bemerkt Leitner, daß diese Frage noch durch ausgedehnte Versuche geklärt werden müsse. Das Vorhandensein feiner Kristallite kann durch die hohe Kernzahl im Innern des Blockes bei verringerter Erstarrungsgeschwindigkeit erklärt werden. Die Stärke der regellosen Randzone nimmt bei niedriger Gießtemperatur mit der Schnelligkeit der Erstarrung, daher auch mit zunehmender Wandstärke, zu. Ueber die Tiefe der transkristallisierten Zone ist zu bemerken, daß sie mit zunehmender Blockformstärke zuerst zunehmen, nach Erreichung eines Höchstwertes aber unbeeinflusst bleiben wird. Im großen und ganzen scheint der Einfluß der Wandstärke der Blockform auf die Kristallitgröße nur gering zu sein. Zur Vermeidung von Längsrissen im unteren Blockteil hält Bardenheuer eine Verstärkung der Gußform für notwendig. Leitner ist dagegen der Ansicht, daß eine solche Verstärkung nur dann beschleunigend auf die Erstarrung wirkt, wenn die Wandstärke der Blockform überhaupt zu schwach bemessen war.

Weitgehend kann der Erstarrungsverlauf durch die Blockformtemperatur beeinflusst werden, und zwar nimmt die Erstarrungszeit mit dieser zu, die Erstarrungsgeschwindigkeit also ab. Die Transkristallisation kann durch Erhöhung der Blockformtemperatur zurückgedrängt oder ganz zum Verschwinden gebracht werden. Der Einfluß der Wandstärke der Gußform dürfte vermutlich geringer als der ihrer Temperatur sein.

Da die Korngröße von der Abkühlungsgeschwindigkeit abhängt, muß auch der Werkstoff der Blockform von Einfluß auf die Kristallisation sein. Die die Kernzahl und die Kristallisationsgeschwindigkeit beeinflussende Unterkühlung einer Schmelze nimmt mit dem Wärmeleitvermögen der Gußform zu. Die Transkristallisation wird von einem gut wärmeleitenden Blockformwerkstoff begünstigt; bei Guß in schlecht leitende Formen wird die Transkristallisation

völlig unterbleiben. Zusammenfassend kann man wohl sagen, daß der Einfluß des Kokillenwerkstoffes bei Metallformen gering ist, daß er aber eine große Rolle spielt, sofern es sich einerseits um Metallformen, andererseits um Sandformen handelt.

Die Abhebung des Blockes von der Gußform wird dann stattfinden, wenn die Stärke der bereits erstarrten Schicht hinreicht, um dem Druck des noch flüssigen Metalls zu widerstehen. Sie wird zweifellos durch die Ausdehnung der Blockform beschleunigt, hängt demnach von der durch die Form aufgenommenen oder abgeleiteten Wärme ab. Beeinflusst wird der Zeitpunkt der Abhebung auch von den Schrumpfverhältnissen der Metalle. Tritt die Abhebung schon nach kurzer Zeit ein, so wird die Erstarrungsgeschwindigkeit verringert, was die Ausbildung größerer Kristallite begünstigen kann. Besonders rasch wird nach Matuschka die Wärme bis zu dem Zeitpunkt abgeführt, zu dem die Außentemperatur der Blockform zu steigen beginnt; sie ist daher für den Verlauf der Kristallisation von Bedeutung. Hebt der Block nun ab, bevor diese Wärmemenge eingeströmt ist, so ist der Einfluß der Blockform nicht mehr von Bedeutung. Ungeklärt ist noch die Frage, ob die Transkristallisation zur Zeit der Abhebung schon beendet ist oder nicht; Brearley und Oberhoffer sind der Ansicht, daß die Transkristallisation zu diesem Zeitpunkt vorüber ist, während Hensel dieser Ansicht mit Recht entgegenhält, daß die Erscheinung völliger Transkristallisation damit unvereinbar sei. Jedenfalls wird aber die Transkristallisation durch zunehmende Abhebungsdauer gefördert. Der Abhebung wirken entgegen rauhe Wandungen und Anstrich der Gußform, Hängen des Blockes usw.

Ueber den Einfluß des Desoxydationsgrades auf die Primärkristallisation sind die Ansichten geteilt. Bardenheuer ist der Meinung, daß in gut desoxydierten Stählen infolge der größeren Gasgebundenheit, die einen Temperaturausgleich im noch flüssigen Teil der Schmelze erschwert, eine stärkere Transkristallisation zu finden ist, während in weniger gut desoxydierten Stählen die Bildung von regellosen Kristallen über den ganzen Blockquerschnitt gleichzeitig einsetzt. Nach Matuschka vertragen gut desoxydierte Schmelzen große Temperaturerniedrigungen, lange Gießzeiten bei niedrigen Temperaturen. Verunreinigungen wirken keimbildend und leiten die Kristallisation bei höheren Temperaturen ein. Die geringe Unterkühlungsfähigkeit begünstigt eine grobe, starke Transkristallisation. Unterschiede im Primärgefüge gleicher, bei derselben Temperatur vergossener Stähle könnten durch den Einfluß der Desoxydation erklärt werden, der sich besonders bei Stählen mit schlechter Wärmeleitfähigkeit geltend macht, die schon von Haus aus zu starker Transkristallisation neigen, z. B. bei austenitischen Chrom-Nickel-Stählen.

Die Zusammensetzung einer Stahllegierung beeinflusst deren Eigenschaften in weitem Maße; demgemäß ist auch ein Einfluß der Zusammensetzung auf das Primärgefüge zu erwarten und auch festzustellen. So verringern die üblichen Legierungselemente des Stahles die Wärmeleitfähigkeit, begünstigen dadurch wieder die Transkristallisation. Die das Primärgefüge am stärksten und ungünstigsten beeinflussenden Legierungszusätze sind Nickel, Chrom, Silizium und Mangan.

Zum Schluß sei noch kurz der Einfluß der Gefügeart auf die Transkristallisation berührt. Nach Houdremont soll der Austenit eine besonders starke Neigung zur Transkristallisation haben, was durch die geringe Wärmeleitfähigkeit und den geringen Erstarrungsbereich dieser Stähle zu erklären ist. Bei großem Erstarrungsintervall ist die Zeit

¹⁵⁾ Z. Metallkde. 21 (1929) S. 121/24.

für die Kristallisation lang, der Unterkühlungsbereich wird größer und damit auch das Kristallwachstum unabhängig von der Richtung des Wärmeflusses. Die Angaben Houdremonts über die geringe Neigung zur Transkristallisation und feinen Kristallausbildung bei ferritischen und halferritischen Chromstählen stimmen mit den Erfahrungen der Verfasser nicht überein. Nach all dem wäre es, wie auch Schwarz erwähnt, von Wichtigkeit, die Erstarrungsgeschwindigkeit der Zusammensetzung der einzelnen Stähle anzupassen.

Zusammenfassung.

Das Primärgefüge hat auf die Stahleigenschaften schon dadurch eine Wirkung, daß es das Sekundärgefüge beeinflußt: Grobes Primärgefüge erzeugt im langsam abgekühlten Block grobes Sekundärgefüge; bei rascherer Abkühlung, etwa beim Normalglühen, ist das Sekundärgefüge ohne Zusammenhang mit dem Primärgefüge.

Bei Ledeburistählen und Hartguß bilden eine Anzahl von Ledeburitkörnern das Primärkorn.

Die Ausbildung des Primärgefüges ist selbst nach größter Verformung, z. B. an Blechen, noch erkennbar.

Grobe Primärkristallite, Transkristallisation und Schrumpfrisse an den Korngrenzen sind diejenigen Eigenschaften des Primärgefüges, die den Stahl ungünstig be-

einflussen. Die Fehler, die dadurch entstehen, sind übermäßige Faserausbildung, Flocken und Schmiederisse. Die Schrumpfrisse entstehen bei groben Kristallen leichter als bei kleinen; rasche Abkühlung des erstarrten Blockes begünstigt sie. Starke Transkristallisation häuft die Faser in dem Kern des geschmiedeten oder gewalzten Stahlstückes an und ist daher meist schädlich. Kleine Blöcke, die eine verhältnismäßig starke Kristallisation haben, ergeben daher nicht immer die besten Eigenschaften. Für die Entstehung der Flockenrisse wird die Theorie von P. Bardenheuer als die wahrscheinlichste angesehen. Da diese Theorie den Seigerungen eine Rolle zuschreibt, ist aus diesem Grunde das Primärgefüge auf die Flockenanfälligkeit von Einfluß. Durch lange Erwärmung zum Schmieden oder Walzen und langsame Abkühlung nach der Warmverformung gelingt es aber, auch bei flockenanfälligen Stählen den Fehler zu verhindern. Unterbrechung der Abkühlung vor Erreichung des Martensitpunktes und Wiedererwärmung auf etwa 600° ist theoretisch geeignet, die geseigerten Stellen nicht in Martensit übergehen zu lassen. Neben den Schrumpfrissen sind es grobe Primärkristalle, besonders die groben Stengelkristalle der Transkristallisation, die die Schweißbarkeit erschweren. Langes Warmhalten vor dem Schmieden kann Abhilfe schaffen.

An den Bericht, den F. Rapatz erstattete, schloß sich folgende Erörterung an.

F. Beitter, Düsseldorf: Das umfangreiche Schrifttum über die Entstehung und Verhütung von Haarrissen, sogenannten Flocken, bestätigt die außerordentliche wirtschaftliche Bedeutung dieser Frage. Diese Risse stellen eine vollkommene Werkstofftrennung dar, und es bestehen, wie die Ausführungen des Herrn Rapatz erkennen lassen, heute noch große Meinungsverschiedenheiten über ihre genaue Herkunft. Seit der Veröffentlichung von A. Hultgren¹⁶⁾ hat sich die alte Anschauung über den vorwiegenden Einfluß der primären Kristallisation weitgehend gewandelt, und es muß festgestellt werden, daß gerade ein Teil der früheren Gegner Hultgrens die Risse als Spannungsrisse anerkennen und zu ihrer Verhütung eine Ueberwachung der Abkühlungsgeschwindigkeit empfehlen. Es sei hier insbesondere auf die letzten Arbeiten von T. M. Service¹⁷⁾, H. H. Ashdown¹⁸⁾, W. Eilender und H. Kiebler¹⁹⁾ sowie von E. Maurer und H. Korschan²⁰⁾ hingewiesen. Nach meinen Erfahrungen läßt bei gewissen Stählen mit lufthärtenden Eigenschaften jeder kalt gewordene Block von einer gewissen Größe an, je nach Art seiner Abkühlung, solche Spannungsrisse mehr oder weniger stark erkennen. Man wird nun im allgemeinen eine Abkühlung solcher Blöcke vermeiden, wo immer die Möglichkeit dazu besteht. Je nach der Güte des Stahles führen diese Spannungsrisse bei der späteren Warmformgebung zu Werkstoffehlern oder nicht. Eine Beseitigung von Spannungsrischen durch eine Glühbehandlung halte ich für vollkommen ausgeschlossen.

Zur Beurteilung der Flockenfrage bedarf es der Erfassung aller Einflüsse des gesamten Herstellungsganges. Da die Flockenbildung neben der Werkstoffbeschaffenheit eine Spannungsfrage ist, so spielen naturgemäß Form und Abmessung des Werkstücks eine ganz wesentliche Rolle. Zu Rückschlüssen auf die Flockenempfindlichkeit der verschiedenen Stahlsorten dürfte wohl eine Zusammenstellung der Verlagerung der Umwandlungspunkte in Abhängigkeit von der Abkühlungsgeschwindigkeit wertvolle Dienste leisten.

F. Körber, Düsseldorf: Herr Rapatz sagte, daß die Erklärung für die Entstehung der Flocken, wie sie P. Bardenheuer⁶⁾ gegeben hat, sehr ansprechend sei, nur habe er selbst keinen Martensit gefunden. Ist nun das Auftreten von Martensit

entscheidend für die Deutung, wie sie Bardenheuer gegeben hat? Meines Erachtens nicht. Das Wesen der Erklärung von Bardenheuer ist, daß infolge der Konzentrationsunterschiede zwischen Kern- und Randzone des Dendriten die Umwandlung, die mit Volumenänderung verbunden ist, zu verschiedenen Zeitpunkten erfolgt. Es ist gar nicht notwendig, daß der sich zuletzt umwandelnde Teil, also die stärker angereicherte Randzone der Dendriten, martensitisch wird oder bleibt. Der Umstand, daß Bardenheuer an gewissen Stücken Martensitbildung nachweisen konnte, ist eine Stütze für die Auffassung, daß durch die zeitlich unterschiedene Umwandlung Spannungen hervorgerufen werden, die dann zu der Rißbildung führen. Ich glaube, daß auch der Vortragende sich dieser Gedankenführung — es handelt sich nicht etwa um eine Abwandlung der Auffassung von Bardenheuer, sondern nur um eine Herauslösung ihres wirklichen Kernes — wohl anschließen könnte.

Nun noch eine Frage wegen der Schrumpfrisse. Auch mir sind gewisse Bedenken gekommen, daß durch die bloße Glühbehandlung nach Leitner Risse, d. h. wirkliche Stofftrennungen, ausheilbar sein sollen. Ist es erwiesen, daß alle nach der Ätzung sichtbaren Risse tatsächlich schon als solche im Blocke vorhanden sind? Kann nicht etwa ein Teil derselben erst bei der Ätzung durch Korrosion an den Stellen, an denen die Spannungen die Rißbildungen begünstigen, ausgelöst werden, etwa gerade diejenigen, die durch eine Glühbehandlung vor dem Ätzen verschwinden? Vielleicht kann man durch eine Röntgenaufnahme einer Scheibe, die aus dem Block herausgeschnitten ist, ehe man sie geätzt hat, nachweisen, ob alle bei der späteren Ätzung hervortretenden Risse tatsächlich schon vorher vorhanden sind.

F. Beitter: Zu der Frage, die Herr Körber aufgeworfen hat, ob die Risse durch Beizen ausgelöst werden oder nicht, haben die Untersuchungen in unseren Betrieben folgendes ergeben: Bei schweren Blöcken lufthärtender Stähle wurden beim Durchhobeln und Schlichten schon interkristalline Trennungen festgestellt. Die Teile eines so zerlegten Blockes wurden zu Rundwellen ausgeschmiedet und alsdann in Scheiben zerlegt und der Tiefätzung unterworfen. Sie waren im Innern frei von Flocken. Die an der Oberfläche liegenden Haarrisse wurden beim Erwärmen durch die Ofengase oxydiert und konnten infolgedessen nicht verschweißt werden; sie führten daher zu Oberflächenfehlern. Rißbildung durch Ätzen kann nur dann eintreten, wenn der zu ätzende Stahl Spannungen hat. Stähle in diesem Zustand dürfen daher der Tiefätzung nicht unterworfen werden. Geglühte Stähle können beim Tiefätzen nicht reißen.

K. Kreitz, Düsseldorf: Ein guter Weg, Flockenrisse zu erkennen, ist der, die Proben vor dem Brechen leicht anzuzudern. Die Risse heben sich dann, soweit sie angeschnitten sind und mit der Luft in Berührung stehen, durch ihre dunklere Färbung deutlich vom gesunden Bruch ab. Die von Herrn Körber angedeutete Möglichkeit, daß Spannungsrisse beim Beizen ent-

¹⁶⁾ J. Iron Steel Inst. 111 (1925) S. 113/67; vgl. Stahl u. Eisen 45 (1925) S. 1441/42.

¹⁷⁾ The Royal Technical College Metallurgical Club Journal Nr. 7 Glasgow 1929/30, S. 9/15.

¹⁸⁾ Iron Age 125 (1930) S. 1380/81 u. 1429; Met. Progr. 24 (1933) Nr. 5, S. 13/17 u. 62; 25 (1934) Nr. 2, S. 38/39; Nr. 5, S. 36/40; 26 (1934) Nr. 1, S. 46/47; Nr. 2, S. 26/29.

¹⁹⁾ Z. VDI 76 (1932) S. 729/35.

²⁰⁾ Stahl u. Eisen 53 (1933) S. 279/81 (Werkstoffaussch. 206).

stehen und daß dadurch Flocken vorgetauscht werden, ist bei diesem Verfahren ausgeschlossen.

W. Buchmann, Bitterfeld: Der Grund für häufige Flockenbildung gerade bei mittellegierten, nicht aber bei unlegierten und hochlegierten Stählen könnte vielleicht darin liegen, daß bei hochlegierten (besonders martensitischen) Stählen das Gefüge an dem für die Flockenrißbildung in Frage kommenden Umwandlungspunkt bereits fest genug ist, um den bei der Umwandlung entstehenden Spannungen zu widerstehen; bei unlegierten ist ein rißfreier, plastischer Ausgleich der Spannungen denkbar. Außerdem sind für die Klärung dieses Punktes Umwandlungstemperatur und Volumenänderung bei der Umwandlung je nach der Legierung zu berücksichtigen.

F. Rapatz, Düsseldorf: Flocken und Schrumpfrisse sind Erscheinungen, die, wie die Erörterung zeigt, immer wieder die Hauptbeachtung finden. Dabei möchte ich betonen, daß Schrumpfrisse und Flocken nicht miteinander verwechselt werden dürfen.

Wegen der Schrumpfrisse wäre, wie es Herr Körber getan hat, die Frage zu stellen, ob sie durch die Aetzung überhaupt richtig zum Ausdruck kommen. Dazu ist zu sagen, daß bei Stählen, die voll Spannungen sind, die Risse erst durch Aetzen entstehen können, eine Erscheinung, die man bei gehärteten Stählen oft wahrnimmt und die oft fälschlich ursprünglich vorhandenen Rissen zugeschrieben wird. Im vorliegenden Fall handelt es sich aber nur um geglähten Stahl, in dem, wie auch Herr Beitter betont hat, durch Aetzen sich Risse nicht mehr bilden können.

Herr Körber bezweifelt, daß Schrumpfrisse durch bloßes Glühen verschwinden können. Dabei ist aber zu bedenken, daß durch das Gewicht des Stahles ein Zusammenpressen und ein Verschweißen der metallischen Schrumpfrisse denkbar ist.

Was die Flocken betrifft, so steht auch uns keine vernünftige andere Erklärung als die Bardenheuers zur Verfügung. Auffällig war uns nur, daß wir, wie erwähnt, Martensit nicht finden konnten. Wenn man auch annimmt, daß der Martensit durch die Anlaßwirkung des noch immer warmen Stückes verschwindet, so müßte doch zu erwarten sein, daß man hin und wieder auf Martensit stößt. Wenn man wohl oder übel die Bardenheuersche Auffassung als richtig ansieht, kann man nicht bestreiten, daß der Zustand des Blockes, also das Blockgefüge, für die Flockenanfälligkeit von Einfluß sein muß, abgesehen natürlich von der schon erwähnten Erschmelzungsart. Durch zweckmäßige Wärmebehandlung, wie Regelung der Erwärmungsdauer und Abkühlungsgeschwindigkeit, gelingt es aber trotz den Geburtsfehlern, die dem Stahl manchmal anhaften, die Flocken zu vermeiden. Man darf keineswegs — und dies ist meinen Ausführungen deutlich genug zu entnehmen — dem Blockzustand allein die entstehenden Fehler zuschreiben. Auf der anderen Seite ist es ebensowenig richtig, der Schmiede und dem Walzwerk allein die Sorge um die Vermeidung der Fehler aufzulegen. Wieweit die Entstehung der Fehler dem Stahlwerker oder dem Warmverformer zuzuschreiben ist, wird wohl immer schwanken und von der persönlichen Einstellung und Beschäftigung desjenigen abhängen, der seine Meinung ausspricht.

Rohstoffbeschaffung durch Rohstoffkreditgeschäfte.

Von Dr. Rudolf Wedemeyer in Düsseldorf.

Bei der Neugestaltung unserer Devisenbewirtschaftung ist in verschiedenen amtlichen Verlautbarungen nachdrücklich betont worden, daß bei der Erteilung der Devisenbescheinigungen und damit der Erlaubnis zur Bezahlung von Einfuhrware oberster Grundsatz die Versorgung der Ausfuhrwirtschaft mit Rohstoffen und Halbzeug sein müsse. Insbesondere sollten vor allen anderen Gesuchen diejenigen Devisenanträge bevorzugt werden, bei denen es sich um Einfuhrware handelt, die zur Verarbeitung für Ausfuhrzwecke bestimmt ist. Diesen Ankündigungen ist auf breiter Front die Tat gefolgt. Im Vordergrund stehen hier die hervorragenden Möglichkeiten, die das „Rohstoffkreditverfahren“ bietet.

Damit könnten für zahlreiche Firmen die Rohstoffschwierigkeiten als behoben gelten. Nichtsdestoweniger muß man oft genug die Beobachtung machen, daß das Rohstoffkreditverfahren selbst in solchen Fällen bisher noch nicht angewandt worden ist, wo es ernste Rohstofforgen beheben könnte. Diese Zurückhaltung scheint bei manchen Firmen auch auf einer unvollständigen Bekanntschaft mit den Vorteilen dieses Weges zu erleichterter Rohstoffeinfuhr zu beruhen. Bei der Hochflut von Devisen-Runderlassen, die in den vergangenen Monaten über die Außenhandelswirtschaft hinweggebraust ist, konnte eben die große praktische Bedeutung mancher wichtigen Einzelbestimmung hie und da nicht sofort ausreichend beachtet werden.

Dieser Gefahr war gerade das Rohstoffkreditgeschäft ausgesetzt. Seine Benutzung war ursprünglich an Bedingungen geknüpft, denen der Einzelfall oft nicht entsprach. Die späteren Änderungen gingen zunächst im allgemeinen Trubel unter. Auch gab schon die Bezeichnung „Rohstoffkreditgeschäfte“ zu dem Mißverständnis Anlaß, als müsse es sich um die Aufnahme eines besonderen Auslandskredits handeln. Freilich kommen auch eigentliche Währungskredite in Frage. Aber zur Anwendung des Verfahrens genügt es, wenn eine einfache Warenkreditierung aus dem Auslande vorliegt. Sie ist gegeben, solange eine Rechnung für bereits gelieferte Rohstoffe noch nicht bezahlt zu werden brauchte.

Die Rohstoffkreditierung ist aus devisenwirtschaftlichen Gründen an sich schon von sehr großer Wichtigkeit. Für die bevorzugte Behandlung der „Rohstoffkreditge-

schäfte“ sprach darüber hinaus die weitere Ueberlegung, daß ohne Zweifel jede Verarbeitung von Auslandsstoffen für den Auslandsabsatz einen Devisenüberschuß hereinbringt, so daß geradezu ein devisenpolitischer Zwang besteht, für eine reibungslose Durchführung solcher Geschäfte die nötigen Devisen vorweg bereitzustellen.

In diesem Sinne also sind solche Geschäfte aus der allgemeinen Einfuhrbewirtschaftung herausgenommen worden, bei denen es sich nachweislich darum handelt, Rohstoffe oder Halberzeugnisse einzuführen, um daraus Waren herzustellen, die ihren Absatz im Auslande finden werden. Den beteiligten Betrieben wird gestattet, den Gegenwert der Ausfuhrlieferung zur unmittelbaren Bezahlung der noch offenen Rohstoffrechnung zu verwenden. Die Durchführung solcher Rohstoffkreditgeschäfte muß sich im Rahmen der Bestimmungen halten, die seit Juni 1934 in den Runderlassen II 10459, B 17294, A 28177, RE 113, RE 125 und RE 130 veröffentlicht worden sind.

Für die Anwendbarkeit dieses Weges der Rohstoffbeschaffung und der Zahlungsabwicklung gilt im allgemeinen die Vorschrift, daß bei der Antragstellung grundsätzlich das Vorliegen bestimmter Ausfuhraufträge nachgewiesen werden muß. Dabei sind der Devisenstelle über Art, Menge und Wert der erforderlichen Rohware mit allen Einzelheiten genaue Angaben zu machen. Nach Erfüllung dieser Voraussetzungen erhält der Antragsteller von der Devisenstelle eine verbindliche Zusage, wonach ihm gestattet werden wird, aus dem Erlös der Ausfuhrlieferung die Rohstoffrechnung zu begleichen. Daneben können zur Vereinfachung des Verfahrens den beteiligten Firmen auch Rahmengenapprobationen erteilt werden, bei denen jeweils erst nach der Verarbeitung der Einfuhrrohstoffe die Ausfuhrgeschäfte gemeldet zu werden brauchen.

Als eine zwar nur technische, aber praktisch doch oft entscheidende Erleichterung kommt hinzu, daß hier zunächst die Devisenstellen zuständig geblieben sind, während sonst jegliche Einfuhrbezahlung einer Genehmigung durch die betreffende Ueberwachungsstelle bedarf. Daher kann die Genehmigung des Rohstoffkreditgeschäftes in kürzester Frist — nötigenfalls durch persönliche Besprechung in der Devisenstelle — eingeholt werden.

Die Zustimmung der Devisenstelle ist an eine Reihe von Bedingungen geknüpft, die im Laufe der vergangenen Monate zahlreiche Änderungen erfahren haben. Sie betreffen vornehmlich die Devisenablieferung, die Zahlungsabwicklung, die Rohstoffverwendung, die Zahl der Teilnehmer, die Frage der „Verrechnungsländer“ und die Zulassung zum Scripsverfahren.

Bei der Einführung des Rohstoffkreditverfahrens am 29. Juni 1934 war noch verlangt worden, es müsse sich bei der Einfuhr des Rohstoffs, seiner Verarbeitung und der Ausfuhr der Fertigware um Rohstoffe aus ein und derselben Ursprungsmenge handeln. Aus dieser Vorschrift hatten sich große Schwierigkeiten ergeben. Es ist ja bei kurzen Lieferfristen im Ausfuhrhandel sehr oft nicht möglich, den benötigten Rohstoff aus dem Auslande erst einzuführen, nachdem entsprechende Aufträge für die Fertigwarenausfuhr bereits vorliegen. Daher wird seit September 1934 gestattet, daß in derartigen Fällen die Antragsteller zunächst mit vorhandenen Beständen in Vorlage treten und die Wiederauffüllung des Rohstofflagers auf Grund der ihnen im Rahmen eines Rohstoffkreditgeschäftes freigegebenen Ausfuhrlöse bewirken.

Eine weitere wichtige Änderung hat die ursprüngliche Bestimmung erfahren, wonach die im Rohstoffkreditverfahren eingeführten Rohstoffe „zu Halb- oder Fertigfabrikaten verarbeitet und diese restlos wieder ausgeführt werden“ mußten. Auf diese strenge Forderung ist Anfang August verzichtet worden. Seither ist eine Genehmigung schon dann zulässig, wenn von den Waren, die aus den eingeführten Rohstoffen hergestellt sind, so viel ausgeführt wird, daß wenigstens 20% des Gesamtausfuhrlöses zur Ablieferung an die Reichsbank übrigbleiben, nachdem die Mittel für die Abdeckung des Rohstoffkredits oder zur Durchführung des Verlustausgleichs im Zusatzausfuhrverfahren (s. unten) diesen Zwecken zugeführt worden sind. Somit ermöglicht das Rohstoffkreditverfahren die Rohstoffbeschaffung nicht nur für die Zwecke der Ausfuhr, sondern auch für den Bedarf der Inlandsversorgung. Das am Schluß gebrachte Zahlenbeispiel zeigt, wie im Einzelfalle der für das Inland zur Verwendung gelangende Teil der Rohstoffeinfuhr sogar größer sein kann als der für die Ausfuhr bestimmte.

Eine in der Praxis noch viel zu wenig beachtete Möglichkeit ergibt sich aus der Mitte September zugestandenen Erleichterung, daß der Rohstoffeinführer (Kreditnehmer) nicht mehr zugleich auch der Ausführer der hergestellten Erzeugnisse sein muß. Vielmehr ist das Verfahren auch dann zulässig, wenn die eingeführte Rohware zwecks Verarbeitung in mehreren Erzeugungsstufen von Betrieb zu Betrieb weitergegeben und schließlich vielleicht von einem Ausfuhrhändler in das Ausland verkauft wird. Antragsberechtigt ist in solchen Fällen entweder der Einführer oder der Ausführer. Die Erteilung der Genehmigung hat dann durch die Devisenstelle zu erfolgen, die für den Wohnsitz des Ausführers zuständig ist.

Eine Hauptschwierigkeit für die Anwendung des Rohstoffkreditverfahrens bestand lange Zeit in der Vorschrift, daß bei der Zahlungsabwicklung auf keinen Fall die Reichsbank in Anspruch genommen werden dürfe. Diese Regelung bedeutete die Unmöglichkeit der Durchführung von Rohstoffkreditgeschäften, wenn die eingeführten Rohstoffe zu einer Ausfuhrware für ein Land verarbeitet werden, mit dem wir ein Verrechnungsabkommen geschlossen haben. Von dort werden bekanntlich die Ausfuhrgegenwerte, statt in Form von Devisen, auf dem Wege über die bei den ausländischen Notenbanken und bei der Deutschen Reichsbank

geführten Verrechnungskonten in Reichsmark bezahlt. Derartige Abkommen haben wir mit fast sämtlichen europäischen Staaten (ausgenommen England, Spanien, Portugal, Polen und Litauen) sowie mit der Türkei und Argentinien.

Also wäre die Anwendung des Rohstoffkreditverfahrens bei Ausfuhr nach diesem weiten Bereich ausgeschlossen, wenn nicht am 17. Oktober 1934 eine bemerkenswerte Erleichterung zugestanden worden wäre. Diese hat es ermöglicht, die Deckung der Rohstoffkredite auch im Falle von Ausfuhr nach Verrechnungsländern wenigstens dann verbindlich genehmigen zu lassen, wenn die im Kreditwege bezogene Rohware ebenfalls aus einem Verrechnungslande stammt. Zwar müssen in solchen Fällen die Zahlungen über die Verrechnungskonten abgewickelt werden, so daß ein zahlungstechnischer Vorteil zunächst nicht erkennbar ist. Aber der Vorzug ist hier doch der, daß die Genehmigung der Rohstoffbezahlung auf schnellstem Wege durch die Beantragung bei der Devisenstelle im voraus sichergestellt werden kann.

Eine Sonderregelung ist für England, Portugal und Spanien erlassen worden, mit denen keine Verrechnungs-, sondern Zahlungsabkommen vereinbart sind. Bei diesen Ländern kommt die Anwendung des Rohstoffkreditverfahrens für die in einer besonderen Liste bezeichneten Rohstoffe nicht in Frage. Es handelt sich dabei u. a. um Textilfasern, Häute, Kautschuk, verschiedene Nahrungsmittel und Tiere sowie um unedle Metalle, ausgenommen jedoch Eisen.

Auf beträchtliche Hindernisse stoßen Rohstoffkreditgeschäfte jedoch ganz allgemein dann, wenn Rohstoffe aus Devisenländern (Devisenbedarf!) eingeführt und die daraus hergestellten Erzeugnisse nach Verrechnungsländern (Verrechnungsmark!) geliefert werden sollen. Es ist eben zur Zeit noch nicht ohne weiteres möglich, die eingehende Verrechnungsmark zum Devisenerwerb für die Bezahlung der Rohstoff-Devisenschulden zu verwenden. Um aber selbst hier zu helfen, sind die Devisenstellen ermächtigt worden, den Firmen zum Zwecke der Kreditabdeckung ausnahmsweise die Verfügung über Devisen zu gestatten, die aus anderen Ausfuhr derselben Firma nach Devisenländern anfallen. Leider wird dieser Fall oft genug nicht vorliegen.

Zu den Bestimmungen über die Ablieferung von Devisen aus dem Rohstoffkreditgeschäft gehört besonders auch die Vorschrift, daß von dem Ausfuhrerlös (Devisen oder Verrechnungsmark) ein Anteil abgeliefert werden muß, der ausreichend ist, um den etwa benötigten Verlustausgleich im Zusatzausfuhrverfahren durchzuführen.

Bei allen Vorzügen, die das Rohstoffkreditverfahren aufweist, ist es doch an die Einhaltung einer Bestimmung geknüpft, die in besonders gearteten Einzelfällen sehr unbeliebt ist. Es müssen nämlich alle diejenigen Devisenerlöse, die nicht im Rahmen des Rohstoffkreditgeschäftes selber wieder benötigt werden, restlos an die Reichsbank abgeliefert, d. h. gegen Reichsmark verkauft werden. Das ist in der heutigen Zeit der Devisenknappheit den betreffenden Firmen oft sehr unerwünscht, weil die wenigen anfallenden Devisen in vielen Betrieben lieber zur Ausnutzung der Verwendungsgenehmigungen für die Bezahlung von Außenhandelsnebenkosten usw. herangezogen würden. Immerhin können die Nebenkosten des Rohstoffkreditgeschäftes selber vorweg mitbezahlt werden.

Die zahlreichen Bestimmungen über die Berechnung der Devisenablieferung aus dem Rohstoffkreditgeschäft haben manche Unklarheit und Unsicherheit entstehen lassen.

Daher sei hier zum Schluß an einem Zahlenbeispiel geschildert, wie sich die verschiedenen Vorschriften praktisch auswirken können:

	<i>R.M.</i>
Die Ausfuhrrechnung lautet z. B. auf	200 000
Da ein Teil der dazu verwendeten Rohstoffsendung für Inlandware verbraucht werden soll (s. u.), müssen nach RE 113 IV mindestens 20 % Devisen abgeliefert werden, d. h.	40 000
Für den Verlustausgleich im Zusatzausfuhrverfahren (Scripts) ist wegen des nachgewiesenen Verlustes gemäß RE II 10 459 eine Devisenablieferung erforderlich von z. B. 15 %	30 000
Nach Abzug dieser Posten verbleiben	130 000
Also dürfen zur Abdeckung von Rohstoffkrediten aufgewendet werden an Devisen im Werte bis zu	130 000
Die obige Ausfuhrlieferung enthält aber an Rohstoffen z. B. nur für	50 000
Also können daneben Rohstoffe aus der Einfuhrrechnung für die Inlandversorgung (bzw. etwa für das Ausfuhrgeschäft nach Verrechnungsländern) bezahlt werden in Höhe des Unterschiedes zwischen 50 000 und 130 000, d. h.	80 000

Dieses Beispiel veranschaulicht zur Genüge die große Bedeutung, die das Rohstoffkreditgeschäft zur Hereinholung von Devisen und zur Beschaffung von Rohstoffen sowohl für die Ausfuhr als auch für die Inlandversorgung haben kann. Es entspricht also den eigensten Belangen jeder auf die Einfuhr von Rohstoffen angewiesenen Unternehmung, sich um eine pflegliche Behandlung aller sich bietenden Ausfuhrmöglichkeiten zu bemühen, um sich unter Benutzung des Rohstoffkreditverfahrens von manchen Devisenschwierigkeiten frei zu machen.

Die Beschreitung der durch das Rohstoffkreditverfahren gewiesenen Wege ist auch deshalb besonders erwünscht, weil der Veredelungsverkehr von größter arbeitsmarktpolitischer Bedeutung ist. Um so mehr ist es zu begrüßen, daß die Devisenstellen angewiesen worden sind, „bei der Bearbeitung von Anträgen nicht engherzig zu verfahren und die Durchführung derartiger Ausfuhrgeschäfte nicht an formellen Schwierigkeiten scheitern zu lassen“, sondern vielmehr „im Benehmen mit den Antragstellern einen Weg zu suchen, der die Durchführung der beabsichtigten Ausfuhr ermöglicht, wenn nur den grundsätzlichen Erfordernissen entsprochen wird, um der Reichsbank den Anfall der Devisen sicherzustellen“.

Umschau.

Fortschritte in der Schweißtechnik im ersten Halbjahr 1934.

1. Einfluß des Werkstoffes.

Das Lichtbogenschweißen hochlegierter Stähle bereitet noch Schwierigkeiten, die zum Teil auf wenig geeignete Elektroden, zum Teil auf die schnelle Erhitzungs- und Abkühlungsgeschwindigkeit und die dadurch bedingten Einflüsse auf das Gefüge zurückzuführen sind. Zu diesen Stählen gehört auch der Nickelbaustahl VCN 35, über dessen Schweißbarkeit W. L. Warner¹⁾ berichtet. Als Gütemaßstab wurden Festigkeit und Schlagfestigkeit von Stumpf- und Kehlnähten gewählt. Bei Blechdicken bis 12 mm genühten im allgemeinen unlegierte, nackte oder umhüllte Elektroden, da durch den Einbrand eine Aufnahme von Nickel bis zu 2 % und dadurch eine Festigkeitssteigerung bewirkt wird. Die Aufnahme an Nickel ist allerdings vom Elektrodendurchmesser und von der Schweißart abhängig. Bei größeren Blechdicken müssen legierte Elektroden verwendet werden. Bei nackten Elektroden zeigen sich vielfach Schweißfehler, die auf die Stromverhältnisse zurückzuführen waren; zur Vermeidung derartiger Fehler soll die Stromstärke niedrig gewählt werden. Auch die Schweißspannung und damit die Lichtbogenlänge sind hierbei von Einfluß. Bei sehr kurzem und zu langem Lichtbogen traten Fehler in der Schweißnaht am häufigsten auf. Die günstigste Schweißspannung ist nach Warner 18 bis 20 V. Unempfindlicher in den Spannungsverhältnissen sind dagegen umhüllte Elektroden. Bei legiertem Zusatzwerkstoff eignen sich die handelsüblichen Umhüllungen nicht; Angaben über zweckmäßige Umhüllungen werden nicht gemacht. Weitere Schwierigkeiten beim Schweißen von VCN 35 zeigen sich häufig im Uebergangsbereich, der eine große Härtesteigerung aufweist und vielfach zur Ribildung neigt. Bewährt hat sich das Vorwärmen des Grundwerkstoffes, das sich jedoch nicht immer durchführen läßt. Der Verfasser empfiehlt daher Verringerung des Kohlenstoffgehaltes im Grundwerkstoff. Als Wärmebehandlung wird Anlassen auf 600° angegeben, wodurch sowohl die Zähigkeitseigenschaften verbessert als auch die Härtesteigerung in der Uebergangszone und Schrumpfspannungen fast restlos beseitigt werden.

Ueber Erfahrungen beim Gasschmelzschweißen von hochwertigem Baustahl, und zwar von Cromansil-Stahl (Chrom-Mangan-Silizium-Stahl) berichtet C. E. Westin²⁾. Trotz einem hohen Chromgehalt ist der Stahl gut schweißbar. Bei geringer Wandstärke kann mit unlegiertem Schweißdraht rechtsgeschweißt werden, da durch Aufnahme von Legierungsbestandteilen aus dem Grundwerkstoff die Festigkeit gesteigert wird; die Festigkeit des Grundwerkstoffes soll dabei voll erreicht werden. Bei Blechen von mehr als 5 mm Dicke wird eine V-Naht mit einem Wurzelwinkel von 75 bis 90° bei Linksschweißung mit einem Mangan-Molybdän-Schweißdraht empfohlen. Ueber-

hitzung der Schweißnaht soll nach Möglichkeit, besonders bei hohem Kohlenstoffgehalt, vermieden werden. Die Eigenschaften der Verbindung sind nach Angabe von Westin gut.

A. Fry³⁾ berichtet über neue Fragen auf dem Gebiete der Lichtbogenschweißung, die sich aus der Verwendung alterungsbeständiger Stähle und austenitischer Schweißdrähte ergeben. Nach Fry darf eine gewisse Porigkeit nicht zur Verurteilung einer Schweißnaht führen, sondern es muß auch der Gefügebau berücksichtigt werden. Es wurde nämlich in Uebereinstimmung mit Versuchen des Berichterstatters gefunden, daß das Gefüge um so gleichmäßiger und körniger ist, je geringer der Gehalt an Sauerstoff und Stickstoff, d. h. also bei Schweißen, bei denen der Zutritt der Luft weitgehend ausgeschaltet wird. Versuche über den Einfluß der Ueberhitzung in oder neben der Schweißnaht und damit der Kornvergrößerung führten zu dem Ergebnis, daß bei alterungsunempfindlichem Stahl eine Beeinträchtigung der Kerbzähigkeit durch Kornvergrößerung nicht festzustellen war. Wieweit diese Feststellung auf andere Stähle zutrifft, wurde nicht untersucht. Von besonderer Bedeutung ist weiterhin die Korrosion, die auf Grund der Potentialunterschiede zwischen dem Schweißgut aus Chrom-Nickel-Stahl und dem unlegierten Grundwerkstoff befürchtet werden könnte. Wenn auch bei der Prüfung in Säuren eine bevorzugte Korrosion neben der austenitischen Schweißnaht festzustellen war, ergaben sich bei Versuchen in Wässern verschiedener Art keinerlei derartige Erscheinungen. Auch die Empfindlichkeit gegen Korngrenzenkorrosion in Laugen ist bei diesen Verbindungen sehr gering, ein Vorteil, der bei der Werkstoffwahl für Behälter vielfach von entscheidender Bedeutung ist. Außerdem bestätigen die von Fry angeführten Ergebnisse der Quasi-Arc-Gesellschaft die allgemeine Anschauung, daß die Korrosion um so geringer ist, je geringer der Sauerstoff- und Stickstoffgehalt der Schweißnaht ist.

Bei bestimmten Fertigungsverfahren setzt sich neuerdings die selbsttätige Lichtbogenschweißung in steigendem Maße durch, wobei der Zusatzwerkstoff an Bedeutung gewinnt. F. Leitner⁴⁾ führte eingehende Untersuchungen durch unter Verwendung gewöhnlicher Schweißdrähte und sogenannter Seelendrähte. Von besonderer Bedeutung für die Güte der Schweißnaht ist dabei die Schweißgeschwindigkeit. Die Einbrandverhältnisse und Spritzverluste unterscheiden sich bei verschiedener Schweißgeschwindigkeit wenig, doch wird mit zunehmender Schweißgeschwindigkeit mehr Sauerstoff und Stickstoff aufgenommen. Außerdem steigt bei gewöhnlichem Schweißdraht der Porengehalt mit der Schweißgeschwindigkeit, der auf das schnelle Erstarren und die schlechteren metallurgischen Bedingungen zurückgeführt wird. Bessere Erfolge sollen allerdings

¹⁾ J. Amer. Weld. Soc. 13 (1934) Nr. 6, S. 15/23.

²⁾ J. Amer. Weld. Soc. 13 (1934) Nr. 5, S. 24/25.

³⁾ Techn. Mitt. Krupp 2 (1934) S. 33/42.

⁴⁾ Elektroschweißg. 5 (1934) S. 121/27.

mit Seelenelektroden erzielt werden, wobei unter dem Einfluß der Ionisation durch die Seelenstoffe gleichmäßigere Verhältnisse erzielt werden. Für die selbsttätige Lichtbogenschweißung haben sich dabei in der Seele Alkaliverbindungen und Eisensilikate zur Steigerung der Schweißgeschwindigkeit bewährt. Kalziumverbindungen wirken ebenso wie Kieselsäure und Eisenoxyd schädlich. Ein weiterer Vorteil soll die höhere Strombelastbarkeit der Seelenelektrode sein, was allerdings noch der Nachprüfung bedarf. Bemerkenswert ist die Mitteilung von Leitner, daß mit neuentwickelten Seelenelektroden bei einer Zugfestigkeit von 47 bis 55 kg/mm² Kerbschlagwerte von 4 bis 8 mkg/cm² und eine Dehnung bis 25 % bei einer Meßlänge von 5,65 $\sqrt{\text{Querschnitt}}$ erreicht worden sind. Dadurch würde zweifellos die bisher nicht einwandfrei gelöste Frage der Verwendung umhüllter Elektroden für die selbsttätige Lichtbogenschweißung an Bedeutung verlieren.

2. Arbeitsverfahren.

Die Auftragschweißung bei Schienen ist nach wie vor ein wichtiges Gebiet des Ausbesserungsschweißens, und zwar sind hierbei besonders zu berücksichtigen die dem Verschleiß am stärksten unterworfenen Schienenteile, wie Herz- und Kreuzungsstücke. Ueber die Brauchbarkeit und Wirtschaftlichkeit der verschiedenen Verfahren wurde schon früher berichtet⁵⁾. Nach weiteren Mitteilungen von holländischer Seite⁶⁾ wärmt man bei der Ausbesserung die Stücke auf Hellrotglut vor, nachdem sie von Rost und Schmutz gesäubert sind; hierauf werden etwa auftretende Fehlstellen an den zu schweißenden Stellen restlos entfernt. Geschweißt wird mit neutraler Flamme und einem Zusatzwerkstoff mit 0,6 % Mn und 0,8 bis 1,2 % Cr unter kräftigem Hämmern der einzelnen Schweißlagen. Die Schienen werden dann mit Schweißbrenner und Setzhämmern von entsprechender Form geglättet; Schleifen ist nicht erforderlich. Vielfach versucht man auch durch Härten die ausgebesserten Schienenstellen besonders verschleißfest zu machen; hierzu werden die Schienenteile durch Schweißbrenner an der Lauffläche erhitzt und mit Wasser abgeschreckt. Neben der Gasschmelzschweißung findet vor allem in Amerika die Lichtbogenschweißung zur Ausbesserung abgefahrener Schienenenden Anwendung, und zwar verwendet man nach B. C. Tracey und O. A. Tilton⁷⁾ hierzu eine umhüllte Elektrode, die im niedergeschmolzenen Zustand 0,25 % C und rd. 1,35 % Mn ergibt. Die Festigkeit des Schweißstoffes beträgt etwa 73 kg/mm². Diese Elektrode ergibt breite, glatte Nähte; bei der durchschnittlichen Auftragshöhe von rd. 2 mm werden mit diesen Elektroden die Schleifarbeiten gegenüber blanken Elektroden wesentlich vermindert. Die Zeit zum Ausbessern eines Schienenstoffes beträgt durchschnittlich 15 bis 16 min. Man schweißt stets unter 45° zur Schienenrichtung, und zwar legt man die einzelnen Raupen gegeneinander. Uebermäßige Erwärmung der Schienen soll vermieden werden. Besonders wird darauf hingewiesen, daß man diese Arbeiten nicht in der kältesten Jahreszeit, also bei tiefen Temperaturen, ausführen soll, eine Regel, die für Stähle höherer Festigkeit allgemeingültig ist.

Für die Ausbesserungsarbeiten an Herzstücken, Kreuzungen und Weichen aus Manganhartstahl empfehlen Tracey und Tilton⁷⁾ eine Manganstabelektrode mit 1,3 % C, 0,35 % Si, 14 % Mn und 5 % Ni. Diese Elektroden werden sowohl blank als auch umhüllt verwendet, und zwar die blanken für die ersten Schweißlagen und die umhüllten für die oberen Lagen. Da Manganhartstahl durch Anlassen spröde wird, ist größte Vorsicht bei der Schweißung geboten. Vor allen Dingen sind, um übermäßige Erwärmung zu vermeiden, stets nur kurze Nahtstücke von 50 mm mit kurzem Lichtbogen und geringer Stromstärke zu schweißen (für 4-mm-Elektroden etwa 125 bis 150 A). Vor und nach dem Schweißen jeder Raupe ist sauberes Schleifen und Bürsten erforderlich. Zur Steigerung der Zähigkeit und zur Verringerung von Spannungen empfiehlt sich das Hämmern der Naht im rotwarmen Zustand. Mit der gleichen Frage beschäftigt sich E. L. Quinn⁸⁾. Er stellte fest, daß die Schweißung mit reinen Manganhartstahl-Elektroden zu Schwierigkeiten führte, auch wenn alle Vorichtsmaßnahmen zur Erzielung eines austenitischen Gefüges, wie Schweißen kurzer Nähte, Abschrecken usw., angewandt wurden. Bei bereits vorhandenen, auch feinsten Rissen ist das Gelingen der Schweißung in Frage gestellt und daher sorgfältigste Vorbereitung der Werkstücke unerlässlich. Die Gefahr einer Umwandlung und dadurch der Martensitbildung, die für das Auftreten von Rissen beim Schweißen verantwortlich zu machen ist, wird durch Zusatz von 5 % Ni verhütet. Die gebräuchliche Arbeitsweise bei Verwendung von reinem Mangan-

hartstahlraht, ein austenitisches Gefüge durch Abschrecken zu erhalten, erübrigt sich also durch Zusatz von Nickel. Bei Mehrlagenschweißung soll nach Quinn die Schweißrichtung der zweiten Lage senkrecht zu der der ersten Lage sein. Untersuchungen von Ch. H. Eldridge⁹⁾ führten zu dem Ergebnis, daß für Manganhartstahlteile (Herzstücke und Kreuzungen) auch Elektroden aus austenitischem Chrom-Nickel-Stahl verwendet werden können. Sie sind besonders wegen des einwandfreien Einbrandes und der vollkommenen Rißsicherheit der Manganhartstahl-Elektrode vorzuziehen. Bei Mehrlagenschweißung empfiehlt es sich, die unteren Schweißlagen mit nichtrostenden austenitischen, die oberen dagegen mit einer manganlegierten Elektrode zu schweißen. Im Gegensatz zu anderen Verfahren wird das Abschrecken der Schweißung zur Verbesserung der Uebergangsstellen zum Grundwerkstoff als notwendig erachtet.

Zur Wiederherstellung beschädigter Gußteile wird sowohl die Lichtbogen- als auch die Gasschmelzschweißung angewendet. W. Knoch¹⁰⁾ untersuchte beide Verfahren vergleichsweise an gegossenen Hohlkörpern. Für die Gasschmelzschweißung, die als Warmschweißung ausgeführt wurde, können Gußstäbe mit 2,5 bis 3,1 % C, 4,5 bis 6,7 % Si, 0,5 bis 0,7 % P und 0,04 bis 0,06 % S benutzt werden, die oberflächlich glatt und sauber sein müssen, um störende Schlackenbildung beim Schweißen zu verhindern. Empfehlenswert sind Flußmittel und annähernd neutrale Flammeneinstellung. Dagegen müssen besonders dünnwandige Hohlkörper bei der Lichtbogenschweißung mit Formsand gefüllt werden, um das Durchlaufen des Zusatzwerkstoffes zu verhindern. Dies bedingt aber größere Gefahren beim Anwärmen und Abkühlen sowie einen erhöhten Verbrauch an Holzkohle. Bei verbranntem Guß läßt sich außerdem bei der Gasschmelzschweißung schon zu Beginn der Schweißung am Schmelzfluß feststellen, ob eine Ausbesserung erfolgreich ist, während bei der Lichtbogenschweißung eine Beurteilung im allgemeinen sehr schwer ist. Außerdem bietet die Gasschmelzschweißung den großen Vorteil, Schweißungen in jeder Lage ausführen zu können. Auch wirtschaftlich ist die Gasschmelzschweißung vorteilhaft; nach Knoch verhalten sich die Kosten zu denen der Lichtbogenschweißung ungefähr wie 1:3. Erwähnt sei noch, daß Steinkohlen- und Torfkoks eine ungleichmäßigere Erwärmung hervorrufen als Holzkohle. Dieses Urteil über die beiden Verfahren für Ausbesserung von Gußeisenteilen verdient um so mehr Beachtung, als es von einer durchaus unbefangenen Stelle, nämlich dem Reichsbahnausbesserungswerk Wittenberge, gefällt wurde.

Zur Erhöhung der Sicherheit von Schweißverbindungen im Flugzeugbau hat das Applied Engineering Department of Air Reduction Sales Co. Arbeitsregeln für das Schweißen von Chrom-Molybdän-Stählen aufgestellt¹¹⁾. In Anbetracht der geringen Zähigkeit dieses Stahles bei Weißglut soll mit einer genau neutralen Schweißflamme bei einer der Blechdicke angepaßten Düse geschweißt werden, und zwar so, daß die Stücke gleichmäßig langsam abkühlen können. Jeder Luftzug ist dabei zu vermeiden. Spannvorrichtungen sollen die Schrumpfung nicht behindern, damit keine Risse auftreten. Die Schweißung soll nie an einer Kante beginnen, da hierdurch eine sehr schädliche Ueberhitzung hervorgerufen wird. Hämmern der Schweißnaht darf nicht bei Weißglut, sondern erst unterhalb 1100° vorgenommen werden.

Ueber Versuche, unter Wasser elektrisch zu schweißen, wurde schon früher berichtet¹²⁾. K. Hrenoff und M. Livshitz¹³⁾ fanden neuerdings, daß die handelsüblichen Elektroden für diese Zwecke im allgemeinen infolge zu geringer Beständigkeit des Lichtbogens nicht geeignet sind. Dagegen ergab Eisenoxyd als Hauptbestandteil der Umhüllung einen beständigen Lichtbogen. Als Umhüllung wurde zunächst eine Schicht Kreide und außen eine Eisenoxydschicht verwendet, die mit Wasserglas abgebunden wurden. Zur Vermeidung von schädlichen Einflüssen des Seewassers auf die Umhüllung wurden die Elektroden nach dem Trocknen mit Schellack überzogen. Wechselstromschweißung kommt bei der Unterwasserschweißung wegen zu geringer Beständigkeit des Lichtbogens nicht in Frage, sondern nur Gleichstromschweißung mit negativ gepolter Elektrode. Wie bei den früheren Versuchen, wirkten auch hier die schlechte Sicht und die Verunreinigung des Wassers ungünstig, doch lassen praktische Versuche darauf schließen, daß in offenen Gewässern bessere Ergebnisse zu erzielen sind. Die Elektrodendicke soll im allgemeinen nicht unter 4 mm gewählt werden, da sonst einwand-

⁹⁾ Weld. Engr. 19 (1934) Nr. 3, S. 15.

¹⁰⁾ Autog. Metallbearb. 27 (1934) S. 74/76.

¹¹⁾ Welding 5 (1934) S. 169/70.

¹²⁾ J. Amer. Weld. Soc. 12 (1933) Nr. 10, S. 4/9; Welding 4 (1933) S. 454/56; vgl. Stahl u. Eisen 54 (1934) S. 809.

¹³⁾ J. Amer. Weld. Soc. 13 (1934) Nr. 4, S. 15/18.

⁵⁾ Stahl u. Eisen 54 (1934) S. 809/10.

⁶⁾ Z. Schweißtechn. 24 (1934) S. 14/16.

⁷⁾ J. Amer. Weld. Soc. 13 (1934) Nr. 6, S. 13/14.

⁸⁾ J. Amer. Weld. Soc. 13 (1934) Nr. 4, S. 27/29.

freie Bindung kaum zu erzielen ist. Die Schneidwirkung des Lichtbogens ist stärker als an der Luft, und deshalb ist Schneiden ohne Schwierigkeiten möglich. Auch Senkrecht- und Ueberkopfnähte lassen sich ohne weiteres herstellen, doch empfiehlt sich, bei Senkrechtnähten im Gegensatz zur üblichen Arbeitsweise von oben nach unten zu schweißen. Vermutlich kann man auch mit Kohlenlichtbogen auf diese Art und Weise brauchbare Nähte herstellen, besonders da die Sicht besser ist; doch hatten Versuche unter Verwendung von Zusatzdraht noch keinen Erfolg. Das Verfahren scheint vor allen Dingen für Notarbeiten an Schiffen und ähnlichen Stahlbauten Bedeutung zu haben.

Chas. H. Jennings¹⁴⁾ prüfte den Einfluß der Stromstärke beim halbselbsttätigen Schweißen auf die Dauerfestigkeit von Schweißverbindungen. Es wurden nackte Schweißdrähte von rd. 4 mm Dmr. und Stromstärken von 200 bis 275 A verwendet. Der Kurvenverlauf von vier Einzelproben ergab nur geringe Unterschiede in Abhängigkeit von der Stromstärke (Biegezugfestigkeit 13 bis 14 kg/mm²), die durch den Streubereich der Prüfung selbst zu erklären sind. Die Steigerung der Stromstärke bei selbsttätigem Schweißen gefährdet also nicht die Sicherheit von Schweißverbindungen. Bemerkenswert ist, daß nach dem Kurvenverlauf bereits bei 4 · 10⁶ Lastwechseln die für die Dauerfestigkeitsprüfung kritische Wechselzahl erreicht war.

3. Prüfverfahren.

Ueber den Einfluß der Prüfbedingungen beim faltversuch mit Schweißverbindungen aus St 34, St 37, St 42 und St 52 berichten G. Fiek und A. Matting¹⁵⁾. Allgemein ist zu den Versuchen folgendes zu bemerken: Die angegebene Zusammensetzung der Werkstoffe entspricht besonders bei St 34 durchaus nicht den Normvorschriften, und zwar dürfte ein Stahl mit 0,17 % C und 0,57 % Mn bei 40 mm Blechdicke im ungeglühten Zustand kaum 41 kg/mm² Zugfestigkeit ergeben, wenn diese in der Gruppe St 42 bei einem Stahl der gleichen Zusammensetzung und Dicke zu 48 kg/mm² ermittelt wurde. Diese Fehler dürften sich bei den Schlußfolgerungen bemerkbar machen. Weiterhin wären neben der Biegeprüfung auch Festigkeitsversuche zweckmäßig gewesen, da eine untere Zugfestigkeit bei Schweißverbindungen zuerst einzuhalten ist. So läßt sich bei der für St 52 verwendeten nackten Elektrode immerhin bezweifeln, daß damit eine Zugfestigkeit in der Schweißnaht von 52 kg/mm² erzielt wird. Unter Außerachtlassung dieser Vorbehalte stellen die Verfasser fest, daß mit zunehmendem Rollendurchmesser und abnehmender Werkstofffestigkeit der Biegezugwinkel zunimmt, und weiterhin, daß bei Abarbeitung des Schweißwulstes der Biegezugwinkel bei der Gasschmelzschweißung zunimmt, bei der Lichtbogenschweißung dagegen abnimmt, was übrigens bei St 52 im Gegensatz zu eigenen Ergebnissen und denen anderer Forscher steht. Außerdem wurde festgestellt, daß die Tetmajersche Biegegröße zur Auswertung des faltversuchs nicht geeignet ist. Zur Klärung der Frage, ob der Biegezugwinkel als Prüfverfahren für Schweißnähte geeignet ist, und welche Werte für verschiedene Stähle zu fordern sind, sind die Versuche nicht geeignet.

H. Michel¹⁶⁾ schlägt vor, den faltversuch durch Dehnungsmessung an Proben zu ersetzen, die lediglich aus geschweißtem Elektrodenwerkstoff hergestellt sind. Wenn auch zuzugeben ist, daß Dehnungsmessungen eher die Zähigkeit von Schweißverbindungen angeben, so müßte andererseits zunächst der Nachweis erbracht werden, wieweit die Bewährung von Schweißverbindungen im Betrieb von der Dehnung der Schweißnaht abhängig ist. Auf diese Fragen haben W. Lohmann und E. H. Schulz bereits hingewiesen¹⁷⁾. Zudem steht fest, daß Elektroden, die eine hohe Zähigkeit in der Schweißnaht ergeben, d. h. umhüllte Elektroden, unter Berücksichtigung schweißtechnischer Nachteile, wie Spannungen, Schwierigkeiten bei Senkrecht- und Ueberkopfschweißung, blanken Elektroden, die allgemein geringere Zähigkeit ergeben, eindeutig unterlegen sind.

Wie sehr das Ergebnis der Biegeprobe von den Prüfbedingungen abhängig ist, zeigen Versuche von K. L. Zeyen¹⁸⁾ mit Proben von 6 mm Dicke bei wechselndem Rollendurchmesser und Rollenabstand. Mit zunehmendem Rollenabstand steigt der Biegezugwinkel stark. Keinen eindeutigen Einfluß übt der Rollendurchmesser aus; in einigen Fällen wurde eine geringe Abnahme, in anderen eine allerdings höhere Zunahme des Biegezugwinkels festgestellt. Wie groß diese Einflüsse sind, geht daraus hervor, daß bei einer Erhöhung des Rollenabstandes von

30 auf 50 mm und des Biegerolldurchmessers von 70 auf 130 mm eine Steigerung des Biegezugwinkels von 66 auf 180° erzielt wurde. Das Entfernen des Schweißwulstes äußert sich bei den Versuchen von Zeyen an St 37 in Uebereinstimmung mit früheren Versuchen in einer Abnahme des Biegezugwinkels.

Um die wahre Zugfestigkeit der Schweißnaht zu erfassen, hat sich die eingeschnürte Probenform eingeführt (s. a. Vorschriften der Deutschen Reichsbahn-Gesellschaft). Die Einschnürung übt aber Kerbwirkungen aus, die die Zugfestigkeit steigern. Um das Maß dieser Steigerung für verschiedene Probenformen festzustellen, wurden von A. Matting und H. Koch¹⁹⁾ Versuche an Schweißverbindungen durchgeführt, bei denen der Kerbradius stufenweise bis zu einem Verhältnis von Blechdicke zu Kerbradius wie 1:2 vermindert wurde. Sie stellten dabei für verschiedene Werkstoffe und Schweißnähte Kurven auf, aus denen sich Rückschlüsse auf die wahre Zugfestigkeit der Schweißnaht ziehen lassen. Im einzelnen wurde festgestellt, daß die Festigkeitszunahme in Abhängigkeit vom Kerbradius bei lichtbogengeschweißtem St 52 am größten ist; es folgen dann gasschmelzgeschweißter St 52 und St 37 und schließlich St 37, der mit blanken Elektroden geschweißt ist. Das Verhältnis der Zugfestigkeit zur Brinellhärte schwankte bei den Versuchen zwischen 0,34 und 0,38. Zur Ermittlung der Dehnung wird die längsgeschweißte Reckprobe empfohlen, bei der die Verlängerung bis zu den feinsten Anrissen in der Schweißnaht ein Maß für die Dehnung ist.

Zur Zeit ist das Röntgenverfahren noch das einzige zerstörungsfreie Prüfverfahren, das einen sicheren Aufschluß über den Zustand einer Schweißverbindung gibt. Der allgemeinen Anwendung des Verfahrens stehen allerdings noch Schwierigkeiten entgegen, die in der Wirtschaftlichkeit des Verfahrens, der Fehlererkennbarkeit usw. beruhen. R. Berthold²⁰⁾ gibt einen Überblick über den heutigen Stand und die Erfolge der Röntgenprüfung. Wenn man auch durch Anwendung höherer Röhrenspannung die Belichtungszeit stark verkürzen kann, so ergibt sich daraus jedoch eine Abnahme der Fehlererkennbarkeit. Die bildverschleiende Wirkung der Sekundärstrahlung läßt sich aber sowohl durch Streustrahlenblenden als auch durch Schwermetallfilter weitgehend beheben²¹⁾. Als weiteres Mittel zur Verringerung der Belichtungszeit dienen Verstärkerfolien aus Kalziumwolframat, die jedoch die Vorteile scharfer Brennflecke verringern. Neben den Röntgenstrahlen finden auch Gammastrahlen mehr und mehr Anwendung, die wegen ihrer geringen Wellenlänge die Prüfung dickerer Werkstücke gestatten. Allerdings sind bei den in Deutschland üblichen geringen Präparatmengen von 20 bis 30 mg die notwendigen Belichtungszeiten sehr hoch. Zur Verringerung der Belichtungszeit werden die gleichen Mittel wie bei der Röntgenprüfung angewendet. Der Vorteil dieses Verfahrens beruht in der leichten Handhabung und der Unabhängigkeit von irgendwelchen Anschlüssen.

Alle bisher vorgeschlagenen oder durchgebildeten magnetischen Prüfverfahren für Schweißnähte sind in der Fehleranzeige unzuverlässig und von äußeren Einflüssen abhängig. M. Wolf²²⁾ führt die geringe Empfindlichkeit auf die nur kleine Veränderung des Kraftlinienflusses durch Widerstandserhöhung im magnetischen Kreis zurück. Durch theoretische Ueberlegung kam er zu dem Ergebnis, daß bei einer Querschnittsverminderung von 20 % bei einer bestimmten Amperewindungszahl der Magnetfluß nur um 4,2 % herabgesetzt wird. Hieraus sind schon die Schwierigkeiten bei der Messung mit derartigen Verfahren ersichtlich; außerdem spielt jedoch die jeweilige Induktion eine ausschlaggebende Rolle. Wolf schlägt als günstigste Induktion 15 000 Gauß vor, bezogen auf den fehlerfreien Werkstoff. Wenn an sich grobe Fehler durch den magnetischen Fluß nachzuweisen sind, so treten doch noch Schwierigkeiten bei der Verwendung von Magneten auf, da die Streustrahlen der Pole die der Fehlstellen überlagern. In diesen Fällen ist die Anwendung von Schirmen zu empfehlen; der Schirmwerkstoff darf jedoch keine Remanenz haben. Bei einem anderen Verfahren werden die an einer Fehlstelle austretenden Kraftlinien zur Stromerzeugung benutzt. Ueber der Prüfstelle ist ein Anker angeordnet, der durch einen gesonderten Motor angetrieben wird und bei unveränderlicher Drehzahl einen lediglich von der austretenden Kraftliniendichte beeinflussten Strom liefert, der nach Verstärkung und Gleichrichtung mit Hilfe eines Drehspulgerätes gemessen wird. Bei getrennter Ausführung von Magnet und Sucher wurden brauchbare Ergebnisse erzielt, dagegen traten bei einer verbun-

¹⁴⁾ J. Amer. Weld. Soc. 13 (1934) Nr. 6, S. 7.

¹⁵⁾ Autog. Metallbearb. 27 (1934) S. 115/21.

¹⁶⁾ Arcos 11 (1934) S. 1056/61.

¹⁷⁾ Stahl u. Eisen 53 (1933) S. 225.

¹⁸⁾ Techn. Mitt. Krupp 2 (1934) S. 62/63; vgl. Stahl u. Eisen 52 (1932) S. 879/80 (Werkstoffaussch. 186).

¹⁹⁾ Elektroschweißg. 5 (1934) S. 127/34.

²⁰⁾ Z. VDI 78 (1934) S. 173/81.

²¹⁾ R. Berthold: Arch. Eisenhüttenwes. 8 (1934/35) S. 21/24 (Werkstoffaussch. 274).

²²⁾ Elektroschweißg. 5 (1934) S. 71/75.

denen Ausführung des Gerätes Schwierigkeiten infolge des schwankenden Luftspaltes auf, die sich bei der Messung stark bemerkbar machten. Ein weiteres von Wolf beschriebenes Verfahren nutzt bei unmittelbarer Stromdurchflutung die durch seitliches Ausweichen des Stromes an Fehlstellen hervorgerufenen magnetischen Linien aus, wobei die übrigen aus dem Werkstoff austretenden magnetischen Linien ausgeschaltet werden. Die Fehleranzeige erfolgt durch zwei gleiche, gegeneinandergeschaltete Spulen. Der Unterschied der induzierten Spannung gibt ein Maß für die Größe der Fehler. Durch die Stromablenkung ergeben nur Anfang und Ende des Fehlers einen Ausschlag, die Mitte des Fehlers dagegen nicht. Hierdurch kann man sowohl die Lage als auch die Ausdehnung der Fehlstelle ziemlich genau erfassen, was von Wolf an einem Beispiel nachgewiesen wird. Wieweit dieses Verfahren auf Poren anspricht, bleibt dahingestellt, für Bindefehler und Risse kommt ihm aber eine gewisse Bedeutung zu.

4. Eigenschaften der Schweißung.

Ueber die Dauerfestigkeit von Schweißverbindungen ist an dieser Stelle schon mehrfach berichtet worden²³⁾. Eine grundsätzliche, nahezu alle Verbesserungsmöglichkeiten umfassende Untersuchung führte W. Schick²⁴⁾ durch mit folgenden Ergebnissen. Bei Stumpfnähten sind vor allen Dingen Fehlstellen in der Schweißnaht für die Dauerfestigkeit entscheidend. Das Entfernen des Schweißwulstes führt zu keiner wesentlich höheren Dauerfestigkeit. Diese Feststellung steht im Gegensatz zu Versuchen von E. H. Schulz und W. Lohmann²⁵⁾ und läßt sich höchstens dadurch erklären, daß der Einfluß der Fehlstellen im Innern der Schweißnaht den Einfluß des Schweißwulstes übersteigt. Die Ansicht, daß für das günstigere Verhalten umhüllter Elektroden der Einbrand verantwortlich sei, entspricht ebenfalls nicht eigenen Ergebnissen; der Grund für sie dürfte in der Möglichkeit liegen, mit umhüllten Elektroden nahezu fehlerfrei zu verschweißen, was auch durch das Ergebnis von Schick mit austenitischen Elektroden bestätigt wird. Die Versuche mit geschweißten Laschen decken sich mit bisherigen Versuchen, und zwar übt die Form durch das Auftreten von Spannungsspitzen den entscheidenden Einfluß auf die Dauerfestigkeit aus. Günstige Spannungsverteilung ergibt daher auch eine Verbesserung der Dauerfestigkeit. Die reichhaltige Zusammenstellung von Versuchsergebnissen von Schick gibt jedenfalls genügend Unterlagen, die bei der Ausbildung von Anschlüssen zu berücksichtigen sind.

Für Druckwechselbeanspruchung gilt heute noch die Annahme, daß die Dauerfestigkeit der Streckgrenze entspricht. O. Graf²⁶⁾ unterwarf 60 mm hohe prismatische Probekörper aus St 37 und St 60 mit einer senkrecht zur Druckrichtung angeordneten Bohrung von 10 mm Dmr. Wechseldruckbeanspruchungen. Bei St 37 traten die ersten Risse oberhalb der Streckgrenze, bei St 60 kurz unterhalb der Streckgrenze am Lochrand auf, und zwar waren die Absolutwerte der Beanspruchung bei St 60 nur wenig höher als bei St 37. Graf erklärt die Ribbildung durch bleibende Verformungen in der Nähe der Bohrung unter Drucklast, so daß nach dem Entlasten an diesen Stellen eine Zugspannung entsteht und somit von einer bestimmten Belastung an in Wirklichkeit ein Schwanken zwischen Zug- und Druckbeanspruchung eintritt. Mit größerer, ruhender Vorlast war besonders bei St 60 eine Erhöhung der Schwingungswerte gegenüber der Ursprungsfestigkeit zu verzeichnen, und zwar wird diese Erscheinung auf die Teilnahme einer größeren Masse in der Nähe des Lochrandes an der bleibenden Verformung zurückzuführen sein. Die praktische Bedeutung dieser Untersuchung ist an und für sich gering, da die zulässige Druckbeanspruchung wesentlich niedriger als die Dauerfestigkeit liegt, mithin kaum Anrisse durch Ueberbeanspruchung zu erwarten sind.

J. C. Hodge²⁶⁾ untersuchte die Kerbzähigkeit von Schweißverbindungen, und zwar vertritt er den Standpunkt, daß sich aus der Kerbzähigkeitsprüfung Rückschlüsse auf die Dehnung und den Widerstand gegen die Fortsetzung bereits vorhandener Risse ziehen lassen. Zu seinen Versuchen benutzte er die kleine Charpy-Probe mit Rundkerb (10 × 10 × 55 mm³, 5 mm Kerbtiefe). Die Proben wurden, um den Einfluß der Lage zur Schweißnaht zu klären, zunächst nach drei verschiedenen Richtungen entnommen, wobei sich die senkrecht zur Schweißnaht und Schweißplatte entnommenen Proben am günstigsten verhielten. In Übereinstimmung mit eigenen und fremden Untersuchungen fand Hodge, daß die Kerbzähigkeit vor allem vom Stickstoff- und Sauerstoffgehalt der Schweißnaht abhängt, mit-

hin blank geschweißte Nähte die niedrigste Kerbzähigkeit aufweisen. Offenbar kann durch Legierung eine Steigerung der Werte bis zu einer bestimmten Grenze erzielt werden. Bei Schweißnähten mit geringem Stickstoffgehalt war eine dem Grundwerkstoff ähnliche Temperaturabhängigkeit der Kerbzähigkeit festzustellen, und zwar lagen die niedrigsten Werte bei rd. 500°. Bei Nähten mit hohem Stickstoffgehalt war nur eine geringe Temperaturabhängigkeit nachzuweisen. Weitere Versuche an der Uebergangs- und Wärmeeinflußzone zeigten selbst bei ausgeprägter Grobkornbildung keinerlei Abnahme der Kerbzähigkeit. Diese Ergebnisse decken sich mit den Angaben von Fry²⁷⁾ bei der Prüfung von alterungsbeständigem Stahl. Zur praktischen Auswertung der Kerbzähigkeitsprüfung führt Hodge die Ergebnisse von statischen Kesseldruckproben an, und zwar zeigte sich bei hoher Kerbzähigkeit ein sich langsam erweiternder Längsriß, während bei einem Werkstoff mit geringer Kerbzähigkeit plötzlicher Bruch mit zahlreichen, verschieden verlaufenden Rissen auftrat. Daraus schließt Hodge auf eine unbedingt höhere Sicherheit gegen Bruch bei Schweißnähten mit hoher Kerbzähigkeit.

Versuche von K. L. Zeyen²⁷⁾ über die Härte von Auftragschweißungen ergaben eine Abhängigkeit von den Abbrandverhältnissen und der Abkühlungsgeschwindigkeit. Daneben ist noch die chemische Zusammensetzung des Grundwerkstoffs von Bedeutung. Mit steigender Werkstoffdicke nimmt die Härte bei der Lichtbogenschweißung zu, bei der Gasschmelzschweißung ab, soweit es sich um unlegierte Schweißdrähte handelt. Für legierte Schweißdrähte gelten die Ergebnisse nur bedingt. Das Auftragen mehrerer Raupen übereinander verringert die Härte, und zwar um so stärker, je höher die Temperatur der unteren Lagen beim Schweißen der oberen ist. Diese Ergebnisse zeigen, daß der ursprünglich von der Reichsbahn eingeschlagene Weg, neben der Härte auch die Schweißdrahtzusammensetzung vorzuschreiben, verfehlt ist, und daß die Schweißdrahtsorte nach den vorzunehmenden Arbeiten und der gewünschten Härte von Fall zu Fall zu wählen ist.

Ueber Schweißspannungen und ihre Ermittlung wurde ebenfalls schon mehrfach berichtet²⁸⁾. Die vielfach voneinander abweichenden Ergebnisse erfordern auch weitere Aufmerksamkeit. G. Bierett²⁹⁾ untersuchte die in Stumpfnähten auftretenden Längs- und Querspannungen für verschiedene Schweißverfahren und Schweißdrähte, und zwar unterscheidet er zwischen inneren Schrumpfspannungen und äußeren, durch Einspannung hervorgerufenen Reaktionsspannungen. Die Messungen wurden mit Hilfe des Setzdehnungsmessers durchgeführt. Bierett fand, daß am Anfang und Ende der Schweißnaht quer zur Schweißnaht Druckspannungen und in der Mitte Zugspannungen auftraten, und zwar sind besonders die Druckspannungen bei der Lichtbogenschweißung wesentlich höher als bei der Gasschmelzschweißung. Dagegen sind die Unterschiede in den Zugspannungen verhältnismäßig gering. Die Zugspannungen sind für die Haltbarkeit von Schweißnähten in erster Linie von Bedeutung. Ähnliches Verhalten der Schweißverfahren stellte er auch für die Längsspannungen fest; während jedoch die Lichtbogenschweißung einen ausgeprägten Höchstwert aufweist, ist der Verlauf der Höchstschumpfspannungen bei der Gasschmelzschweißung erheblich flacher. In Übereinstimmung mit Angaben von H. Gehring³⁰⁾ wurden bei umhüllten Elektroden höhere Schweißspannungen ermittelt als bei nackten Elektroden. Auch in der Höhe der Spannungen stimmen die Ergebnisse von Bierett mit den obengenannten gut überein. Den Weg zur Verminderung der Schweißspannungen sieht Bierett darin, die Drahtbeschaffenheit so zu ändern, daß einmal die auftretenden Zugspannungen geringer werden, andererseits der Spannungsausgleich bei geringen zusätzlichen Belastungsbereichen ausgelöst wird. Beide Ziele dürften gleichzeitig kaum zu erreichen sein.

5. Verhalten im Betrieb.

Das Verhalten von Schweißverbindungen im mehrjährigen Betrieb läßt die Eignung eines Schweißverfahrens besser als irgendeine Prüfung erkennen. Von diesem Gesichtspunkt aus sind Ausbesserungsschweißungen an Kurbelwellen verschiedener Motoren beachtenswert, über die F. Wuttke³¹⁾ berichtet. Die Bruchstelle wurde X-förmig bis auf eine Breite von 2 bis 5 mm ausgekreuzt, die Welle in einer Drehbank aus-

²⁷⁾ Techn. Mitt. Krupp 2 (1934) S. 64/67.

²⁸⁾ Vgl. Stahl u. Eisen 53 (1933) S. 740; 54 (1934) S. 350.

²⁹⁾ Z. VDI 78 (1934) S. 709/15.

³⁰⁾ Mitt. Forsch.-Inst. Verein. Stahlwerke, Dortmund, 3 (1933) S. 107/28; vgl. Stahl u. Eisen 53 (1933) S. 1233/36 (Werkstoffaussch. 200).

³¹⁾ Autog. Metallbearb. 27 (1934) S. 25/26.

²³⁾ Vgl. Stahl u. Eisen 53 (1933) S. 739/40; 54 (1934) S. 350/51.

²⁴⁾ Techn. Mitt. Krupp 2 (1934) S. 43/62.

²⁵⁾ Stahlbau 7 (1934) S. 9/10.

²⁶⁾ J. Amer. Weld. Soc. 13 (1934) Nr. 1, S. 12/17.

gerichtet und in einer besonderen Vorrichtung eingespannt. Die Gasschmelzschweißung wurde mit leichtem Gasüberschuß durchgeführt. Ueber die Art des Zusatzwerkstoffs, der zweifellos eine entscheidende Rolle spielt, werden keine Angaben gemacht. Das Richten erfolgte im kalten oder warmen Zustand. Nachglühen der Kurbelwellen war nach Mitteilung des Verfassers nicht notwendig. Bei Wandstärken bis 30 mm empfiehlt Wuttke die Linksschweißung, bis 50 mm Rechtsschweißung und darüber Zweiflammenschweißung. Die Ausbesserungskosten betragen etwa ein Drittel des Neuwertes. Die geschweißten Kurbelwellen laufen bereits mehrere Jahre anstandslos.

6. Wirtschaftliche Fragen.

Die Wirtschaftlichkeit von Schweißverbindungen ist bisher häufig untersucht worden, ohne eine gewisse Einheitlichkeit in der Beurteilung verschiedener Verfahren oder Drahtarten zu erreichen. K. Meller³²⁾ stellte unter Ausschaltung von Zufallsergebnissen den kurvenmäßigen Verlauf der verschiedenen Einflußgrößen fest. Wichtig ist dabei vor allen Dingen die aus den Lohn- und Elektrodenkosten sich ergebende Wirtschaftlichkeitsberechnung. Die Elektrodenkosten umfassen neben dem reinen Werkstoffaufwand auch die aus der Schweiß- und Arbeitszeit entstehenden Kosten, die von der Elektrode selbst, daneben aber auch von der Spannung, Stromstärke und Polung beeinflusst werden. Meller stellte fest, daß die Abschmelzleistung mit der Stromstärke zunimmt, ferner daß die Steigerung des Elektrodendurchmessers wenn auch eine höhere Abschmelzmenge in der Zeiteinheit, so doch eine geringe Abschmelzleistung je Amperestunde (Abschmelzzahl) ergibt. Bei Pluspolung der Elektrode ist die Abschmelzmenge und -leistung eine allgemein höhere als am Minuspol, doch ist sie daneben von der Elektrode selbst abhängig. Wichtig für die Elektrodenbeurteilung sind ferner die Abbrand- und Spritzverluste, die mit wachsender Stromstärke stark zunehmen, und zwar annähernd geradlinig mit der Stromstärke; in gleicher Richtung wirkt auch eine Erhöhung der Lichtbogenleistung. Die Eisenverluste (Abbrand- und Spritzverluste) sind bei den von Meller untersuchten umhüllten Elektroden um 50 bis 100 % höher als bei blanken Elektroden. Ob diese Angaben sich jedoch für alle umhüllten Elektroden verallgemeinern lassen, ist kaum anzunehmen. Die Lohnkosten nehmen, auf die Schweißgutmenge bezogen, mit zunehmender Stromstärke ab, was ohne weiteres einleuchtet, da die Leistung ja mit der Stromstärke zunimmt. Mit diesen Ergebnissen stellt nun Meller eine Wirtschaftlichkeitsberechnung für blanke und umhüllte Elektroden an unter Berücksichtigung der beim Schweißen von blanken Elektroden konvexen und bei umhüllten Elektroden konkaven Form von Kehlnähten. Nach Meller erfordern die umhüllten Elektroden einen höheren Einheitskostenpreis als die blanken Elektroden, selbst wenn man mit blanken Elektroden mehrere Raupen für den geforderten Schweißnahtquerschnitt schweißt. Den Berechnungen von Meller ist unbedingt zuzustimmen, wenn die Güte der Schweißnaht dabei unberücksichtigt bleibt. Die steigende Verwendung von umhüllten Elektroden deutet jedoch darauf hin, daß man die verhältnismäßig geringen Mehrkosten in Kauf nehmen wird, wenn dadurch eine höhere Zähigkeit und ein besseres Aussehen der Schweißnaht erzielt werden können.

Wilhelm Lohmann.

Das Gleichgewicht zwischen Kohlenstoff und Sauerstoff in geschmolzenem Stahl.

Die Untersuchungen über das Gleichgewicht zwischen Kohlenstoff und Sauerstoff in flüssigem Eisen haben bisher zu keinem übereinstimmenden Ergebnis geführt. A. B. Kinzel und J. J. Egan¹⁾ fanden Sauerstoffwerte, die weniger als ein Zehntel der früher von C. H. Herty²⁾ gefundenen ausmachten, während H. C. Vacher und E. H. Hamilton³⁾ in ihren Ergebnissen denen von Herty sehr nahe kamen. Bei einer theoretischen Untersuchung kam J. M. Gaines⁴⁾ zu fast den gleichen Folgerungen wie Kinzel und Egan. Die Untersuchungen, die H. Schenck⁵⁾ im Betriebe anstellte, nähern sich den Feststellungen von Herty, stellen jedoch eine Abhängigkeit von der Kohlenstoffkonzentration fest.

³²⁾ Elektroschweißg. 5 (1934) S. 61/66, 91/95 u. 106/14.

¹⁾ Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Iron Steel Div., 1929, S. 304; vgl. Stahl u. Eisen 50 (1930) S. 84/85.

²⁾ Vgl. Stahl u. Eisen 50 (1930) S. 1785.

³⁾ Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Iron Steel Div., 1931, S. 124/40; vgl. Stahl u. Eisen 51 (1931) S. 1033.

⁴⁾ Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Iron Steel Div., 1929, S. 311.

⁵⁾ Einführung in die physikalische Chemie der Eisenhüttenprozesse (Berlin: Julius Springer 1932) S. 151 u. 293.

Als Beitrag zur Klärung der Widersprüche unternahm es G. Phragmén⁶⁾, die theoretischen Erörterungen von Gaines nochmals auf ihre Richtigkeit hin zu untersuchen. Zum besseren Verständnis führt er bei seinen Ueberlegungen den Begriff der „Aktivität“ des Kohlenstoffs ein und versteht dabei unter „Aktivität“ den Teildruck eines Stoffes bei bestimmter Temperatur in einer Gasphase, die mit der Phase im Gleichgewicht ist, für die die Aktivität berechnet werden soll, dividiert durch den Dampfdruck des betreffenden Stoffes im „Normalzustand“ und bei derselben Temperatur. Die Aktivität hat bei dieser Begriffsbestimmung stets einen Wert zwischen 0 und 1 bei stabilen Zuständen, nur bei instabilen Zuständen kann sie größer werden.

In verdünnten Lösungen ist die Aktivität proportional der Anzahl der in Lösung befindlichen Moleküle. Hieraus ergibt sich, daß bei der Einführung der „Kohlenstoffaktivität“ Aussagen über den Molekularzustand des Kohlenstoffs im flüssigen Eisen gemacht werden müssen. Gaines hatte angenommen, daß sich geschmolzene Eisen-Kohlenstoff-Legierungen wie verdünnte Lösungen von Kohlenstoff in Eisen verhalten würden, während J. Chipman⁷⁾ im Hinblick auf die Ergebnisse von Herty sowie Vacher und Hamilton vorschlug, den Kohlenstoffgehalt als überwiegend in Form von Eisenkarbid vorliegend zu betrachten. Bei dieser Annahme wird die Aktivität des Kohlenstoffs bei geringen Gehalten viel niedriger, als sie sich bei Annahme unmittelbarer Abhängigkeit vom Kohlenstoffgehalt darstellt.

So wäre bei 1 % C im ersten Fall die Aktivität $C = 0,2$, während sie im zweiten Fall nur etwa 0,01 betragen würde. Eine einwandfreie Feststellung der tatsächlichen Verhältnisse ist zur Zeit noch nicht möglich, jedoch bietet eine Untersuchung des Zustandsschaubildes Eisen-Kohlenstoff die Möglichkeit, Aussagen über die Aktivität des Kohlenstoffs zu machen, ohne daß es notwendig wäre, die molekulare Struktur des Kohlenstoffs zu erörtern.

Phragmén bedient sich zu diesem Zweck des Schaubildes Eisen-Graphit. Zur Vereinfachung extrapoliert er die Solidus- und Liquiduslinie bis zum reinen Eisen unter der Annahme, daß die δ -Phase unterdrückt werden könnte.

Da die Gleichgewichtslinie Austenit-Graphit nicht mit genügender Sicherheit bekannt ist, kann sie nur angenähert wiedergegeben werden. Die Kohlenstoffaktivitäten werden dann senkrecht zur Temperatur-Konzentrations-Ebene des Schaubildes aufgetragen (Abb. 1). Dabei muß in allen Punkten, in denen freier Graphit auftritt, die Aktivität 1 werden, bei Auftreten zweier Phasen nebeneinander aber die Aktivität gleichbleiben, unabhängig vom mengenmäßigen Verhältnis der Phasen zueinander. Die Krümmung der Kurven ist nach den Untersuchungen von H. Düwald und C. Wagner⁸⁾ festgelegt, die zwischen 800 und 1400° arbeiteten. Ihre Ergebnisse konnten zu höheren Temperaturen extrapoliert werden, da die Kurvenkrümmung sich innerhalb des untersuchten Bereiches nicht änderte.

Nach dem so festgestellten Schaubild genügt bei niedrigen Kohlenstoffgehalten die Aktivität des Kohlenstoffs der Gleichung $\{C\} = 6(C)$, wobei (C) den Kohlenstoffgehalt in Prozent dividiert durch 100 bedeutet. Dieser Wert des Faktors liegt zwischen den Werten, die sich bei Annahme vollständiger Ungebundenheit des Graphits und chemischer Abgebundenheit des Kohlenstoffs zu Eisenkarbid ergeben (22 und 0,5). Chipman berechnete 3,6.

Zur Berechnung des eigentlichen Gleichgewichts zwischen Sauerstoff und Kohlenstoff werden die bisherigen Untersuchungen

⁶⁾ Jernkont. Ann. 117 (1933) S. 563/71.

⁷⁾ Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Iron Steel Div., 1931, S. 135.

⁸⁾ Z. anorg. Chem. 193 (1931) S. 321.

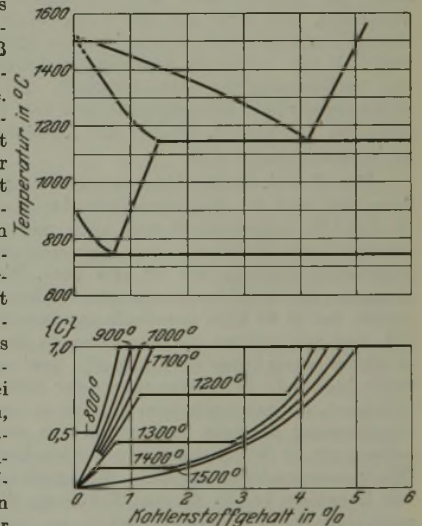


Abbildung 1. Kohlenstoffaktivität in Abhängigkeit vom Kohlenstoffgehalt bei verschiedenen Temperaturen.

gen über die Gleichgewichte „C (Graphit) + CO₂ ⇌ 2 CO“ und „FeO + CO ⇌ Fe + CO₂“ herangezogen. Das erste von ihnen ist mit genügender Sicherheit auch bei Temperaturen des flüssigen Stahles bekannt. Das zweite ist nur bis etwa 1400° bekannt, ihm haften auch noch gewisse Ungenauigkeiten an, da bei der Gleichgewichtsbestimmung dem wechselnden Sauerstoffgehalt des Wüstits nicht Rechnung getragen worden ist. Außerdem ist

Extrapolation nach Abb. 2 erhaltenen Werte nur als obere Grenze an und setzt für 1550° fest:

$$-0,9 < \log \frac{[\text{CO}_2]}{[\text{CO}]} < -0,62.$$

Bei der gleichen Temperatur ist nach der ersten Gleichung:

$$\log \frac{[\text{CO}]^2}{\{C\} [\text{CO}_2]} = 4,20.$$

Danach wird unter Annahme, daß der Teildruck des CO = 1 ist:

$$0,00025 < \{C\} < 0,0005$$

oder, wenn {C} = 6 (C), 0,00004 < (C) < 0,00008. Der Sauerstoffgehalt des Metalls ist gleichzeitig 0,25 % oder (O) = 0,0025, so daß für das Produkt gilt:

$$10^{-7} < (C) \cdot (O) < 2 \cdot 10^{-7}.$$

Demgegenüber stehen die versuchsmäßigen Feststellungen von Herty mit einem Wert von 3 · 10⁻⁷ und von Kinzel und Egan mit 0,1 · 10⁻⁷. Vacher und Hamilton passen sich, wie erwähnt, den Werten von Herty etwa an. Zieht man noch die neueren Ergebnisse von H. Schenck, die von Phragmén nicht berücksichtigt wurden, mit in den Kreis der Betrachtungen, so findet man hier im Temperaturbereich 1500 bis 1650° Werte für das Produkt (C) · (O) von 2,38 · 10⁻⁷ (bei C = 0) bis 3,61 · 10⁻⁷ (bei C = 0,7 %).

Aus diesen Ergebnissen ist zu folgern, daß die Aktivität des Kohlenstoffs in geschmolzenen Eisen-Kohlenstoff-Legierungen niedriger ist als die, die sich bei vollständiger Freiheit des Kohlenstoffs ergeben müßte, und daß der Dissoziationsvorgang Fe₃C = 3 Fe + C bei den Umsetzungen eine entscheidende Rolle spielt. Dies bedeutet eine Bestätigung der Ergebnisse von H. Schenck, nach denen eine Abhängigkeit des Gleichgewichts vom Kohlenstoffgehalt besteht. Weiterhin sind die Untersuchungen Phragmén's eine Stütze für Feststellungen von Herty, Vacher und Hamilton sowie Schenck gegenüber denen von Kinzel und Egan.

Hanns Wendrup.

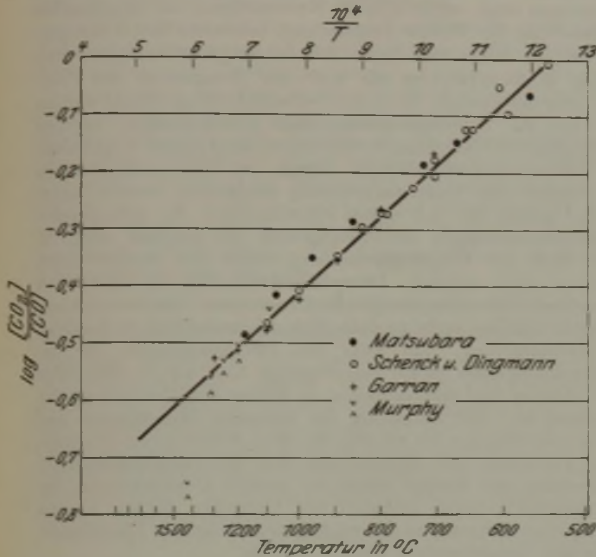


Abbildung 2. Gleichgewicht zwischen Fe, FeO, CO und CO₂.

eine Extrapolation zu höheren Temperaturen nicht ohne weiteres statthaft, da der Sauerstoffgehalt des flüssigen Eisenoxyduls sich ändert und die Schmelzwärme der Oxyd- und Metallphase nicht berücksichtigt werden kann. Phragmén nimmt deshalb die durch

Dämpfungsmessung und Werkstoffprüfung.

Am 30. Juli 1934 fand im Kaiser-Wilhelm-Institut für Eisenforschung zu Düsseldorf eine Aussprache über die Verfahren zur Bestimmung der Werkstoffdämpfung und deren Bedeutung für die Werkstoffprüfung statt. Zunächst berichtete M. Hempel, Düsseldorf, über

Werkstoffdämpfung und einige Verfahren zu ihrer Bestimmung.

Von den dynamischen Eigenschaften der Werkstoffe, die durch die verschiedensten Versuchsbedingungen, wie Beanspruchungsart, Prüffrequenz, Kaltverformung, Kerbwirkung, Korrosion, Temperatur u. ä., beeinflusst werden, sind besonders die Schwingungsfestigkeit und die Werkstoffdämpfung Gegenstand zahlreicher Untersuchungen.

1. Bestimmung der Dämpfung aus der eingeleiteten Energie.

Bei diesem Leistungsverfahren¹⁾ wird die vom Prüfstab verbrauchte Leistung als Unterschied der von der Maschine während des Schwingungsversuches verbrauchten Gesamtleistung und der Leerlaufleistung ermittelt; die letztgenannte als Reibungsarbeit verbrauchte Energie wird durch einen besonderen Eichversuch in Abhängigkeit von der Belastung bestimmt. Die Hysteresisleistung steigt zunächst nur wenig und annähernd verhältnismäßig mit der Belastung an, biegt dann aber in eine parabelförmige Kurve ab. E. Lehr¹⁾ schloß aus seinen Versuchen, daß „jedes Material an der Dauerbruchgrenze nur eine bestimmte, ihm eigentümliche Hysteresisarbeit je Kreisprozeß und Raumeinheit aufzunehmen vermag, ohne zu Bruch zu gehen“. Ebenso versuchte Lehr, die Dämpfungseigenschaften eines Werkstoffes durch eine einzige Maßzahl darzustellen, unter Ausschaltung der Prüfstabform und Beanspruchungsart (Gütezah der Hysteresisverluste H = Wattarbeit/wattlose Arbeit).

2. Bestimmung der Dämpfung aus der Erwärmung.

Der Grundgedanke dieses Meßverfahrens²⁾ liegt darin, daß die Dämpfungsarbeit hauptsächlich in der Meßstrecke des Ver-

¹⁾ E. Lehr: Dr.-Ing.-Diss. Techn. Hochschule Stuttgart (Darmstadt: L. Simon 1925); A. Busemann: Dr.-Ing.-Diss. Techn. Hochschule Braunschweig 1925; Ber. Werkstoffaussch. V.d. Eisenh. Nr. 60 (1925); O. Föppl, E. Becker und G. v. Heydekampf: Die Dauerprüfung der Werkstoffe hinsichtlich ihrer Schwingungsfestigkeit und Dämpfungsfähigkeit (Berlin: J. Springer 1929).

²⁾ E. Becker: Dr.-Ing.-Diss. Techn. Hochschule Braunschweig 1927; O. Föppl und G. Schaaf: Forschg. Ing.-Wes. Nr. 335 (1930).

suchsstabes geleistet wird. Es handelte sich also darum, die Temperatur an verschiedenen Stellen des Stabes gegenüber der Raumtemperatur zu messen und die Beziehung zwischen Temperatur und abfließender Wärme zu ermitteln. Hierbei kann man nur die mittlere, auf den Querschnitt bezogene Wärmemenge bestimmen, die je Volumeneinheit und Schwingung erzeugt wird. Die Temperaturmessung selbst wird im Anlaufversuch (geradliniger Temperaturanstieg, keine Wärmeabgabe an die Umgebung), im Beharrungszustand (Temperatur der Meßstrecke gleichbleibend) und im Auslaufversuch (Temperaturabnahme nach Stillsetzen der Maschine) gemessen. Die hieraus berechneten Dämpfungswerte nehmen zunächst einen geradlinigen Verlauf und biegen bei höheren Beanspruchungen parabelförmig ab. Ein Nachteil des Temperaturmeßverfahrens liegt darin, daß die Metalle mit erhöhter Temperatur ihre Festigkeitseigenschaften wesentlich ändern und daß Aluminium und ähnliche Leichtmetalle keinen Temperaturanstieg zeigen.

3. Bestimmung der Dämpfung mit Hilfe der Hysteresisschleife.

Die Hysteresisleistung wurde von L. Bairstow³⁾ bestimmt, indem er Prüfstäbe dem Schwingungsversuch mit verschieden hoher Belastung und Belastungsdauer unterwirft und anschließend durch Aufnahme der Kraft-Dehnungs-Kurve im statischen Versuch den Inhalt der Hysteresisschleife ermittelt. Bei den Versuchen von W. E. Dalby⁴⁾ wurde die Hysteresisschleife auf optischem Wege aufgezeichnet. Mit der Prüfanordnung der Firma C. Schenck⁵⁾, die ebenfalls die Hysteresisschleife optisch aufzeichnet, wurden von P. Ludwik und R. Scheu⁶⁾ bemerkenswerte Untersuchungen durchgeführt, die die Veränderungen der Dämpfung bei gleichbleibender Belastung in Abhängigkeit der Wechselzahlen des Dauerversuches und in Abhängigkeit verschiedener Belastungen und Wechselzahlen erkennen lassen. Auch bei gleichbleibender Stabtemperatur und Belastung ändert sich die Dämpfung der verschiedenen Werkstoffe noch mit der Lastwechselzahl ganz verschiedenartig. Aus diesem Grunde lehnen die Forscher auch die Bestimmung der Hysteresisleistung aus Temperaturmessungen durch den Anlauf- und Auslaufversuch ab. Die Ursachen der Dämpfungsänderungen werden von Ludwik

³⁾ Bull. Soc. Encour. Ind. nat. 1 (1910) S. 108/15.

⁴⁾ J. Inst. Met., London, 18 (1917) S. 6.

⁵⁾ W. Saran: Werkzeugmasch. 35 (1931) Nr. 15/16.

⁶⁾ Z. VDI 76 (1932) S. 683/85.

und Scheu auf die gegensätzlichen Einflüsse von Entfestigung und Verfestigung zurückgeführt.

4. Bestimmung der Dämpfung aus der Resonanzkurve.

Die Aufnahme einer Resonanzkurve geschieht in der Weise, daß der Antrieb eines mechanischen Systems (Umdrehungszahl, Schwingungszahl) in bestimmten Zeiträumen verändert wird und die hierbei auftretenden Schwingungsausschläge am mechanischen System gemessen werden⁷⁾. Bei der schaubildlichen Darstellung werden die Schwingungszahlen als Waagerechte und die Ausschläge bzw. Energien als Senkrechte aufgetragen, und die Breite der Resonanzkurven wird als Maß für die Dämpfung angesehen. Die Berechnung des logarithmischen Dämpfungskrements erfolgt nach einer bekannten Beziehung; das Verfahren versagt aber, sobald das mechanische System nichtharmonische Schwingungen⁸⁾ ausführt.

5. Bestimmung der Dämpfung nach dem Ausschwingverfahren⁹⁾.

Bei der schnellwechselnden Zug-Druck-Maschine¹⁰⁾ werden die Schwingungsausschläge nach dem Abschalten des elektrischen Stromes optisch aufgezeichnet. Aus den frei ausklingenden Schwingungsausschlägen wird in bekannter Weise das logarithmische Dämpfungskrement ermittelt und in Abhängigkeit von der Dehnungsweite oder der berechneten Spannung aufgetragen. Das Dekrement ist gleich dem Unterschied der Logarithmen zweier aufeinanderfolgender Schwingweitenseitelwerte. Die Umrechnung der Dekrementwerte in Dämpfungsarbeit ist lediglich eine Maßfrage. Die Messung des logarithmischen Dämpfungskrements nach dem Ausschwingverfahren geht folgendermaßen vor sich: Nach der Bestimmung der Dämpfung zu Versuchsbeginn wird der Werkstoff mit gleichbleibender Schwingweite belastet und die Änderungen der Dämpfung mit wachsender Lastwechselzahl durch häufige Messungen (Ausschwingversuche) verfolgt, bis keine Dämpfungsänderungen mehr auftreten. Die so erhaltene Dämpfungskurve wird als „beständige“ bezeichnet; sie gilt als Zeichen dafür, daß die eingestellte Beanspruchung unterhalb der Schwingungsfestigkeit liegt. Werden die beständigen Dämpfungskurven für verschiedene große Schwingungswerten unterhalb der Schwingungsfestigkeit aufgenommen, so erhält man den „Dämpfungsbereich“; die Größe der Dämpfung, die bei einer Belastung gleich der Schwingungsfestigkeit erhalten wird, wird als „Grenzdämpfung“ bezeichnet. Bei der Auswertung der Abklingkurven muß noch beachtet werden, daß die so ermittelte Dämpfung nicht die reine Werkstoffdämpfung darstellt, sondern durch die Zusatzdämpfung (Reibungsverluste oder abwandernde Energie) beeinflusst wird; diese muß deshalb durch Rechnung oder Sonderversuch bestimmt werden.

Auf den Unterschied in der Dämpfungsbestimmung aus den Hysteresisschleifen (unveränderliche Belastung) und Ausschwingkurven (unveränderliche Verformung) wurde besonders hingewiesen; bei dem Hysteresisversuch wird die Dämpfung nur für einen Belastungswert erhalten; das Ausschwingverfahren liefert durch eine einzige Filmaufnahme die Dämpfungsänderungen von der höchsten eingestellten bis zur kleinsten auswertbaren Schwingweite. Die Ergebnisse der Dämpfungsbestimmung nach diesen beiden Verfahren zeigen ferner, daß es nicht angängig ist, die Werkstoffdämpfung durch eine einzige Gütezahl wiederzugeben.

In den Schlußbemerkungen wurde noch kurz auf die Beziehung der Dämpfung zu anderen Werkstoffeigenschaften (Elastizitätsmodul, Kerbempfindlichkeit), ferner auf die Frequenzabhängigkeit der Dämpfung und die verschiedenen Ursachen der Dämpfungsänderungen eingegangen.

H. Kortum, Jena, berichtete über

Anwendung der Dämpfungsmessung bei der Werkstoffprüfung.

Die Ursache der Dämpfung ist im wesentlichen in der Plastizität zu suchen; diese bestimmt auch die Kerbempfindlichkeit maßgebend. Ein anderer Einfluß auf die Kerbempfindlichkeit ist die innere Kerbwirkung durch Einschlüsse oder Hohl-

räume (Gußeisen); dieser Einfluß ist in den Ausführungen von O. Föppel¹¹⁾ über das Verhältnis zwischen Werkstoffdämpfung und Kerbempfindlichkeit nicht beachtet worden. Es wird daher bei den einzelnen Werkstoffen zwischen Kerbempfindlichkeit und Werkstoffdämpfung nur eine von Werkstoff zu Werkstoff verschiedene Beziehung vorhanden sein. Da die Werkstoffdämpfung bei den meisten Werkstoffen große Abhängigkeit von den Prüfbedingungen zeigt, ergibt sich die Notwendigkeit der eingehenden Untersuchung der Werkstoffdämpfung, besonders ihre Abhängigkeit von der Höhe und Dauer der Schwingungsbeanspruchung.

Die Meßverfahren mit Hilfe der Temperatur des Prüfstabes oder der Energie, die in den Prüfstab hineingeschickt werden muß, um die Schwingungsausschläge gleichzuhalten, ergeben nur bei größeren Dämpfungswerten hinreichend genaue Ergebnisse. Das Temperaturmeßverfahren versagt zu Versuchsbeginn, da hier lediglich der Temperaturanstieg beobachtet werden kann. Da aber gerade bei den ersten Schwingungen die auftretenden Dämpfungsänderungen erfahrungsgemäß am größten sind, ist es mit Hilfe der Temperaturmessung durch den Anlaufversuch überhaupt nicht möglich, Dämpfungswerte, die der tatsächlich vorhandenen Dämpfung entsprechen, zu messen. Das Ausschwingverfahren dagegen ergibt zu jeder Zeit die tatsächlich vorhandene Werkstoffdämpfung, und zwar die Dämpfungswerte für die Höchstschwingweite bis zur Schwingweite Null, und es wird dabei um so genauer und empfindlicher, je kleiner der Absolutwert der Dämpfung ist. Die Erfassung der kleinsten Dämpfungen und ihrer Veränderungen ist wichtig bei dem weiter unten beschriebenen Verfahren zur Bestimmung der Schwingungsfestigkeit. Die Messung der Energie kann zur groben Überwachung der Dämpfungsänderungen während des Versuchs dienen, so daß Abklingbilder nur an den wichtigsten Stellen der Dämpfungsänderungen aufgenommen werden müssen.

Zur Darstellung des kennzeichnenden Verhaltens der Werkstoffdämpfung für die einzelnen Werkstoffe reichen zwei Kurvenbilder¹²⁾ aus, und zwar erstens die Darstellung der beständigen Dämpfungskurven für Laststufen bis zur Schwingungsfestigkeit und zweitens die Änderung der Grenzdämpfung in Abhängigkeit von der Lastwechselzahl. Die Gestalt dieser Kurven ist sehr mannigfaltig, und zwar sowohl der Dämpfungskurven an sich als auch der Änderungen der Dämpfung in Abhängigkeit von der Lastwechselzahl. Die Dämpfungskurven können im einzelnen geradlinig sein, einen Höchstwert oder einen Wendepunkt haben oder parabelförmig verlaufen.

Die Änderung der Grenzdämpfung mit der Lastwechselzahl zeigt bei den verschiedenen Werkstoffen vier verschiedene Arten, und zwar nimmt die Dämpfung mit steigender Lastwechselzahl entweder zu oder ab oder bleibt über einen Höchst- oder Tiefstwert der Dämpfung unveränderlich. Wenn man sich diese Verschiedenheit der Dämpfung vorstellt und bedenkt, daß andere Werkstoffeigenschaften ähnlichen Änderungen unterworfen sind, dann erkennt man die Notwendigkeit der Untersuchung dieser Werkstoffeigenschaft. Es werden dann einige Versuche über den Einfluß von Ruhepausen auf die Werkstoffdämpfung beschrieben. Diese haben gezeigt, daß, wenn die Dämpfung bereits unveränderlich geworden ist, eine Ruhepause meistens ein geringes Absinken der Dämpfung zur Folge hat, daß sie aber bei erneuter Belastung mit gleicher Schwingweite wie vorher sehr schnell wieder den beständigen Wert annimmt, ohne erneut die ursprüngliche Kurve der Dämpfungsänderungen mit der Lastwechselzahl zu durchlaufen.

Es hat sich als besondere Eigenschaft der Werkstoffdämpfung herausgestellt, daß sie bei der Dauerbelastung nur unveränderlich wird, wenn die Schwingweite unterhalb der Schwingungsfestigkeit bleibt. Diese Eigenschaft wird benutzt bei einem neuen Verfahren zur Bestimmung der Schwingungsfestigkeit¹²⁾, das gegenüber den bisher gebräuchlichen Verfahren einige Vorteile aufweist. Das Verfahren geht von der Überlegung aus, daß die festgestellten Dämpfungsänderungen durch Änderungen im Innern des Werkstoffes hervorgerufen werden. Solange diese Veränderungen auftreten, besteht die Möglichkeit eines Schwingungsbruches. Erst wenn die Dämpfungsänderungen zum Stillstand gekommen sind, schreiten auch die Änderungen im Werkstoff nicht weiter fort. Dann ist kein Schwingungsbruch mehr zu erwarten, wenn nur die Schwingungsbeanspruchung allein auf den Werkstoff ohne Oberflächeneinflüsse anderer Natur (chemische oder mechanische Abnutzung) einwirkt. Praktisch wird bei diesem Verfahren so vorgegangen, daß ein Prüfstab von kleinen Schwingweiten an belastet und bei jeder Laststufe das Unveränderlichwerden der Dämpfung beobachtet wird. Solange dies eintritt,

⁷⁾ W. Späth: Ing.-Arch. 2 (1932) S. 651/67; R. Hartmann-Kempf: Dissertation Würzburg 1902; D. Schenk: Dissertation Frankfurt a. M. 1934.

⁸⁾ H. Martin: Dissertation Jena 1925; G. Duffing: Erzwungene Schwingungen bei veränderlicher Eigenfrequenz (Braunschweig: F. Vieweg & Sohn 1918).

⁹⁾ E. Voigt: Z. techn. Physik 9 (1928) S. 321/37; H. Kortum: Dissertation Jena 1930; M. Hempel: Dissertation Jena 1930; E. Pertz: Dissertation Braunschweig 1927.

¹⁰⁾ E. Voigt und K. H. Christensen: Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforsch., Düsseld., 14 (1932) S. 151/67; vgl. Stahl u. Eisen 52 (1932) S. 1077/78.

¹¹⁾ Mitt. Wöhler-Inst., Braunschweig, Nr. 18 (1934).

¹²⁾ A. Esau und H. Kortum: Meßtechn. 10 (1934) S. 21/23; Z. VDI 77 (1933) S. 1133/35.

ist dadurch für die jeweilige Laststufe eindeutig bestätigt, daß diese Laststufe kleiner als die Schwingungsfestigkeit ist. Wenn der Schwingungsbruch einsetzt, wird dies dadurch sofort augenscheinlich, daß die Dämpfungsänderungen anstatt kleiner immer größer werden. Man kann also mit einem einzigen Prüfstab einen Wert für die Schwingungsfestigkeit ermitteln. Der Vorteil dieses Verfahrens liegt also in Stoffersparnis, die meistens auch von Ersparnis an Versuchszeit begleitet ist.

Der Einwand, daß durch dieses Verfahren die Schwingungsfestigkeit im trainierten Zustand bestimmt wird, bedeutet keine Herabsetzung des Verfahrens, sondern ist eher als ein Vorteil zu werten, da es mit Hilfe von ein oder zwei weiteren Prüfstäben, deren Prüfung in der Nähe der vorher bestimmten Schwingungsfestigkeit begonnen wird, möglich ist, die Trainierfähigkeit des betreffenden Werkstoffes gleich zahlenmäßig mit zu bestimmen. Die tiefere Kenntnis des Werkstoffes und eingehendere Beurteilung, die mit Hilfe des angegebenen Verfahrens ermöglicht werden, wurde durch Gegenüberstellung der Ergebnisse für zwei Werkstoffe (Nickel-Chrom- und Kohlenstoffstahl) in zwei Vergrößerungstufen veranschaulicht.

In einem Vortrag von O. Holtschmidt, Nürnberg, wurde **Die neue MAN-Drehschwingungsprüfmaschine und ihre Bedienung** eingehend behandelt. Nach einem kurzen Rückblick über die Entwicklung der Dreh- und Biegeschwingungsmaschine älterer Bauart, wobei die schwingenden Systeme im Takte ihrer Eigenschwingungszahl erregt und den Erregerstrom durch einen aufgesetzten Unterbrecher selbst steuerten, wurde kurz auf die Nachteile dieser Steuerungsart und die grundlegenden Voraussetzungen für die Entwicklung einer verbesserten Dauerprüfmaschine eingegangen.

Die Maschine (Abb. 1) selbst besteht im wesentlichen aus einem geschweißten Maschinenrahmen mit der aufgehängten Prüf-anordnung, dem Kastenuntersatz mit der darin untergebrachten elektrischen Ausrüstung und der Schreibfilmkammer, die auf einem parallelogrammförmig ausgebildeten Hebelsystem aufgesetzt ist. Die Maschine ist zur Durchführung von Dreh- und Biegeschwingungsversuchen eingerichtet, und zwar wird die Prüf-anordnung für Drehversuche in einer Kegelspitze und für Biegeversuche auf zwei Schneiden gelagert.

Die Prüf-anordnung besteht aus einer in der Höhenlage verstellbaren Grundplatte mit dem Magnetsystem, dem Einspannkopf und dem Prüfstab mit Anker. Der Prüfstab von 40 mm Dmr. und 32 mm Länge zwischen den Einspannenden wird bei den Drehversuchen im oberen Einspannkopf in eine geschlitzte kegelige Hülse eingezogen; der Anker wird mit dem Prüfstab auf die gleiche Weise verbunden. Das Magnetgehäuse wird mit einem zentralen Ansatz in einer Spurrille der Grundplatte geführt; der Stromanschluß des Magnetsystems erfolgt durch Federn und Stromschienen. Zur Vermeidung von zusätzlichen Biegeschwingungen ruht der untere Teil des Ankers in einer Spitzenlagerung. Der Prüfstab für Biegeversuche ist keilförmig ausgebildet und wird ebenfalls mit einer besonderen Spannvorrichtung im oberen Einspannkopf festgehalten; das freie Ende des Prüfstabes trägt den Anker. Die Magnete werden in die in der Grundplatte befindlichen Magnethalterbohrungen eingeschraubt; die Stromzuführung erfolgt gleichfalls durch Federn und Schienen.

Die Erregung des mechanischen Systems in seiner Eigenschwingungszahl (80 bis 120 Hz) erfolgt durch elektromagnetische Stöße, und zwar wird die Anordnung durch einen am Schwinganker befindlichen Unterbrecher mittelbar unter Zwischenschaltung eines Quecksilberstromrichters gesteuert. Aus diesem Grunde trägt der Drehschwingungsanker eine kleine Schließfeder nebst zwei Gegenschließern. Die Schließfeder liegt an dem positiven Pol der Stromquelle mit einer Spannung von rd. 60 V; im Ruhestand des Ankers, bei geöffnetem Schluß, liegt an den beiden Gittern der Quecksilberrohre eine negative Spannung von rd. 30 V. Die Spulen der Gleichstrommagnete befinden sich zwischen der Plusleitung des Gleichstromnetzes und den beiden Anoden des Stromrichters; der Minuspol des Netzes ist an die Kathode angeschlossen. Wird nun die Zündung der Quecksilberrohre betätigt und der Anker angestoßen (mittels eines durch einen kleinen Motor angetriebenen Polwenders), so kommt infolge der Massenträgheit die Schließfeder an einen Gegenschließer zur Anlage, und das eine Gitter bekommt eine positive Spannung von 30 V, wodurch der Stromfluß zwischen der einen Anode und der Kathode und somit die Magnetisierung der einen Erregerpule erfolgt. In der Schwingungsendlage löst sich die Feder vom Schließer und legt sich beim Weiterschwingen an den anderen an. Hierdurch ist der Stromfluß von der ersten Anode unterbrochen und der von der zweiten Anode geschaltet. Durch dieses Wechselspiel wird die Maschine in Resonanz mit

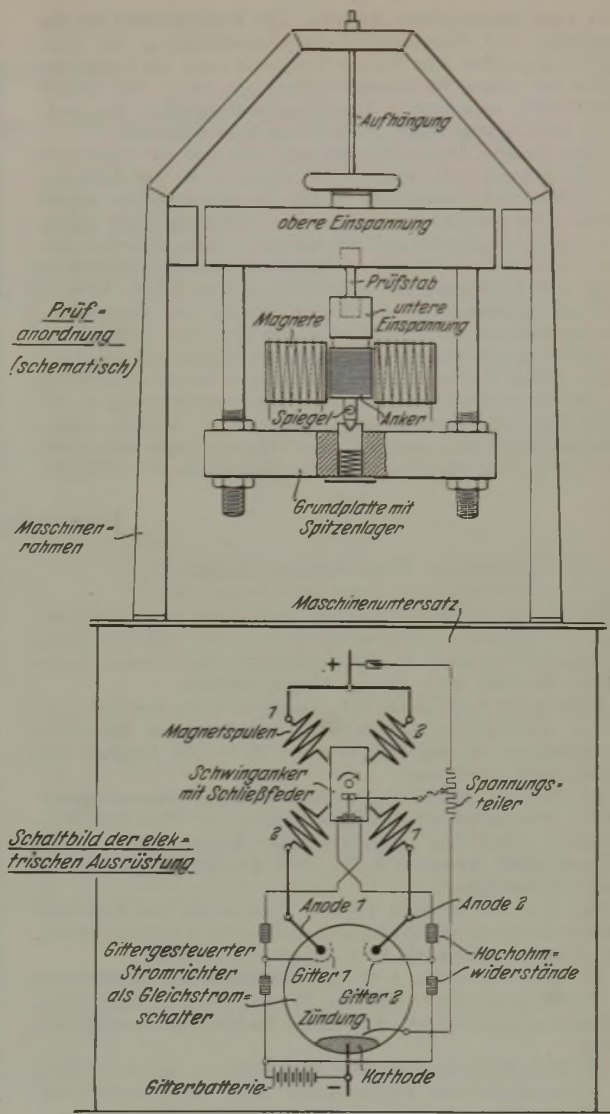


Abbildung 1. Drehschwingungsprüfmaschine der Bauart Maschinenfabrik Augsburg-Nürnberg.

dem mechanischen System erregt; eine Veränderung der Schlußflächen kann infolge der geringen Stromstärke von 10 mA nicht eintreten. Bei Bruchbeginn des Prüfstabes sinkt die Schwingungszahl des Stabes, und die Magnetstromstärke steigt an; ein Schließstrommesser tritt dann in Tätigkeit und schaltet über einen Auslöser die Prüfmaschine ab. Die Bestimmung der im Dauerversuch ertragenen Gesamtschwingungen erfolgt durch Ablesung der Schwingungszahl an einem elektrisch betätigten Schwingungsmesser und der Versuchszeit an einer in den Stromkreis eingeschalteten Uhr.

Die Messung der Prüfstabausschläge geschieht auf optischem Wege, und zwar wird bei den Dreh- und Biegeversuchen am Schwinganker ein Metallspiegel befestigt, der das Licht eines Spaltscheinwerfers auf einen Maßstab oder die Filmkammer wirft. Bei den Biegeversuchen macht sich hierbei noch das Zwischenschalten eines unter 45° zur Stabachse geneigten zweiten Spiegels in den Strahlengang nötig. Werden die Schwingungen nach Abschaltung der Stromstöße auf einen in der Kammer abrollenden Filmstreifen aufgezeichnet, so läßt sich das logarithmische Dämpfungsdreieck in Abhängigkeit von den Schwingungsausschlägen in bekannter Weise ermitteln. Eine größtmögliche Genauigkeit in der Dämpfungsbestimmung wird dadurch erreicht, daß es gelungen ist, die Zusatzdämpfung, wie Lagerreibung und Energieableitung durch Mitschwingen von Maschinenteilen und Fundament, auf einen Kleinstwert herabzusetzen.

In der sich an die Vorträge anschließenden Erörterung wurden zunächst noch zwei weitere Verfahren zur Dämpfungsbestimmung besprochen: Messung des Phasenverschiebungswinkels und Messung der Abklingzeit oder Klang-

dauer eines mechanischen Systems. Die Fehlergrenzen bei der Dämpfung- und Schwingungsfestigkeitsbestimmung, die Zeiterparnis gegenüber dem Wöhler-Verfahren sowie die Größe des Anteiles der reinen Werkstoffdämpfung gegenüber den schwer bestimmbareren zusätzlichen Dämpfungseinflußgrößen bei praktischen Schwingungsfragen wurden eingehend behandelt.

Eine lebhafte Aussprache entspann sich über die Ursachen der Dämpfungsänderungen. So wurde z. B. das Auftreten von Höchst- und Tiefstwerten in den Dämpfungskurven auf die gegeneinander wirkenden Einflüsse von verschwindender plastischer Ungleichmäßigkeit und zunehmendes Plastischwerden oder gar auf noch mehr Einflüsse, wie innere Spannungen, kristallines Gleiten und Zerrüttung der Kristallite, zurückgeführt. In einer schriftlich zugegangenen Äußerung wurden die Dämpfungsänderungen durch das Wechselspiel von Ent- und Verfestigung in Verbindung mit einer Streckgrenzenerniedrigung und -erhöhung erklärt. Ferner wurde in dieser Mitteilung noch auf die Möglichkeit, die Verfestigung während der Dauerbeanspruchung in Zusammenhang mit Ausscheidungsvorgängen zu bringen, hingewiesen und gleichzeitig angeregt, diese Vorgänge durch elektrische, magnetische und röntgenographische Messungen zu verfolgen.

In Fortsetzung der Aussprache wurde die weitere Untersuchung der Zusammenhänge zwischen Kerbempfindlichkeit und Dämpfungsfähigkeit als notwendig erachtet. Besonders unterstrichen wurde, daß mit der beständigen Dämpfung eine Werkstoffeigenschaft mit eindeutiger physikalischer Begriffsbestimmung gewonnen wird. Aus den bis jetzt vorliegenden Dämpfungsmessungen an Leichtmetallen ist hervorzuheben, daß die Dämpfungskurven im wesentlichen nur einen geradlinigen Verlauf zeigen. Der Einfluß des Gefügestandes auf die Schwingungsfestigkeit und Dämpfungsfähigkeit von Stählen und besonders die an einem Kohlenstoff- und Nickel-Chrom-Stahl in zwei Verfestigungsstufen gewonnenen Ergebnisse wurden eingehend besprochen.

In seinem Schlußwort betonte Professor Dr. F. Körber, daß die Vorträge und anschließende Aussprache gezeigt haben, daß die Dämpfung als Werkstoffeigenschaft unbedingt der weiteren Forschung unterzogen werden muß; allerdings ist die Entwicklung und die praktische Auswirkung hierbei heute noch nicht abzusehen. Die für den Betrieb durchgeführten Untersuchungen haben gezeigt, daß es schon jetzt möglich ist, wertvolle Erkenntnisse aus den Ergebnissen zu ziehen. *Max Hempel.*

Patentbericht.

Deutsche Patentanmeldungen¹⁾.

(Patentblatt Nr. 46 vom 15. November 1934.)

Kl. 10 a, Gr. 15, H 74.30 mit Zus.-Anm. H 91.30 und H 122.30; Zus. z. Pat. 587 035. Verfahren und Vorrichtung zum Verdichten des Brennstoffbesatzes in diskontinuierlich betriebenen Koks-füllöfen. Dr.-Ing. E. h. Gustav Hilger, Gleiwitz.

Kl. 18 a, Gr. 6/01, H 135 151. Verteiler für das Beschickungs-gut von Schachtöfen, Generatoren, schachtartigen Apparaten und Behältern. Hoesch-Köln-Neuessen A.-G. für Bergbau und Hüttenbetrieb, Dortmund.

Kl. 18 a, Gr. 14, St 90.30. Gitterwerk für Mehrzonenwind-erhitzer, insbesondere für Hochöfen. Stein- und Thon-Industrie-gesellschaft „Brohlthal“, Burgbrohl (Bez. Koblenz), Frau Jenny Pohl, geb. Hohl, Rhöndorf a. Rh., und Dr.-Ing. Alfred Schack, Düsseldorf-Oberkassel.

Kl. 18 a, Gr. 18/05, K 118.30. Vorrichtung und Verfahren zur Herstellung von Metallschwamm, insbesondere Eisenschwamm. Fried. Krupp Grusonwerk A.-G., Magdeburg-Buckau.

Kl. 18 c, Gr. 11/10, A 67 256. Verfahren und Vorrichtung zur Übertragung eines Teils der Wärme des geglühten Gutes auf das zu glühende Gut. Allgemeine Elektrizitäts-Gesellschaft, Berlin.

Kl. 18 d, Gr. 2/40, F 67 483. Stahllegierung zur Herstellung von korrosions sichereren Gegenständen durch Kaltverarbeitung. Thos. Firth & Sons Limited, Sheffield, Yorkshire (England).

Kl. 18 d, Gr. 2/40, G 87 273. Stahl für Gegenstände, die gegen geschmolzenes Zink widerstandsfähig sein sollen. Dr.-Ing. Heribert Grubitsch, Graz (Steiermark).

Kl. 19 c, Gr. 6/20, Sch 95 725. Straßendecke aus Stahlrosten. Studiengesellschaft für den Bau von Stahlstraßen, m. b. H., Düsseldorf.

Kl. 31 c, Gr. 18/01, D 67 763. Verfahren zur Herstellung von Gußstücken in Schleuderkokillen. Deutsche Eisenwerke A.-G., Mülheim a. d. Ruhr.

Deutsche Reichspatente.

Kl. 7 a, Gr. 19, Nr. 551 019, vom 13. Oktober 1929; ausgegeben am 11. September 1934. Heraeus-Vacuumschmelze A.-G. und Dr. Wilhelm Rohn in Hanau a. M. Sechswalzenwalzwerk.

Die Arbeitswalzen bestehen aus zapfenlosen hohlzylindrischen Rollen, deren Innenbohrung nicht genau bearbeitet zu werden braucht, die vollständig lose auf besonderen Antriebsachsen sitzen und mit diesen durch eine beliebige Mitnehmereinrichtung verbunden werden.

Kl. 12 e, Gr. 5, Nr. 562 891, vom 1. April 1930; ausgegeben am 28. August 1934. Siemens-Schuckertwerke A.-G. in Berlin-Siemensstadt (Erfinder: Dipl.-Ing. Richard Heinrich in Berlin-Südende). Verfahren zur mehrstufigen elektrischen Reinigung von trockenen Gasen.

Bei der Reinigung von trockenen Gasen mit schlechtleitenden Schwebeteilchen, bei der die verschiedenen Stufen mit Strömen

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

verschiedener Frequenz gespeist werden, wird die erste Reinigungsstufe mit Gleichstrom von niedrigerer Pulsation (z. B. 25 bis 50 Stößen je Sekunde), als die nachfolgenden Stufen gespeist, die einen Strom von über 50 Stößen je Sekunde erhalten. Die letzten Felder werden wieder mit pulsierendem Gleichstrom niedrigerer Stoßzahl gespeist.

Kl. 31 c, Gr. 18, Nr. 599 323, vom 11. November 1932; ausgegeben am 29. Juni 1934. Dipl.-Ing. Hermann Kellermann in Düsseldorf. Verfahren und Form zum Herstellen von Schleudergußkörpern.

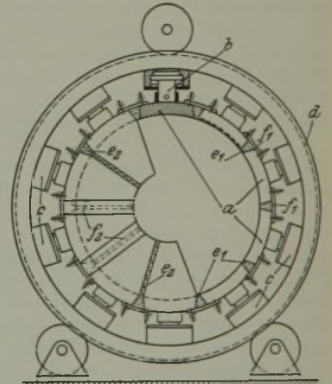
Die die Form bildenden Segmente a können während des Erstarrens durch Druckkolben b radial verschoben werden; die Verschiebung setzt beim Beginn des Schrumpfvorganges oder vorher ein und ist gleich oder größer als das Schrumpfmaß des Gußstückes. Die Druckzylinder c sind auf der Innenseite von Rahmen d angebracht, die zweckmäßig miteinander in starrer Verbindung stehen und deren Außenfläche als Lauf- oder Antriebsfläche der Form dienen kann. Zwischen den Segmenten liegt ein nachgiebiger Dichtungstoff e₁ und e₂, z. B. Asbestwolle, der eine Radialverschiebung der Segmente nach der Schleudergußachse hin auch während des Schleuderns zuläßt. Die Räume zwischen den Segmenten werden durch Laschen f₁, f₂ überbrückt, die die Radialverschiebung der Segmente zulassen.

Kl. 40 b, Gr. 17, Nr. 599 489, vom 20. Januar 1931; ausgegeben am 3. Juli 1934. Poldihütte in Prag. (Erfinder: Adolf Richter in Kladno, Tschechoslowakische Republik.) Hartlegierung.

Die Legierung für Schneidwerkzeuge enthält: 22 bis 37 % Cr, 17 bis 27 % W, 1 bis 20 % V, 2,4 bis 7 % C, 0 bis 8 % Fe, Rest Kobalt, wobei mit steigendem Vanadengehalt auch der Kohlenstoffgehalt ansteigt, während der Kobaltgehalt fallen kann. Der 17 % übersteigende Wolframgehalt kann durch Molybdän bis zu 10 % ersetzt werden.

Kl. 80 b, Gr. 8, Nr. 599 679, vom 2. November 1933; ausgegeben am 7. Juli 1934. Zusatz zum Patent 589 959 [vgl. Stahl und Eisen 54 (1934) S. 401]. Dr. C. Otto & Comp., G. m. b. H., in Bochum. Verfahren zur Herstellung hochfeuerfester Steine.

Hierzu wird eine pulverförmige Grundmasse verwendet, die etwa 50 Gewichtsprozent des Steines ausmacht, deren Korngröße unter 0,1 mm liegt und die durch Mischung eines im wesentlichen aus Tonerde bestehenden Stoffes, wie Korundstaub, mit im wesentlichen aus Kieselsäure bestehenden Stoffen, wie Quarzit- oder Silbersandstaub, gebildet wird, wobei die Kieselsäure 10 bis 30 Gewichtsprozent der pulverförmigen Grundmasse ausmacht. Für das ebenfalls etwa 50 % des Steines bildende Grobkorn werden an Stelle von Korund als Rohstoff andere beim Herstellen von Schamottesteinen und feuerfesten Sondersteinen übliche Magerungsmittel benutzt; als Bindemittel wird Kalk verwendet.



Statistisches.

Die Rohstahlgewinnung des Deutschen Reiches im Oktober 1934¹⁾. — In Tonnen zu 1000 kg.

Bezirke	Robblöcke					Stahlguß			Insgesamt		
	Thomasstahl-	Bessemerstahl-	basische Siemens-Martin-Stahl-	saurer Siemens-Martin-Stahl-	Tiegel- und Elektro-stahl-	Schweißstahl- (Schweiß-eisen-)	basischer	saurer	Tiegel- und Elektro-	Oktober 1934	September 1934
Oktober 1934: 27 Arbeitstage, September 1934: 25 Arbeitstage											
Rheinland-Westfalen . . .	392 829	—	461 475 ²⁾	10 949	14 888	—	11 234	5 624	1 477	896 510	759 329
Sieg-, Lahn-, Dillgebiet u. Oberhessen	—	—	28 999	—	—	—	265	597	—	30 196	27 991
Schlesien	—	—	94 033	—	1 448	—	3 265	—	—	147 141	129 422
Nord-, Ost- u. Mitteldeu- schland	66 042	—	31 816	—	—	—	1 214	733	1 597	35 298	34 039
Land Sachsen											
Süddeutschland u. Bayrische Rheinpalz	—	—	5 719	—	—	—	795	—	—	26 695	25 077
Insgesamt: Oktober 1934 .	458 871	—	622 032	10 949	16 336	—	16 773	7 895	3 074	1 135 840	—
davon geschätzt	—	—	—	—	85	—	570	1 110	570	2 335	—
Insgesamt: September 1934 .	379 028	—	649 158	8 671	15 326	—	13 938	6 785	2 952	—	975 858
davon geschätzt	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
Durchschnittliche arbeitstägliche Gewinnung										42 068	39 034
Januar bis Oktober ²⁾ 1934: 255 Arbeitstage, 1933: 254 Arbeitstage											
Rheinland-Westfalen . . .	3 105 311	—	4 232 484 ²⁾	94 518	126 449	—	97 069	50 907	10 783	7 713 059	4 893 552
Sieg-, Lahn-, Dillgebiet u. Oberhessen	—	—	264 760	—	—	—	2 317	5 574	—	273 462	206 594
Schlesien	—	—	835 509	—	12 708	—	25 566	—	—	1 205 084	670 114
Nord-, Ost- u. Mitteldeu- schland	499 268	—	399 630	—	—	—	7 939	6 820	14 876	324 635	209 323
Land Sachsen											
Süddeutschland u. Bayrische Rheinpalz	—	—	51 424	—	—	—	7 449	8 905	—	244 016	151 254
Insgesamt: Jan./Okt. 1934 .	3 604 579	—	5 683 797	94 518	139 157	—	140 340	72 206	25 651	9 760 256	—
davon geschätzt	—	—	—	—	85	—	570	1 110	570	2 335	—
Insgesamt: Jan./Okt. 1933 .	2 083 476	—	3 747 138	49 032	97 044	—	95 049	43 413	14 685	—	6 129 837
davon geschätzt	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
Durchschnittliche arbeitstägliche Gewinnung										38 276	24 133

¹⁾ Nach den Ermittlungen des Vereins Deutscher Eisen- und Stahl-Industrieller. — ²⁾ Unter Berücksichtigung der Berichtigungen für Januar bis September 1934 (einschließlich). — ³⁾ Einschließlich Nord-, Ost- und Mittelddeutschland und Sachsen.

Großbritanniens Roheisen- und Stahlerzeugung im Oktober 1934.

1934	Roheisen 1000 t zu 1000 kg					Am Ende des Monats in Betrieb befindliche Hochofen	Robblöcke und Stahlguß 1000 t zu 1000 kg				Herstellung an Schweißstahl 1000 t	
	Hämatit-	ba- sisches	Gießerei-	Puddel-	zusammen einschl. sonstiges		Siemens-Martin-		son- stiges	zu- sammen		darunter Stahlguß
							saurer	basisch				
Januar	105,8	234,4	91,1	8,7	448,4	85	138,1	544,1	40,2	722,4	13,3	17,5
Februar	98,3	220,4	90,1	5,6	421,0	90	146,7	535,8	36,3	718,8	13,8	16,2
März	129,1	257,4	107,3	7,1	511,7	95	165,0	643,8	39,0	847,8	15,8	19,1
April	133,6	247,1	99,8	9,9	504,2	98	147,1	545,2	36,0	728,3	14,3	14,4
Mai	135,4	268,6	106,4	9,1	536,3	101	156,8	595,9	39,8	792,5	16,1	16,5
Juni	137,7	249,7	113,3	10,1	523,1	100	147,3	582,7	39,6	769,6	16,5	16,7
Juli	135,3	263,9	115,1	8,8	536,7	99	138,1	551,5	40,1	729,7	15,5	15,6
August	136,1	244,3	110,3	10,0	511,4	87	126,6	510,5	40,6	677,7	14,5	16,2
September	131,5	249,6	108,6	10,8	508,3	98	144,0	571,9	30,6	746,5	15,5	—
Oktober	133,8	271,5	114,3	7,4	535,5	97	—	—	—	825,0	—	—

Herstellung an Fertigerzeugnissen aus Fluß- und Schweißstahl in Großbritannien im August 1934¹⁾.

	Juli 1934 ²⁾		August 1934	
	zu 1000 kg			
Flußstahl:				
Schmiedestücke	17,6	14,5		
Kesselbleche	6,7	7,4		
Grobbleche, 3,2 mm und darüber	67,4	72,2		
Feinbleche unter 3,2 mm, nicht verzinkt	44,2	43,5		
Weiß-, Matt- und Schwarzbleche	65,7	60,9		
Verzinkte Bleche	25,3	23,3		
Schienen von 24,8 kg je lfd. m und darüber	35,1	27,1		
Schienen unter 24,8 kg je lfd. m	2,6	2,8		
Rillenschienen für Straßenbahnen	5,2	3,0		
Schwellen und Laschen	4,2	4,6		
Formeisen, Träger, Stabeisen usw.	173,6	168,8		
Walzdraht	28,9	32,3		
Bandeisen und Röhrenstreifen, warmgewalzt	38,5	32,5		
Blankgewalzte Stahlstreifen	7,4	7,1		
Federstahl	5,3	6,2		
Schweißstahl:				
Stabeisen, Formeisen usw.	10,1	10,3		
Bandeisen und Streifen für Röhren usw.	2,7	3,0		
Grob- und Feinbleche und sonstige Erzeugnisse aus Schweißstahl	—	—		

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

Aus der schwedischen Eisenindustrie.

An Halb- und Fertigwaren wurden im Jahre 1933¹⁾, verglichen mit dem Vorjahre, hergestellt:

	1932	1933
Stabeisen und Stabstahl	100 648	132 468
Stabeisenabfälle und Schrott	141 725	166 702
Vorgewalzte Blöcke, Knüppel usw.	361 551	424 036
Rohrluppen	39 199	56 174
Winkelisen, Träger usw., Radreifen	20 687	24 147
Risenlahnschienen	12 785	8 622
Laschen und Unterlagsplatten	2 813	4 033
Achsen	784	733
Band- und anderes Feineisen	54 446	76 163
Walzdraht	83 617	90 441
Röhren	48 856	56 466
Grob- und Mittelbleche	15 999	21 919
Feinbleche	47 530	65 299

An Betriebsvorrichtungen waren vorhanden:

Lancashire-Frischfeuer	47	Siemens-Martin-Oefen, basisch	31
Wallonische Frischfeuer	3	Tiegelöfen	2
Sonstige Frischfeuer	5	Elektrostahlöfen	—
Bessemer-Birnen	5	1. Lichtbogenöfen	31
Thomas-Birnen	4	2. Induktionsöfen	7
Siemens-Martin-Oefen, sauer	27		

In der Eisenindustrie wurden insgesamt 25 426 (24 613) Arbeiter beschäftigt.

¹⁾ Sveriges Officiella Statistik, Bergshantering 1933. — Vgl. Stahl u. Eisen 54 (1934) S. 697/98.

Wirtschaftliche Rundschau.

Aus dem Siegerländer Erzbergbau. — Im Siegerländer Bergbau stieg im Oktober die Förderung gegenüber dem Vormonat um 8111 t auf 135 351 t und der Absatz um 5521 t auf 129 160 t. Die Belegschaft erreichte 5474 Mann.

Die Lage des deutschen Maschinenbaues im Oktober 1934. — Die seit einer Reihe von Monaten anhaltende rege Anfragetätigkeit der Inlandskundschaft erfuhr im Oktober, u. a. auch infolge des bevorstehenden Fristablaufs für den Einkauf steuerbegünstigter Ersatzanlagen, eine weitere Steigerung. Erfreulich war, daß in diesem Monat auch das Ausland in stärkerem Umfange als bisher mit Anfragen auftrat.

Der Auftrageingang aus dem Inland nahm weiter zu, während er im Auslandsgeschäft unverändert war.

In den meisten Zweigen des Maschinenbaues konnten im Oktober Neueinstellungen vorgenommen werden. Die durchschnittliche Wochenarbeitszeit nahm nicht mehr zu. Der Beschäftigungsgrad der Maschinenindustrie stieg im Laufe des Monats infolge der Vermehrung der Gefolgschaft auf etwas über 60 % der Normalbeschäftigung.

Gutehoffnungshütte Oberhausen, Aktiengesellschaft, zu Oberhausen. — Nachdem im ersten Halbjahr 1933 schon Anzeichen einer Besserung der Wirtschaftslage festzustellen waren, führte das Geschäftsjahr 1933/34 zu einer weiteren kräftigen Erholung der Gesamtwirtschaft, die sich in einem starken Ansteigen der Eisen- und Stahlerzeugung ausdrückte. Der erhöhte Beschäftigungsgrad gestattete der Gesellschaft gegenüber dem Vorjahre eine günstigere Ausnutzung der Hüttenwerksanlagen. Auch konnte eine große Zahl von Gefolgschaftsmitgliedern wieder in die Arbeit eingegliedert werden. In den Stahl- und Walzwerken waren Betriebsstillstände von längerer Dauer nicht mehr erforderlich. Feierschichten waren zwar nicht zu vermeiden, doch konnten sie trotz starker Vermehrung der Arbeitskräfte an Zahl weitgehend eingeschränkt werden. Infolge der erhöhten Nachfrage nach Siemens-Martin-Stahl und Erzeugnissen daraus mußte das Siemens-Martin-Werk I, das im März 1931 wegen Mangels an Aufträgen stillgesetzt wurde, am 4. Mai 1934 mit zwei Oefen wieder in Betrieb genommen werden. Im Laufe des Geschäftsjahres wurden einige schon länger geplante Anlageerweiterungen in den Hüttenwerken endgültig beschlossen und zum Teil schon begonnen. Auf dem Walzwerk Neu-Oberhausen ist der Ausbau der Grubenschienenstraße und Stabstraße im Gange und wird im Laufe des Geschäftsjahres 1934/35 durchgeführt werden. Das Blockwalzwerk wird mit einem Nachwärmofen ausgerüstet, der die Möglichkeit gibt, eine Reihe kleinerer Profile auf der 750er Straße auszuwalzen. Im Walzwerk Oberhausen ist der Umbau der Blechstraßen und deren Ausstattung mit neuzeitlichen Wärm- und Glühöfen in Angriff genommen.

Die Förder- und Herstellungszahlen des Kohlenbergbaues sind zwar noch weit entfernt von denen früherer Jahre, immerhin brachten sie im Vergleich zum Vorjahre jedoch eine erheblich bessere Auswertung der Zechenanlagen, so daß nicht nur die alte Belegschaft besser beschäftigt, sondern auch Neueinstellungen vorgenommen werden konnten. Der Bedarf der eigenen Werke und der angeschlossenen Gesellschaften war im Vorjahre so tief gesunken, daß die Ausnutzung der Verbrauchsbeteiligung noch unter derjenigen der Verkaufsbeteiligung im Kohlensyndikat lag. Im Berichtsjahre war das Verhältnis dank der besseren Beschäftigung der Werke wieder umgekehrt. Die Beschäftigung im Kohlensyndikat betrug in der Berichtszeit im Mittel 41,4 % der Verkaufsbeteiligungen für Kohlen und war damit 10 % höher als im Vorjahre. Der Koksabsatz lag mit 23,6 % der Koksverkaufsbeteiligung 12 % über dem vorjährigen, während die Brikettverkaufsbeteiligungen mit 21,7 % etwa 8 % schlechter als im Vorjahre ausgenutzt waren. Trotz dem gebesserten Absatz hielt der scharfe Wettbewerb der Stein- und Braunkohlenbezirke im Inlande unvermindert an. Das Auslandsgeschäft lag und liegt im Kohlenbergbau schwieriger denn je. Trotzdem ist es dem Kohlensyndikat, allerdings unter schweren Opfern, gelungen, die Ausfuhr in unverminderter Höhe aufrechtzuerhalten. Die Erlöse erfuhr im Berichtsjahre einen weiteren empfindlichen Rückgang. Das Bestreben, eine möglichst große Zahl von Arbeitslosen wieder einzustellen, führte im Einvernehmen mit dem Treuhänder der Arbeit dazu, trotz steigender Förderung während des größten Teils des Geschäftsjahres die Zahl der Fördertage auf den Kohlenzechen zu beschränken. Sie betrug im Monatsdurchschnitt auf den Oberhausener Zechen 22,6 und auf Zeche Ludwig 19,7.

Das Berichtsjahr war für die in der Abteilung Sterkrade zusammengefaßten weiterverarbeitenden Betriebe durch eine nennenswerte Aufwärtsentwicklung gekennzeichnet, die ihren Ausdruck in einer starken Vermehrung der Gefolgschaft und ge-

steigertem Umsatz fand. Die verrechneten Lieferungen haben sich gegenüber dem Vorjahre verdoppelt. Einige namhafte Aufträge aus dem Auslande konnten gebucht werden. Der Umsatz der Abteilung Düsseldorf stieg wertmäßig etwa um 16 %, was in der Hauptsache auf die mengenmäßige Steigerung der gesamten Erzeugung zurückzuführen ist. Die Preise der Erzeugnisse haben sich im allgemeinen nicht gebessert. Bei der Abteilung Gelsenkirchen hat sich der Gesamtumsatz erhöht. Im Inlande ist gegenüber dem Vorjahre eine wert- und mengenmäßige Steigerung zu verzeichnen. Im Auslandsgeschäft waren die Preise verlustbringend, der Umsatz ist daher nur der Menge nach gestiegen, wertmäßig aber in ungefährer Höhe des Vorjahres geblieben. Die Beschäftigung der Nietenfabrik in Schwerte hat sich seit Anfang 1934 wesentlich gebessert. Neben einem verstärkten Inlandsabsatz wurde auch eine Erhöhung der Ausfuhr erzielt. Trotz einer allgemeinen Aufbesserung der Inlandspreise ließen die erzielbaren Durchschnittserlöse zu wünschen übrig.

Ueber die Förderung und Erzeugung sowie einige andere bemerkenswerte Betriebsergebnisse entnehmen wir dem Bericht, der wieder durch eine Reihe schaubildlicher Darstellungen wirkungsvoll ergänzt wird, die folgende Zusammenstellung:

	1932/33	1933/34	1933/34 gegen 1932/33	
			±	%
	t	t	t	%
Kohlen	2 157 287	2 574 783	+ 417 496	19,35
Koks	420 174	583 580	+ 163 406	38,89
Eisenerze	65 549	71 677	+ 6 128	9,35
Roheisen	258 167	451 117	+ 192 950	74,74
Rohstahl	338 538	570 117	+ 231 579	68,41
Walzwerkserzeugnisse	247 330	421 930	+ 174 600	70,59
Maschinen, Dampfkessel, Brücken, Gußwaren usw. (Abt. Sterkrade)	29 525	50 277	+ 20 752	70,29
Maschinen, Guß-, Stahlguß- und Schmiedestücke (Abt. Düsseldorf)	25 849	23 822	- 2 027	7,84
Draht und Drahtwaren (Abt. Gelsenkirchen)	32 775	43 849	+ 11 074	33,79
Nieten (Abt. Schwerte)	2 296	4 786	+ 2 490	108,45
Kalksteine	53 632	77 351	+ 23 719	44,23
Dolomit	18 586	35 062	+ 16 476	88,65
Ziegelsteine	7 173 440	6 520 600	- 652 840	9,10
Thomasmehl	63 871 t	90 537 t	+ 26 666 t	41,75
Elektrische Stromerzeugung	104 795 911 kWh	133 455 996 kWh	+ 28 660 085 kWh	27,35
Zahl der am Schluß eines jeden Geschäftsjahres beschäftigten Arbeiter und Beamten	16 197	19 671	+ 3 474	21,45
Gezahlte Löhne und Gehälter	31 139 795 RM	37 783 986 RM	+ 6 644 191 RM	21,34
Gezahlte Steuern	4 135 177	5 102 686	+ 967 509	23,40
Beiträge für Wohlfahrtszwecke	4 961 180	5 854 167	+ 892 987	18,00
Warenumschlag	74 604 644	105 336 352	+ 30 731 708	41,19
Gewinn	247 321	3 251 914		

Ueber die der

Gutehoffnungshütte, Aktienverein für Bergbau und Hüttenbetrieb, zu Nürnberg

nahestehenden Unternehmungen ist folgendes zu berichten:

Die Maschinenfabrik Augsburg-Nürnberg A.-G. hat im Geschäftsjahr 1933/34 an der eingetretenen Belebung des Inlandsmarktes teilgenommen. Im Auslandsgeschäft machten sich Schwierigkeiten in verstärktem Umfange geltend. Das Jahresergebnis hat sich insgesamt gegenüber dem Vorjahre zwar gebessert, doch bleibt auch das Geschäftsjahr 1933/34 dividendenlos. Die Schloemann A.-G. in Düsseldorf hat auch in dem am 31. Dezember 1933 abgeschlossenen Geschäftsjahr mit gutem Erfolg gearbeitet und 20 % Gewinn verteilt. Es ist der Gesellschaft gelungen, für den Ausfall von Rußlandaufträgen Bestellungen aus westeuropäischen Ländern, besonders aus England, hereinzuholen und auch größere Aufträge aus den Vereinigten Staaten nach Wiederbelebung der dortigen Bautätigkeit zu erhalten. Es konnte somit ein ansehnlicher Auftragsbestand in das Geschäftsjahr 1934 übernommen werden, der sich durch weitere Bestellungen im Laufe dieses Jahres erhöht hat; erfreulicherweise konnte der Anteil der Aufträge aus dem Ausland auf der früheren Höhe gehalten werden. Die Maschinenfabrik Eßlingen A.-G. in Eßlingen konnte ihren Umsatz gegenüber dem Vorjahre um etwa 50 % steigern; allerdings waren die Verkaufspreise größtenteils nach wie vor stark gedrückt. Das am 31. Dezember 1933 abgelaufene Geschäftsjahr schloß mit einem Gewinn von rd. 106 000 RM. Die Deutsche Werft A.-G. in Hamburg konnte bei leichter Steigerung ihres Umsatzes im Geschäftsjahr

1933 einen Gewinn erzielen, der nach Abzug des Verlustvortrages aus dem Vorjahre mit rd. 216 000 *RM* auf neue Rechnung vorgetragen worden ist. Das Reparaturgeschäft blieb trotz mengenmäßiger Steigerung, insbesondere infolge des Auslandswettbewerbes, im Ergebnis unbefriedigend; der Umsatz an Sondererzeugnissen hielt sich auf der Höhe des Vorjahres. Das Osnabrücker Kupfer- und Drahtwerk A.-G. in Osnabrück hat im abgelaufenen Geschäftsjahre befriedigend gearbeitet. Die insgesamt erzielten Ueberschüsse ermöglichen die Deckung des vorjährigen Verlustvortrages, die Wiederauffüllung der gesetzlichen Rücklage und die Zahlung eines bescheidenen Gewinnausteils. Das Eisenwerk Nürnberg A.-G. vorm. J. Tafel & Co. in Nürnberg hat im abgelaufenen Geschäftsjahre weiterhin befriedigend gearbeitet und wird einen Gewinn von 4 % ausschütten. Die unbefriedigende Beschäftigung der Zahnradfabrik Augsburg vorm. Joh. Renk (Akt.-Ges.) in Augsburg setzte sich in der ersten Hälfte des Geschäftsjahres fort. In der zweiten Hälfte trat eine Besserung ein. Der Auftragsbestand war am Ende des Geschäftsjahres doppelt so hoch als im Vorjahre. Bei der Firma Haniel & Lueg, G. m. b. H., in Düsseldorf-Grafenberg haben sich die Hoffnungen auf weitere Besserung im vergangenen Geschäftsjahre erfüllt. Erstmals nach dem Kriege waren sämtliche Abteilungen gut beschäftigt; es konnten nennenswerte Neueinstellungen vorgenommen werden. Durch umfangreiche Neubeschaffungen wurden die Betriebsverbesserungen der Bohr- und Schachtbauabteilung fortgeführt. Erwähnenswert sind zahlreiche, trotz allen Schwierigkeiten auf dem Auslandsmarkt erzielte Erfolge. Auch für das kommende Geschäftsjahr kann mit einer nicht unbefriedigenden Beschäftigung gerechnet werden. Die Geschäftslage der Schwäbischen Hüttenwerke G. m. b. H. in Wasseraffingen hat sich im letzten Jahre im allgemeinen befriedigend entwickelt. Der Umsatz ist um 46,5 % höher als im Vorjahre. Das Geschäftsjahr hat ohne Verlust abgeschlossen. Die Degendorfer Werft und Eisenbau-Gesellschaft m. b. H. in Degendorf an der Donau war in dem am 31. Dezember endenden Geschäftsjahr durchweg sehr gut, insbesondere mit Auslandsaufträgen beschäftigt und hat mit gutem Ergebnis abgeschlossen. Die Fritz Neumeyer A.-G. in Nürnberg verteilte für das Geschäftsjahr 1933 einen Gewinn von 8 %. Bei der Ferrostaal A.-G. in Essen ist im Rumpfgeschäftsjahr vom 1. April 1933 bis 31. Dezember 1933 der Umsatz erheblich besser geworden. Die Ergebnisse im Inlandsge-

schäft sind zufriedenstellend, während das Auslandsgeschäft unter den bekannten ungünstigen Umständen leidet. Das Ergebnis bei der Fränkischen Eisenhandlungsgesellschaft m. b. H. in Nürnberg wird wieder die Verteilung einer angemessenen Gewinnausschüttung rechtfertigen. Die Franz Haniel & Cie. G. m. b. H. in Duisburg-Ruhrort hat auch im Berichtsjahr zufriedenstellend gearbeitet, trotz den großen Schwierigkeiten, die sich der Kohlenausfuhr entgegenstellten. Das Seeschiffahrtsgeschäft litt unter dem Wettbewerb der durch Herabwertung ihrer Währung begünstigten Länder.

Ueber den Abschluß der Gutehoffnungshütte, Aktienverein für Bergbau und Hüttenbetrieb, Nürnberg, und der Gutehoffnungshütte Oberhausen unterrichtet nachstehende Zusammenstellung.

	Geschäftsjahr		
	1. 7. 31 bis 30. 6. 32 <i>RM</i>	1. 7. 32 bis 30. 6. 33 <i>RM</i>	1. 7. 33 bis 30. 6. 34 <i>RM</i>
Gutehoffnungshütte Nürnberg:			
Aktienkapital	80 000 000	80 000 000	80 000 000
Vortrag aus dem Vorjahre . .	²⁾ 802 667	—	—
Betriebsgewinn einschl. des Gewinnes der G.-H.-H. Ober- hausen	¹⁾ 2 410 325	³⁾ 6 307 572	6 426 472
Aufwendungen für Gehälter, Ab- schreibungen, Zinsen, Steuern osw.	5 607 658	6 307 572	3 806 884
Ueberschuß	⁴⁾ 4 000 000	—	2 619 588
Gewinnausteil	—	—	2 400 000
Gewinnausteil %	—	—	3
Vortrag auf neue Rechnung .	—	—	219 588
Gutehoffnungshütte Ober- hausen:			
Aktienkapital	60 000 000	60 000 000	60 000 000
Betriebsgewinn nach Abzug der allgem. Unkosten	⁵⁾ 2 696 656	58 779 622	⁶⁾ 76 556 847
Aufwendungen	3 131 390	58 532 301	73 304 932
Ueberschuß	⁷⁾ 5 828 046	247 321	3 251 914

¹⁾ Nach Abzug des Verlustes der Gutehoffnungshütte Oberhausen. — ²⁾ Verlust. — ³⁾ Verlust; wird durch Auflösung der Rücklage gedeckt. — ⁴⁾ Verlust; hiervon werden 2 228 046 *RM* von der Gutehoffnungshütte Nürnberg übernommen und 3 600 000 *RM* aus der Rücklage gedeckt. — ⁵⁾ Einschl. 2 700 000 *RM* Entnahme aus der gesetzlichen Rücklage. — ⁶⁾ Rohgewinn: 76 556 847 *RM*. Hiervon sind abzusetzen: 37 783 986 *RM* Löhne und Gehälter, 5 854 167 *RM* soziale Lasten, 7 238 434 *RM* Abschreibungen, 2 302 242 *RM* Zinsen, 5 102 686 *RM* Steuern und 15 023 417 *RM* sonstige Aufwendungen, so daß ein Reingewinn von 3 251 914 *RM* verbleibt. Hiervon werden 170 000 *RM* der gesetzlichen Rücklage zugewiesen und 3 081 914 *RM* an die Gutehoffnungshütte Nürnberg abgeführt.

Vereins-Nachrichten.

Aus dem Leben des Vereins deutscher Eisenhüttenleute.

Von unseren Hochschulen.

Dr. phil. G. Masing, Berlin, Vorsitzender der Deutschen Gesellschaft für Metallkunde, ist zum nichtbeamteten außerordentlichen Professor in der Fakultät für Bergbau und Hüttenkunde der Technischen Hochschule Berlin ernannt worden.

Eisenhütte Oesterreich,

Zweigverein des Vereins deutscher Eisenhüttenleute.

Die Eisenhütte Oesterreich veranstaltet am 30. November und 1. Dezember 1934 gemeinsam mit der Gesellschaft von Freunden der Leobener Hochschule in der Leobener Hochschule eine

Vortragstagung.

Die Tagesordnung ist wie folgt festgesetzt worden:

I. Freitag, den 30. November 1934, 15.15 bis 18 Uhr:

1. Dr. mont. R. Pils, Donawitz: Zur Unfallstatistik des österreichischen Eisenhüttenwesens.
2. Professor Dr. Scheuble, Leoben: Neuere magnetische Meßarten und -geräte.
3. Ingenieur O. Böhm, Judenburg: Wärmebehandlung und Schnittleistung neuerer Schnellstähle.
4. Professor Dr. mont. R. Walzel, Leoben: Einige Beobachtungen zur Werkstoffbeanspruchung im Eisenbahnoberbau.

II. Samstag, den 1. Dezember 1934, 9.15 bis 13 Uhr:

1. Professor Dr. Petraschek, Leoben: Erdöl in Oesterreich.
2. Dipl.-Ing. Seblatnigg, Wien: Anwendbarkeit von geophysikalischen Schurfmethoden zur Aufsuchung von Oel- und Gasvorkommen in Oesterreich.
3. Ingenieur J. Paßler, Wien: Ueber die Erdölbohrung Gösting II, Zistersdorf.

Änderungen in der Mitgliederliste.

- Bergansky, Günther, Dipl.-Ing., Bad Lauterberg im Harz, Oderpromenade 3.
 Braumann, Hans Otto, Dipl.-Ing., August-Thyssen-Hütte, A.-G., Werk August-Thyssen-Hütte, Hamborn (Rhein), Kronprinzenstr. 44.
 von Doderer, Immo, Dipl.-Ing., Essen, Rolandstr. 30.
 Grün, Paul, Dr.-Ing., Bochumer Verein für Gußstahlfabrikation, A.-G., Bochum, Freigrafendamm 21.
 Legat, Alois, Dr. mont., Oesterreichisch-Alpine Montanges., Kindberg (Steiermark).
 Menzl, Fritz, Dipl.-Ing., Werksdirektor der Oesterreichisch-Alpine Montanges., Kindberg (Steiermark).
 Moll, Karl Hermann, Dipl.-Ing., berat. Ing., Niederbieber-Segendorf (Kr. Neuwied).
 Nagel, Albert, Dipl.-Ing., Mannesmannröhren-Werke, Abt. Remscheid, Remscheid, Falkenberger Str. 2.
 Reifenrath, Erich, Ingenieur, Duisburg, Felsenstr. 141.
 Reinhold, Otto, Dr.-Ing., Betriebsleiter der Eisenwerk-Ges. Maximilianshütte, Sulzbach-Rosenberg-Hütte (Oberpf.).
 Rohrer, Hans, Oberingenieur, Köln-Braunsfeld, Voigtelstr. 23.
 Rüttmann, Wilhelm, Dr.-Ing., Fa. Fried. Krupp A.-G., Vers.-Anstalt, Essen-Rüttenscheid, Alfredstr. 108.
 Schmidt, Gerhard, Dr.-Ing., Techn. Hochschule Berlin u. Werkstoff-Prüffeld der D. L. G., Berlin N 65, Afrikanische Str. 144 B.

Bitte zahlen Sie sofort den Mitgliedsbeitrag 1935 gemäß ergangener Aufforderung!

Desiderius Turk †.

Am 7. Juli 1934 hat der Verein deutscher Eisenhüttenleute ein Mitglied verloren, dessen Name insbesondere in der Zeit vor dem Kriege über die Grenzen seiner engeren österreichischen Heimat hinaus einen guten Klang hatte.

Auf altem Kärntner Eisenhüttenboden, im Bannkreise des Hüttenberges Erzberg, wurde Desiderius Turk als Sohn eines Gießmeisters im Jahre 1858 in St. Johann am Brückl geboren. Den größten Teil seiner Jugend verlebte er in Donawitz, wo sein Vater tätig war, und besuchte dann die Mittelschulen in Klagenfurt, Leoben und Graz. Es stand in der Familie fest und entsprach auch vollkommen der Neigung des Jünglings, daß er ein Hüttenmann werden müsse. So bezog Turk im Jahre 1876 die k. k. Bergakademie in Leoben, und er nützte alle Ferien gründlich zur praktischen Arbeit in den verschiedenen Abteilungen des Hüttenwerkes Donawitz. Diese gewissenhafte Vorbereitung hat den jungen Studenten aber nicht gehindert, den Zauber des Leobener Studententums mit offenem Herzen zu erleben; er war ein ebenso fröhlicher wie pflichtbewußter Bursch des Korps Schacht, dem er bis zuletzt durch treueste Anhänglichkeit gedankt hat.

Nach der Militärdienstzeit bei der steirischen Feldartillerie trat Turk 1881 seine erste Stelle als Walzwerksassistent in Zuckmantel bei Teplitz in Böhmen an und konnte dank seiner Begabung schon nach einem Jahr die Leitung des Walzwerkes übernehmen. Diese Tätigkeit bot ihm reiche Gelegenheit zur Erweiterung seiner Erfahrungen; das Werk waltete als erstes in Oesterreich-Ungarn Träger aus vorgewärmten Blöcken. Es war eine glückliche Fügung für Turk, unter einem ausgezeichneten Hüttenmann, dem Direktor Kurzwernhart, arbeiten zu können, der nicht nur selbst ein gedankenreicher, fortschrittlicher Geist war, sondern auch die fähigen Köpfe in seinem Werk bestens förderte.

Anfang 1886 wurde Turk nach Düdingen (Luxemburg) berufen, um eine Walzwerksanlage fertigzustellen und in Betrieb zu setzen. Nach knapp einem Jahr kehrte er nach Böhmen zurück mit der Aufgabe, bei der Prager Eisenindustrie-Gesellschaft in Kladno den Bau und die Betriebsleitung einer Mittel-, Fein- und Drahtstraße zu übernehmen. Auch hier hatte er das Glück, unter Männern mit besten hüttenmännischen Namen arbeiten zu dürfen, wie dem großen Organisator des österreichischen Eisenhüttenwesens Wittgenstein, dann von Hell und Bertrand; er hat dieser Männer stets in großer Verehrung und Dankbarkeit gedacht.

Das Jahr 1891 brachte Turk eine neue Aufgabe durch das Angebot, die Stelle eines Verwalters des Eisen- und Stahlwerkes F. B. Andrieu's Söhne in Diemlach (Steiermark) zu übernehmen. Er folgte dieser Berufung um so lieber, als sie ihn in die engste Heimat zurückführte. Die Frucht seiner vierjährigen Werksleitung waren vor allem die völlige Umgestaltung und Erweiterung des Siemens-Martin-Stahlwerkes und der Bau eines neuen Walzwerkes.

Dem von den österreichischen Fachgenossen bereits sehr geschätzten erfahrenen Erbauer von Hüttenwerksanlagen wurde nun im Jahre 1895 die Stelle eines Werksdirektors der Eisen- und Stahlwerksgesellschaft Zenica in Bosnien angeboten. Durch den Bau eines Stahlwerkes und die Ausgestaltung der kaufmännischen Organisation des Werkes hat Turk zu seinem Teil an der Pionierarbeit teilgenommen, die die Deutschen des alten Oesterreichs in diesem südlichsten und jüngsten Glied der Monarchie geleistet haben. Im Jahre 1897 eröffnete sich für Turk die lockende Gelegenheit, unter größeren Verhältnissen im Werk Riesa der A.-G. Lauchhammer eine neue Walzwerksanlage zu bauen. Nach einjähriger Tätigkeit wurde ihm die Betriebsleitung des ganzen Werkes übertragen, das bereits damals einen vielseitigen Arbeitsplan hatte, aus dem die Erzeugung und Verarbeitung von Rohren hervorragte. Aus seinem dortigen Wirken verdienen besonders die Verbesserungen auf dem Gebiete der Wärmewirtschaft Erwähnung, wobei das Bestreben, den Bezug böhmischer Braunkohle zu vermindern, Pate gestanden hatte; es entstanden damals ein neuer Gaserzeuger mit wassergekühltem Unterbau, eine drei-

teilige Glocke zur verlustlosen Gasumschaltung und andere Neuanlagen.

Seine von sichtbaren Erfolgen begleitete Tätigkeit in Riesa hatte Turks Ruf auch im Deutschen Reich immer mehr gefestigt. Als die Witkowitz Bergbau- und Eisenhüttenwerksgesellschaft ihn im Jahre 1903 gewinnen wollte, bat ihn gleichzeitig die Firma Gebr. Stumm, die Betriebsleitung ihres Eisenwerkes in Neunkirchen a. d. Saar zu übernehmen. Er entschloß sich für letzteres und übernahm die technische Leitung der gesamten Stummschen Werke, zu denen außer Neunkirchen noch das Hochofenwerk Ueckingen sowie Minettegruben in Lothringen und später auch das Eisenwerk Homburg und andere Betriebe gehörten; außerdem wurde er Vorstandsmitglied der zu dem gleichen Konzern gehörigen westfälischen Kohlenzeche Minister Achenbach.

Turk nahm seine neue Tätigkeit mit einem vollkommenen Umbau des Werkes auf, um die Erzeugung und die Wirtschaftlichkeit zu steigern. Dem großzügigen Umbau stellten nicht zuletzt die Geländebedingungen bedeutende Schwierigkeiten entgegen. Die Koksofenanlage wurde auf Regenerativfeuerung umgebaut, die Nebenerzeugnissegewinnung verbessert und das Ueberschußgas, das bisher unter Kesseln verheizt wurde, in Gasmotoren verwertet. Die kleinen Hochofen von 80 bis 100 t Tagesleistung wurden durch größere von 160 bis 180 t ersetzt, wobei die Schwierigkeiten, die damals noch der Saarkoks bot, zu meistern waren. Durch eine Begichtungsanlage mit Elektrohängebahn konnte die schwierige Platzfrage gelöst werden. Ein neues Thomasstahlwerk schloß sich an, in dem besonders für die Stoffbewegung neue Wege begangen wurden. Schließlich gab der notwendige Umbau sämtlicher Walzwerke Gelegenheit, wichtige Neuerungen einzuführen, wie die Neuaufstellung von Kerpely-Drehrostgaserzeugern mit einer für die Saarkohle geeigneten Aenderung sowie die Verwendung von Schöpf-Mosaner-Umführungen in den Vorgerüsten der Drahtstraße.

In zehnjähriger Arbeit hat Turk seine Aufgabe an der Saar gelöst. Sein Temperament ließ ihn oftmals voraneilen, aber sein überlegenes Können und zähes Wollen befähigten ihn, die vielen Widerstände zu überwinden. Es war begreiflich, daß jetzt der Wunsch nach einer ruhigeren Lebensführung in ihm wach geworden war, als er die Aufgabe, die er als die Krönung seines hüttenmännischen Lebenswerkes betrachten durfte, geleistet hatte. Trotz allen Bemühungen, ihn zu halten, führte er im Jahre 1913 seinen Entschluß durch, in den Ruhestand zu treten.

Turks langes Schaffen als Eisenhüttenmann in führenden Stellungen fiel in die Zeit des stürmischen Aufstieges der deutschen Eisenindustrie. Tief verwachsen mit seinem Beruf, hat er mit warmem Herzen und klarem Sinn an dieser erfolgreichen Entwicklung mitgewirkt. Der Gedanke des Zusammenwirkens der Werke und der Gemeinschaftsarbeit der Fachgenossen zwecks gegenseitiger Förderung und Weiterbildung hat bei dem weitblickenden Mann stets lebhaften Widerhall gefunden. Er war daher auch seit den ersten Jahren seiner Tätigkeit ein eifriges Mitglied des Vereins deutscher Eisenhüttenleute und hat dessen Bestrebungen mit allen Kräften gefördert. Gleichzeitig stand er mit den führenden Köpfen der meisten mitteleuropäischen Eisenhüttenwerke in lebendigem Gedankenaustausch, wobei mehrfache Studienreisen nach England, Rußland und den Vereinigten Staaten seinen Blick weiteten.

Die ersten Jahre seines Ruhestandes verbrachte Turk auf seinem Besitz im Hochwald bei Hermeskeil als Weidmann; dann zog es ihn in seine geliebten steirischen Berge, nach Göß bei Leoben, zurück. Eng verbunden mit dem österreichischen Eisenhüttenwesen durch Familienüberlieferung und eigenes Miterleben und Mitschaffen, nahm er bis zu seiner letzten Erkrankung warmen Anteil an den Bestrebungen der „Eisenhütte Oesterreich“. Mit ihr trauert heute auch die Leobener Hochschule um einen treuen Freund, der allzeit seine Dankbarkeit für die hier genossene Ausbildung bekannt hat. Die deutschen Eisenhüttenleute werden dem Eisenhüttenmann Turk, der an den Kräften der Heimat gewachsen ist und seinem Berufe mit größter Hingabe gedient hat, allzeit ein ehrendes Gedenken bewahren.

R. Walzel.



Desiderius Turk

Schnura, Georg, Betriebsleiter a. D., Beuthen (O.-S.), Dyngostr. 10.
Schulte-Bockholt, Hans H., Dipl.-Ing., Forschungs-Inst. der Mannesmannröhren-Werke, Huckingen; Düsseldorf 10, Nordstr. 96—98.

Schuschnig, Martin, Ing., Oesterreichisch-Alpine Montanges., Kindberg (Steiermark).

Schwarz, Carl, Dr.-Ing., Techn. Hochschule, Aachen, Pontwall 6.
Stahlschmidt, Walter, Betriebsleiter der Fa. Rudolf Sack, Kom.-Ges., Landwirtsch. Maschinen, Leipzig S 3, Ecksteinstr. 52.

Stoecker, Julius, Dr.-Ing. E. h., Dipl.-Ing., Betriebsdirektor, Bochumer Verein für Gußstahlfabrikation, A.-G., Bochum, Alleestr. 63 a.