STAHL UND EISEN

ZEITSCHRIFT FÜR DAS DEUTSCHE EISENHÜTTENWESEN

Herausgegeben vom Verein Deutscher Eisenhüttenleute

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

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

HEFT 25 | 19. JUNI 1941 | 61. JAHRGANG

Einfluß von Wasserstoffgehalt, Wasserstoffdurchlässigkeit und Wasserstofflöslichkeit auf die Flockenbildung im Stahl.

Von Hubert Bennek und Günter Klotzbach in Essen.

[Bericht Nr. 542 des Werkstoffausschusses des Vereins Deutscher Eisenhüttenleute*).]

(Verfahren der Ermittlung des Wasserstoffgehaltes von Stahl. Untersuchung der Wasserstoffdurchlässigkeit und Wasserstofflöslichkeit bei Temperaturen bis 1100° von unlegierten Stählen mit 0.03 bis 1% C und legierten Stählen besonders mit 1. rd. 1% C und 1,5% Cr, 2. 0,2 bis 0,3% C, 0,7% Cr und 3,5% Ni, 3. 0,1 bis 0,2% C, 1,5% Cr, 4% Ni und 1% W, sowie 4. 18% Cr und 8% Ni. Zusammenhänge zwischen Wasserstoffgehalt und Flockenanfälligkeit der Stähle. Entstehungsbedingungen für die Flocken und ihre Vermeidung.)

Die Aufnahmefähigkeit und die Durchlässigkeit des Stahles für Wasserstoff wirken sich, wie eine seit den ersten Mitteilungen von H. Sainte-Claire Deville und L. Troost[1]), L. Cailletet[2]) und E. Heyn[3]) ständig wachsende Reihe von Forschungsarbeiten zeigt, als Ursache von Aenderungen der physikalischen Eigenschaften aus, die vielfach Zerstörungen des Werkstoffs zur Folge haben. H. Bennek, H. Schenck und H. Müller[4]) stellten die Theorie auf, daß die Flocken Werkstofftrennungen sind, die durch den Entwicklungsdruck des Wasserstoffs im Stahlentstehen, wenn die Wasserstoffmengen die Löslichkeitsgrenze bei tieferen Temperaturen überschreiten und keine ausreichende Möglichkeit zu ihrer Entfernung durch Diffusion besteht. Sie wiesen nach, daß sich Flocken nur dann bilden, wenn ein ausreichender Mindestgehalt an Wasserstoff vorhanden ist; der quantitativen Nachprüfung der Zusammenhänge zwischen Wasserstoffgehalt und Flockenempfindlichkeit stand jedoch die Tatsache entgegen, daß für die Probenahme und die Bestimmung des Wasserstoffgehaltes bei Stahl bisher noch allgemeingültige Vorschriften fehlten, und daß die Ansichten über die Genauigkeit der verschiedenen Verfahren zur Wasserstoffbestimmung stark auseinandergehen. Um die von Bennek, Schenck und Müller angedeuteten Beziehungen zwischen Flockenempfindlichkeit und Wasserstoffgehalt, -durchlässigkeit und -löslichkeit näher zu belegen, war es daher erforderlich, zunächst die verschiedenen Wasserstoffbestimmungs-Verfahren und die Art der Probeentnahme einer kritischen Betrachtung auf ihre Brauchbarkeit und Genauigkeitsgrenzen zu unterziehen.

*) Erstattet in der 42. Vollsitzung des Werkstoffausschusses am 17. Dezember 1940. — Von der Techn. Hochschule Aachen genehmigte Dr.-Ing.-Dissertation von G. Klotzbach. — Sonderabdrucke sind vom Verlag Stahleisen m. b. H., Düsseldorf, Postschließfach 664, zu beziehen.

[1]) C. R. Acad. Sci., Paris, 57 (1863) S. 965/67; 59 (1864) S. 102/07.

[2]) C. R. Acad. Sci., Paris, 58 (1864) S. 327/29 u. 1057; 80 (1875) S. 319/21.

[3]) Stahl u. Eisen 20 (1900) S. 837/44.

[4]) Stahl u. Eisen 55 (1935) S. 321/31 (Werkstoffaussch. 297); Techn. Mitt. Krupp 3 (1935) S. 74/86.

Die Ermittlung des Wasserstoffgehaltes.

Für die Bestimmung des Wasserstoffgehaltes von Eisen und Stahl kommen heute vor allem folgende drei Verfahren in Betracht:

1. Heißextraktion des Wasserstoffs bei 400° und bis zu 1100° im Quarzrohr[5])[6]);
2. Heißextraktion des Wasserstoffs nach Aufschmelzen der Probe im Kohlespiralofen[7]) bis [12]) oder Röhrenvakuumofen[13]) bei etwa 1600 bis 1650°;
3. Heißextraktion des Wasserstoffs nach Aufschmelzen der Probe mit Zinn bei etwa 1100 bis 1150° im Quarzrohr[5])[14]).

Für eine genaue Wasserstoffbestimmung ist natürlich demjenigen Verfahren der Vorzug zu geben, das gestattet, den größtmöglichen Teil des in der Probe vorhandenen Wasserstoffes mit geringsten Fehlermöglichkeiten zu bestimmen. Erfahrungsgemäß ergibt die Extraktion im schmelzflüssigen Zustand höhere Werte als die nur im festen Zustand durchgeführte. Es kamen daher nur die beiden zuletzt genannten Verfahren in Frage.

Da das Verfahren des Aufschmelzens mit Zinn im Gegensatz zu der vielfach untersuchten Arbeitsweise im Röhrenvakuum- und Kohlespiralofen in den letzten Jahren völlig in den Hintergrund getreten ist, wurde es zunächst

[5]) Klinger, P. A.: Die Gase im Stahl. Düsseldorf 1926.

[6]) Körber, F., und H. Ploum: Mitt. K.-Wilh.-Inst. Eisenforschg. 14 (1932) S. 229/48; vgl. Stahl u. Eisen 52 (1932) S. 1177.

[7]) Diergarten, H.: Arch. Eisenhüttenw. 2 (1928/29) S. 813/28 (Chem.-Aussch. 63); 3 (1929/30) S. 577/86 (Chem.-Aussch. 72).

[8]) Meyer, O., und R. J. Castro: Arch. Eisenhüttenw. 6 (1932/33) S. 189/92.

[9]) Castro, R., und A. Portevin: Arch. Eisenhüttenw. 9 (1935/36) S. 555/62.

[10]) Willems, F.: Arch. Eisenhüttenw. 10 (1936/37) S. 193/95.

[11]) Meyer, O., und F. Willems: Arch. Eisenhüttenw. 11 (1937/38) S. 259/61.

[12]) Chiu, Y. C., und F. Willems: Arch. Eisenhüttenw. 12 (1938/39) S. 485/98.

[13]) Thanheiser, G., und E. Brauns: Arch. Eisenhüttenw. 9 (1935/36) S. 435/39 (Chem.-Aussch. 112).

[14]) Goerens, P., und J. Paquet: Ferrum 12 (1914/15) S. 57/64 u. 73/81; vgl. Stahl u. Eisen 35 (1915) S. 1135/37.

auf seinen Leerwert und etwa vorhandene Fehlermöglichkeiten eingehend untersucht.

Zur Bestimmung des Leerwertes wurden 15 g reines Zinn in Porzellanschiffchen, Sinterkorund- und Quarzschiffchen gegeben und im Quarzrohr bei 1150° entgast. Die Untersuchung der abgegebenen Gase ergab, daß bei Verwendung von Quarzschiffchen nur eine ganz geringe Wasserstoffabgabe eingetreten war (siehe Beispiele in *Zahlentafel 1)*. Dies besagt, daß das verwendete Zinn schon

Zahlentafel 1. Gasabgabe von 15 g Zinn in Porzellan-, Sinterkorund- und Quarzschiffchen bei zweimaliger Entgasung bis 1150°.

Schiffchen-Werkstoff	I. Entgasung		II. Entgasung	
	Abgegebene Menge an		Abgegebene Menge an	
	H_2 cm³	CO cm³	H_2 cm³	CO cm³
Porzellan . .	0,18	0,12	0,08	0,07
Sinterkorund	0,13	0,27	0,04	0,08
Quarz	0,04	0,07		

vor der ersten Entgasung weitgehend wasserstofffrei ist und daß die bei der Entgasung im Porzellan- oder Sinterkorundschiffchen gefundenen Wasserstoffgehalte vorwiegend aus den feuerfesten Stoffen kommen. Im Anschluß an die erste Entgasung wurde die Zinnschmelze im Vakuum abgekühlt und danach das Quarzrohr für 5 min — etwa die Zeit, die zum Einlegen der Stahlprobe bei der üblichen Bestimmung nötig ist — geöffnet. Sodann wurde das Schiffchen mit dem Zinn wieder in das Rohr gebracht und ein zweites Mal während 5 h, d. h. der üblichen Zeit einer Wasserstoffbestimmung bei 1150°, entgast, also der Leerwert bestimmt. Wie aus *Zahlentafel 1* zu ersehen ist, gaben das Porzellan- und das Sinterkorundschiffchen hierbei noch geringe Wasserstoffmengen ab, während bei dem Quarzschiffchen keine Gasabgabe mehr festzustellen war, was also bedeutet, daß bei der Wasserstoffbestimmung unter Verwendung eines Quarzschiffchens ein Leerwert nicht berücksichtigt zu werden braucht.

Bei Durchführung der Heißextraktion nach dem Aufschmelzverfahren mit Zinnzusatz fiel auf, daß sich im kälteren Teil des Quarzrohres, in der Zone, die unmittelbar außerhalb des Ofens liegt, ein spiegelnder Beschlag bildet. Da bekannt ist, daß solche im Hochvakuum aufgedampften Metallschichten ein hohes Adsorptionsvermögen für Gase haben, lag die Vermutung nahe, daß ein Teil der von der Probe abgegebenen Gase von diesem Beschlag festgehalten wird und so für die Bestimmung verlorengeht. Zur Durchführung der Wasserstoffbestimmungen wurde daher in das Quarzrohr der Versuchseinrichtung noch eine Vorrichtung eingebaut, die bewirkt, daß sich der metallische Niederschlag an bestimmten Stellen ansetzt, von denen er später weiterdestilliert werden kann. Diese Vorrichtung besteht aus einer Quarzscheibe, die an einem etwa 50 mm langen Stück Quarzrohr angeschmolzen ist und in das Hauptrohr so eingeschoben wird, daß sich die Scheibe etwa 60 bis 80 mm außerhalb des Ofens befindet. Dieser Quarzeinsatz wird durch eine um das äußere Rohr herumgelegte Bleischlange gekühlt *(Bild 1)*. Dadurch wird erreicht, daß sich der Belag vorwiegend auf der Quarzscheibe und den benachbarten Teilen des Quarzrohres ansetzt. Hat die Gasabgabe der Probe aufgehört, so wird durch Ueberschieben des Ofens die Quarzscheibe erhitzt und der Beschlag weiterdestilliert. Die dabei frei werdenden Gase werden abgepumpt und untersucht. Versuchsweise war zunächst in einigem Abstand von der Quarzscheibe noch eine zweite Platte eingebaut worden, um ein zweimaliges Destillieren des Belages zu ermöglichen. Sie wurde aber später wieder herausgelassen, da sich zeigte, daß bei der zweiten Destillation keine meßbaren Wasserstoffmengen mehr frei wurden.

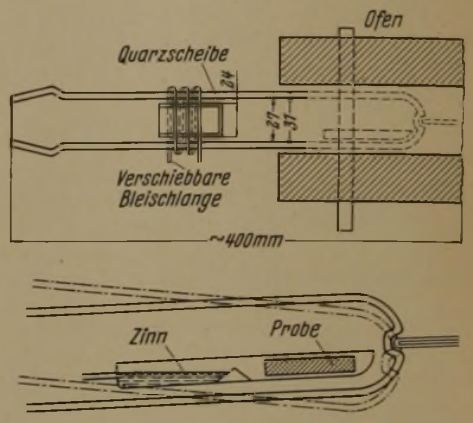


Bild 1 und 2. Versuchsanordnung für die Heißextraktion mit Zinnzuschlag.

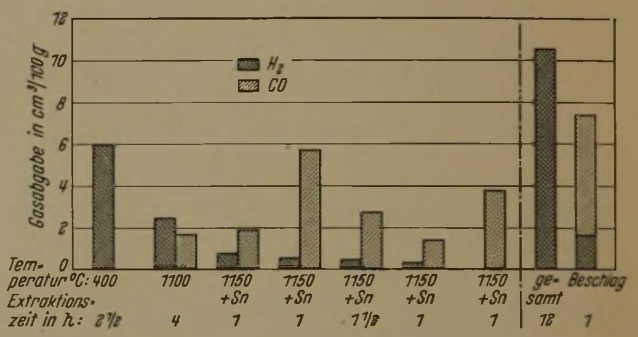


Bild 3. Verlauf der Gasabgabe bei einer Heißextraktion des Wasserstoffes aus Stahl unter Zinnzuschlag.

Zur Durchführung der Analyse wurde die Probe von etwa 18 g mit einer gewichtsgleichen Menge Zinn nach *Bild 2* in einem Quarzschiffchen in das Rohr gebracht und dieses dann so geneigt, daß die Probe im höheren Teil des Schiffchens von Zinn zunächst unberührt blieb. Nach Durchführung der Extraktion bei 400° wurde dann die Temperatur auf 1150° gesteigert und das Rohr zur anderen Seite geneigt, wobei das Zinn auf die Probe lief und diese dabei aufschmolz. Daß die Erfassung des an dem metallischen Belag absorbierten Wasserstoffs für eine genaue Bestimmung notwendig ist, zeigt *Bild 3*, das den Verlauf der Gasabgabe bei einer Heißextraktion mit Zinn wiedergibt. Die Probe gab die Hauptmenge des Wasserstoffs (8,5 cm³/100 g) bei 400 und 1100° ab; bei der üblichen Analyse würde die Extraktion bei 1100° im festen Zustande entfallen. Durch das Aufschmelzen mit Zinn konnten noch 2,0 cm³/100 g extrahiert werden. Bei der anschließenden Erhitzung des Metallbelages wurden weitere 1,6 cm³ Wasserstoff je 100 g frei, die also an dem Belag adsorbiert waren und sonst für die Analyse verlorengegangen wären.

Mit der auf diese Weise vervollkommneten Einrichtung wurden an jahrelang gelagerten Stangen von 20 mm Dmr. aus einem Chrom-Nickel-Stahl Wasserstoffbestimmungen ausgeführt; ein Teil der Ergebnisse ist in *Bild 4* den am gleichen Werkstoff bei 1100° oder im Röhrenvakuumofen bei 1650° gefundenen Werten gegenübergestellt. Daraus ist zu ersehen, daß das Verfahren mit Zusatz von Zinn die weitaus höchsten Wasserstoffgehalte ergibt, während im Röhrenvakuumofen in diesem wie in anderen Fällen nur etwa 50 % der Werte gefunden werden und die Ergebnisse der Wasserstoffbestimmung bei 1100° ohne Aufschmelzen noch etwas tiefer liegen. Dieser

Befund kann nur bedeuten, daß bei der Wasserstoffbestimmung im Röhrenvakuumofen größere Gasmengen verlorengehen, die wahrscheinlich durch den in diesem Ofen stets auf einer großen Fläche vorhandenen Metallniederschlag adsorbiert werden. Wie die Versuchsergebnisse beweisen, ist also bei dem letzten Verfahren eine restlose Erfassung des Wasserstoffgehaltes der Probe nicht möglich. Das gleiche muß für den Kohlespiralofen gelten, bei dem in noch größerem Umfange als beim Röhrenvakuumofen die Gefahr der Belagbildung an den großen gekühlten Metallflächen besteht[7]).

Vor allem ist nun die Frage von Bedeutung, mit welchen Streuungen bei der Wasserstoffbestimmung nach den verschiedenen Verfahren gerechnet werden muß. Bei Untersuchung im Röhrenvakuumofen oder Kohlespiralofen hängt die Genauigkeit besonders vom Leerwert der Einrichtung ab, der im Röhrenvakuumofen bei 1650° zwischen 0,05 und 0,10 cm³ H_2/15 min[15]), für den Kohlespiralofen nach Chiu und Willems[12]) sogar zwischen 0,15 und 0,45 cm³ H_2/15 min beträgt. Da der Leerwert von der aus dem Ofen nach Einwerfen der Probe extrahierten Wasserstoffmenge abgezogen wird, ist eine gute Uebereinstimmung der vor und nach der Extraktion der Probe gemessenen Werte von ganz besonderer Bedeutung. Nach eigenen Beobachtungen schwanken diese Werte stets etwas und können für den Röhrenvakuumofen keinesfalls genauer als mit ± 0,05 cm³ H_2 je 15 min angegeben werden. Beim Kohlespiralofen betragen die Leerwertschwankungen nach den Angaben in der Arbeit von Chiu und Willems sogar bis zu 0,13 cm³ H_2. Nimmt man eine Leerwertschwankung von nur ± 0,05 cm³ H_2 an, so bedingt diese allein schon bei dem für den Röhrenvakuum- und Kohlespiralofen üblichen Probengewicht von etwa 10 g eine größtmögliche Genauigkeit von ± 0,5 cm³ H_2/100 g Probe *(vgl. Bild 4)*, was bedeutet, daß Unterschiede im Wasserstoffgehalt wasserstoffarmer Proben mit 0,5 bis 2 cm³ H_2/100 g nach diesem Verfahren überhaupt nicht bestimmt werden können, da sie innerhalb dieses Streubereichs liegen.

Anders ist es bei dem im Quarzrohr unter Zusatz von Zinn ausgeführten Heißextraktionsverfahren, bei dem, wie vorher gezeigt wurde, ein Leerwert nicht berücksichtigt zu werden braucht. Die Größe der Streuungen wird hier nur durch die Meßgenauigkeit des Analysators [siehe hierzu auch[12])[16])bis[18])] beeinflußt. Diese kann bei sorgfältiger Handhabung unter Verwendung der Mikrobürette zwischen Tropfpumpe und Analysator mit höchstens ± 0,05 cm³ angesetzt werden, einschließlich der Fehler, die durch Hängenbleiben kleinster Gasbläschen an den Verbindungsstellen der Kapillaren entstehen können. Bei einem Probengewicht von etwa 20 g, wie es für die Wasserstoffbestimmung nach diesem Verfahren gewählt wurde, beträgt die Streuung dann ± 0,25 cm³/100 g Probe. Aus diesen Gründen wurde dem Heißextraktionsverfahren unter Zusatz von Zinn für die folgenden Untersuchungen der Vorzug gegeben.

Wesentlich größer als die Streuungen, die durch das Analysenverfahren bedingt sind, können aber die Unterschiede im Wasserstoffgehalt sein, die auf die Art der Probenahme und die Vorbehandlung der Proben zurückgeführt werden müssen. Schon die Untersuchungen von P. Bardenheuer und H. Keller[19]) haben gezeigt, daß in der Schmelze mit Wasserstoff beladene, in Kupferkokillen gegossene Proben bei Raumtemperatur beachtliche Mengen Wasserstoff abgeben. Diese Gasabgabe ist naturgemäß während des Erkaltens der Probe und in den ersten Minuten danach am größten, kann jedoch auch während der mechanischen Bearbeitung von Proben eintreten. Es kommt daher zur Vermeidung von Gasverlusten sehr darauf an, die Probe möglichst schnell in ein Gefäß zu bringen, in dem die abgegebenen Gase gesammelt werden können.

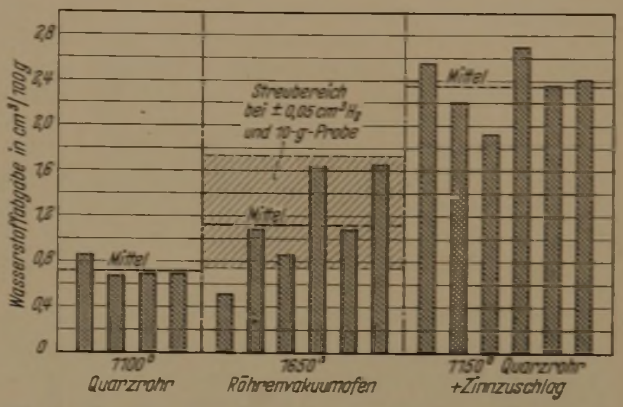


Bild 4. Vergleich der Ergebnisse verschiedener Wasserstoffbestimmungsverfahren für einen Chrom-Nickel-Vergütungsstahl.

Bei den eigenen Untersuchungen wurden die in Kupferkokillen gegossenen Proben von 9 bis 10 mm Dmr. und etwa 35 mm Länge, sobald es ihre Temperatur zuließ — etwa 3 min nach dem Gießen —, in kleine Gläschen gebracht, die durch einen aufgeschliffenen Stopfen verschlossen werden konnten. Durch einen an dem Stopfen befindlichen Hahn wurde unmittelbar nach dem Verschließen die im Gläschen befindliche Luft in wenigen Sekunden abgesaugt und der Hahn dann geschlossen. In diesen Aufbewahrungsgefäßen blieben die Proben bis zur Analyse, bei der dann zunächst die im Gläschen befindlichen Gase abgesaugt und untersucht wurden.

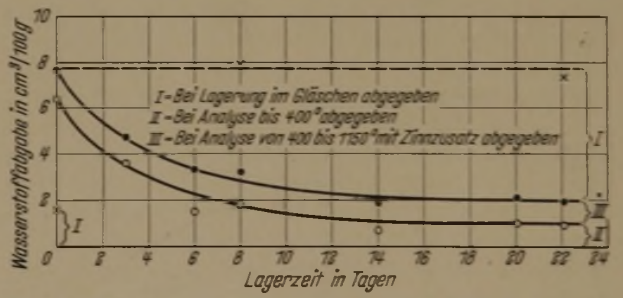


Bild 5. Wasserstoffabgabe der in Kupferkokillen gegossenen Proben eines Chromstahls mit erhöhtem Wasserstoffgehalt während der Lagerung.
(Stahl mit 0,97 % C, 0,40 % Si, 0,38 % Mn, 0,01 % P, 0,014 % S und 1,46 % Cr.)

Zur Bestimmung der während der Lagerung der Proben abgegebenen Wasserstoffmengen wurden aus mehreren durch Einleiten mit Wasserstoff beladenen Schmelzen je sechs Proben in Kupferkokillen gegossen und drei davon unmittelbar nach dem Abkühlen in die Gläschen gebracht. Nach verschieden langer Lagerdauer wurden die Proben analysiert. Dabei ergaben sich die auszugsweise in *Bild 5* dargestellten Werte. Diese Versuche bestätigten die

[15]) Nach eigenen Beobachtungen.

[16]) Oberhoffer, P., und A. Beutell: Stahl u. Eisen 39 (1919) S. 1584/90.

[17]) Thanheiser, G., und H. Ploum: Arch. Eisenhüttenw. 11 (1937/38) S. 81/88 (Chem.-Aussch. 123).

[18]) Tajiri, I., und Z. Shibata: Tetsu to Hagane 25 (1939) S. 198/201.

[19]) Mitt. K.-Wilh.-Inst. Eisenforschg. 18 (1936) S. 227/37; vgl. Bardenheuer, P.: Stahl u. Eisen 57 (1937) S. 593/601 (Werkstoffaussch. 376).

Ergebnisse der früheren Untersuchungen, bei denen ein Wasserstoffverlust während des Lagerns der Proben festgestellt worden war. Aus den Kurven *(Bild 5)* geht hervor, daß im Verlauf der Lagerzeit vorwiegend der bei der Analyse bis 400° abgegebene Wasserstoff entweicht, während der Anteil des erst bei höheren Temperaturen abgegebenen Wasserstoffs gleichbleibt.

Unter den geschilderten Verhältnissen können zahlenmäßige Angaben über den auch im Hinblick auf die Flockenbildung besonders wichtigen Wasserstoffgehalt von Stahlblöcken oder über eine Wasserstoffanreicherung des Kernes größerer Blöcke nur als Vergleichswert gelten, und auch nur dann, wenn die Proben unter völlig gleichen Arbeitsbedingungen genommen wurden. Darüber hinausgehende Vergleiche sind nicht als sinnvoll anzusehen, da während des Herausarbeitens der Proben Wasserstoffverluste von unbestimmbarer Höhe eintreten. Angaben über den Wasserstoffgehalt, bei denen die Art der Probeentnahme und die Verarbeitung, Wärmebehandlung und Lagerdauer der Probe bis zur Analyse nicht angegeben werden, sind demzufolge als wertlos zu bezeichnen.

Durchlässigkeit verschiedener Stähle für Wasserstoff.

Die Untersuchungen über den Wasserstoffgehalt zeigten, daß die Geschwindigkeit der Gasabgabe bei den einzelnen Stählen sehr verschieden ist. Man erkennt dies am besten, wenn die Kurven der während des Lagerns abgegebenen Gasmenge differenziert und im logarithmischen Maßstab aufgetragen werden *(Bild 6)*. Die Neigung der Kurven hängt von der Aenderung der Gasabgabegeschwindigkeit in der Zeiteinheit ab und ist damit ein Maß für die Durchlässigkeit. Die Ergebnisse der während der Zusammenstellung dieser Untersuchungen erschienenen Arbeit von W. Eilender, Y. C. Chiu und F. Willems[20]) wurden ebenfalls nach diesem Verfahren ausgewertet *(Bild 7)*.

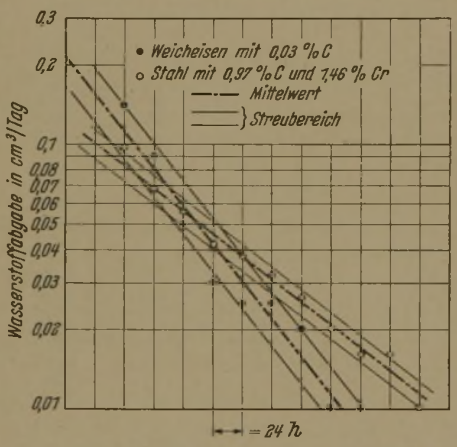


Bild 6. Vergleich der Wasserstoffabgabegeschwindigkeit von Weicheisen und Chromstahl.

Hierbei ist zu beachten, daß sämtliche ausgewerteten Proben in dickwandige Kupfer- oder Gußeisenformen abgegossen worden sind und daher je nach dem Legierungsgrad infolge der Abschreckwirkung der Kokille Härtegefüge aufwiesen. Alle ganz oder teilweise martensitischen Proben zeigen unabhängig vom Legierungsgrad die gleiche Kurvenneigung und damit Durchlässigkeit *(Bild 7*, Stahl Nr. 3, 4, 6, 8, 9), während die niedriglegierten Proben, die nach der Gefügeuntersuchung im wesentlichen ferritisch sind, ebenfalls unter sich ähnliche Neigung, aber nennenswerte Abweichung von den martensitischen Proben aufweisen *(Bild 7*, Stahl Nr. 1, 2, 5, 7).

In Uebereinstimmung mit den eigenen Ergebnissen weisen diese Untersuchungen darauf hin, daß eine Abhängigkeit zwischen der Abgabegeschwindigkeit des Wasserstoffs und dem Gefüge der Proben besteht, und zwar in dem Sinne, daß mit zunehmendem Martensitanteil der Wasserstoff langsamer entweicht. Der Einfluß der Legierung tritt demgegenüber zurück und kommt in erster Linie nur insofern zum Ausdruck, als hierdurch die Neigung zur Bildung martensitischen Gefüges beeinflußt wird. Es scheint sich dabei anzudeuten, daß die Legierung beispielsweise mit Silizium und Mangan gegenüber unlegierten Stählen eher die Durchlässigkeit erhöht; die Unterschiede sind jedoch gering gegenüber denen, die durch die Gefügeausbildung bewirkt werden. Eine Ausnahme machen hier lediglich die austenitischen Stähle, bei denen keine Gasabgabe bei Raumtemperatur stattfindet.

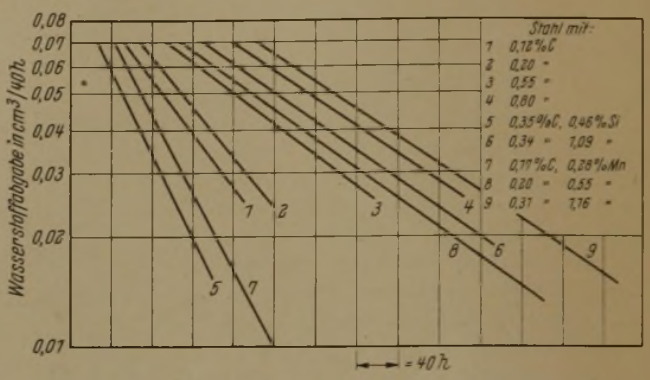


Bild 7. Wasserstoffabgabe verschiedener Stähle während der Lagerung nach W. Eilender, Y. C. Chiu und F. Willems.

Wie schon erwähnt wurde, ist die Gasabgabe während der Abkühlung der Proben besonders groß. Dies bedeutet aber bei der eben besprochenen Abhängigkeit der Wasserstoffabgabe vom Gefügezustand, daß je nach dem während der Abkühlung der Probe jeweils vorliegenden Gefüge auch schon bei höherer Temperatur sehr verschieden hohe Wasserstoffverluste eintreten können, und daß infolgedessen der Wasserstoffgehalt abgeschreckter Proben verschiedener Legierungen keine Aussagen über deren unterschiedliches Lösungsvermögen für Wasserstoff bei höheren Temperaturen zuläßt. Diese Feststellung gab Veranlassung, die Wasserstoffdurchlässigkeit einiger Stähle mit verschiedener Neigung zur Flockenbildung bei höheren Temperaturen näher zu untersuchen, da sie für die Wahrscheinlichkeit der Flockenbildung von ausschlaggebender Bedeutung sein muß. Die Durchsicht der zahlreichen Schrifttumsangaben[1]) [2]) [21]) bis [24]) zeigte, daß genaue Angaben über Unterschiede in der Temperaturabhängigkeit der Durchlässigkeit im α- und γ-Gebiet nur für reines Eisen vorhanden sind[25]) bis [28]). Bei den verschiedentlichen Untersuchungen an Eisenlegierungen kommen diese Unterschiede teilweise wegen Unvollkommenheiten in der Versuchseinrichtung oder ungenügender Ausdehnung des Temperaturbereiches nicht klar zum Ausdruck; für die in diesem Zusammenhang besonders wichtigen flockenempfindlichen Stähle liegen noch keine Untersuchungen vor.

[20]) Arch. Eisenhüttenw. 13 (1939/40) S. 309/16.

[21]) Sieverts, A. B.: Z. phys. Chem. 60 (1907) S. 129/201.

[22]) Charpy, G., und S. Bonnerot: C. R. Acad. Sci., Paris, 154 (1912) S. 592/94; 156 (1913) S. 394/96.

[23]) Borelius, G.: Ann. Phys., Lpz., IV, 83 (1927) S. 121/36.

[24]) Borelius, G., und S. Lindblom: Ann. Phys., Lpz., IV, 82 (1927) S. 201/26.

[25]) Ham, W. R.: Trans. Amer. Soc. Met. 25 (1937) S. 536/70.

[26]) Post, C. B., und W. R. Ham: J. Chem. Phys. 5 (1937) S. 913/19; vgl. Phys. Ber. 19 (1938) S. 1286.

[27]) Ham, W. R., und W. L. Rast: Trans. Amer. Soc. Met. 26 (1938) S. 885/902.

[28]) Jaquerod, A., und S. Gagnebin: Helv. phys. Acta 2 (1929) S. 156/58; vgl. Phys. Ber. 10 (1929) S. 2297.

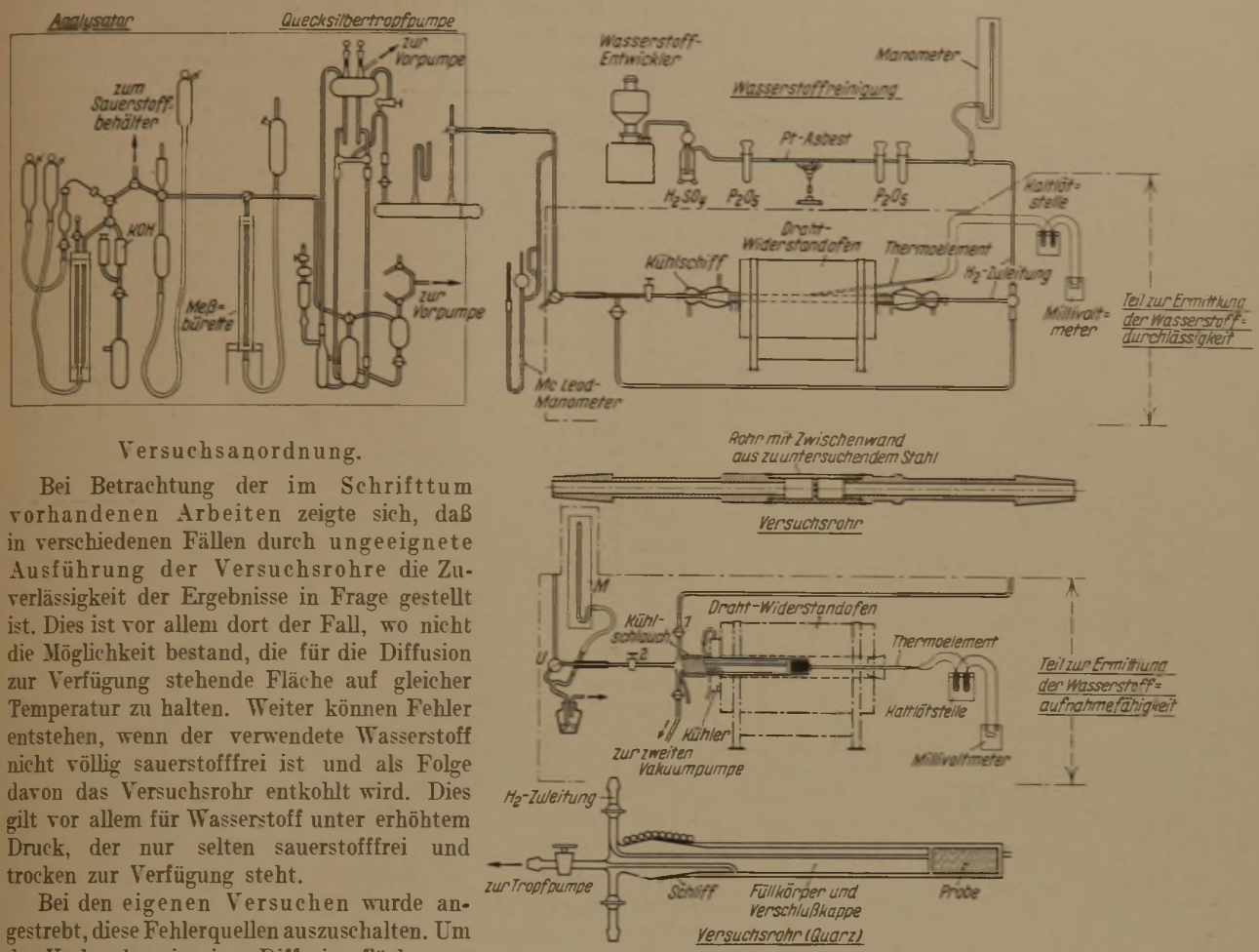


Bild 8. Anordnungen zur Bestimmung der Wasserstoffdurchlässigkeit und Wasserstoffaufnahmefähigkeit von Stahl.

Versuchsanordnung.

Bei Betrachtung der im Schrifttum vorhandenen Arbeiten zeigte sich, daß in verschiedenen Fällen durch ungeeignete Ausführung der Versuchsrohre die Zuverlässigkeit der Ergebnisse in Frage gestellt ist. Dies ist vor allem dort der Fall, wo nicht die Möglichkeit bestand, die für die Diffusion zur Verfügung stehende Fläche auf gleicher Temperatur zu halten. Weiter können Fehler entstehen, wenn der verwendete Wasserstoff nicht völlig sauerstofffrei ist und als Folge davon das Versuchsrohr entkohlt wird. Dies gilt vor allem für Wasserstoff unter erhöhtem Druck, der nur selten sauerstofffrei und trocken zur Verfügung steht.

Bei den eigenen Versuchen wurde angestrebt, diese Fehlerquellen auszuschalten. Um das Vorhandensein einer Diffusionsfläche von genau bestimmter Größe mit gleicher Temperatur sicherzustellen, kam nur die Anordnung des Versuchsstoffes als Zwischenwand in einem Rohr in Betracht, ähnlich der von F. K. Naumann[29]) verwendeten Ausführung. Die Versuche sollten aus dem obenerwähnten Grunde mit Wasserstoff von Atmosphärendruck ausgeführt werden; infolgedessen durfte die Zwischenwand nicht zu dick sein. Außerdem mußte sie eine genügend große Oberfläche haben, um ausreichende Genauigkeit der Meßwerte zu erzielen. Daher wurde aus dem zu untersuchenden Stahl ein zylindrisches Stück von 30 mm Dmr. und 80 mm Länge hergestellt und von beiden Seiten aus eine Bohrung von 18 mm Dmr. bis auf eine dünne Zwischenwand von 2 bis 3 mm Dicke ausgedreht. Dieses eigentliche Versuchsrohr, das sich auf der Drehbank mit guter Genauigkeit herstellen läßt, wurde an zwei Rohrenden aus Stahl mit 18 % Cr und 8 % Ni elektrisch angeschweißt und nach Einbau in den Ofen durch Schliffe auf der einen Seite mit der Wasserstoffzuleitung und auf der anderen Seite mit der Vakuumpumpe verbunden. Hierdurch wurde eine Beeinflussung der Probe durch das Einschweißen oder Einlöten vermieden *(Bild 8)*.

Zur Messung des Wasserstoffdruckes ist auf der Wasserstoffseite des Versuchsrohres ein Quecksilbermanometer angebracht. Auf der Vakuumseite ist das Rohr in üblicher Weise mit der Gassammelpumpe und dem Mikroanalysator verbunden. Die Möglichkeit, daß bei dieser Anordnung Wasserstoff mitgemessen wird, der nicht durch die Meßfläche, sondern durch die Außenwand des Rohres und den Ofenraum nach der Vakuumseite einwandert, ist unwahrscheinlich, weil etwa durchtretender Wasserstoff durch die sauerstoffhaltige Atmosphäre außerhalb des Rohres verbrannt werden würde. Zur Erhitzung des Rohres dient ein elektrischer Ofen mit selbsttätiger Temperaturregelung. Die Temperatur wurde mit einem Platin-Platinrhodium-Thermoelement gemessen, das am Versuchsrohr in Höhe der Zwischenwand befestigt und vor dem Versuch mit einem durch die Bohrung des Rohres bis an die Zwischenwand geschobenen Thermoelement geeicht wurde.

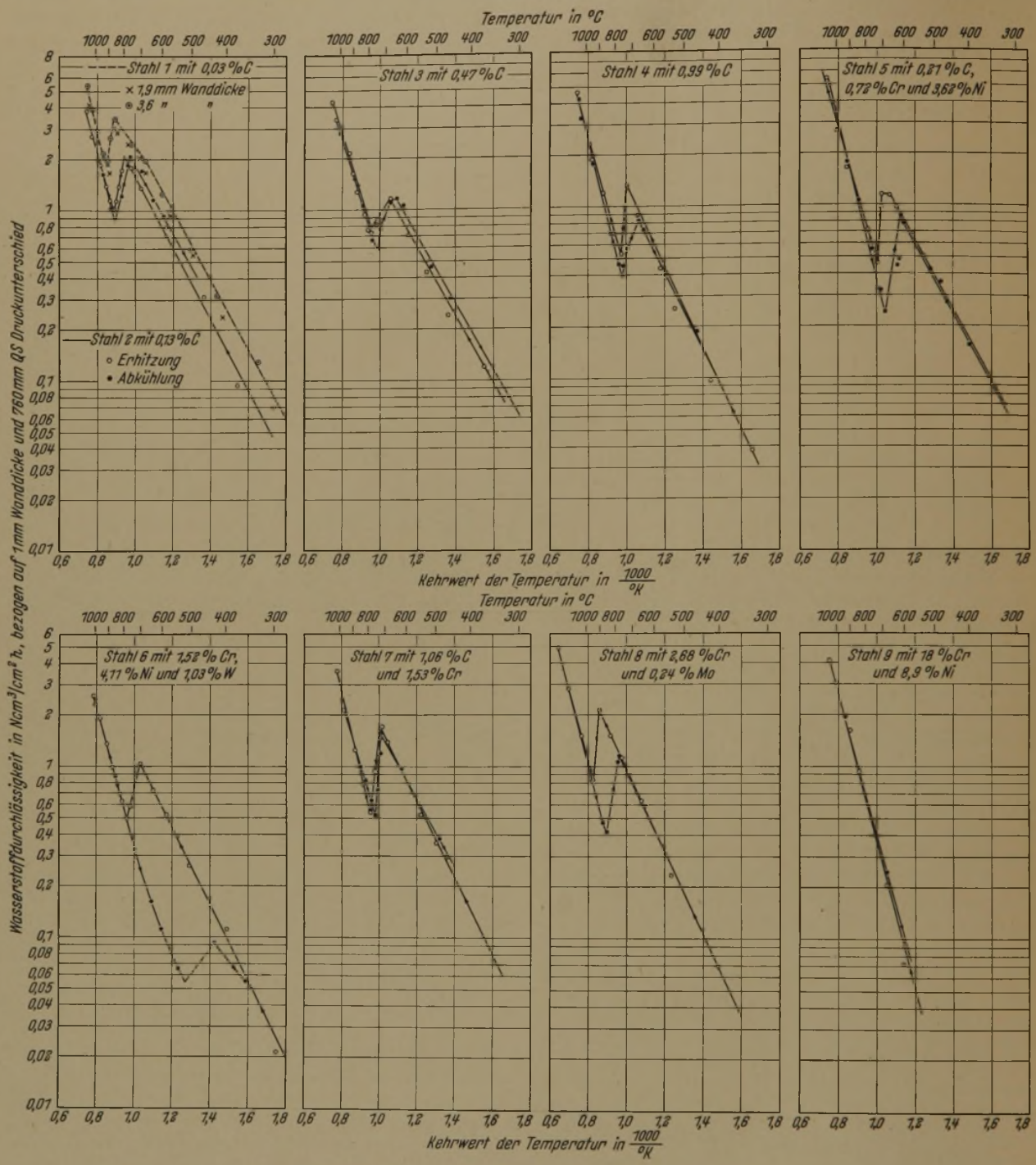
Der Wasserstoff für die Versuche wurde aus Kalilauge an Nickelelektroden entwickelt und zur Reinigung hintereinander durch konzentrierte Schwefelsäure, Phosphorpentoxyd, glühenden Platinasbest und dann noch zweimal durch Phosphorpentoxyd geleitet. In dem so gereinigten Wasserstoff ließ sich Sauerstoff nicht mehr nachweisen.

Versuchsergebnisse.

Die Zusammensetzung der untersuchten Stähle ist aus *Zahlentafel 2* zu ersehen. Außer einer Reihe von unlegierten Stählen verschiedenen Kohlenstoffgehalts wurde je ein flockenempfindlicher Chrom-Nickel-, Chrom-Nickel-Wolfram- und Chromstahl sowie ein Chrom-Molybdän-Stahl und ein austenitischer Chrom-Nickel-Stahl untersucht. Die Kohlenstoffgehalte der unlegierten Stähle waren so gewählt, daß sie mit den flockenempfindlichen Stählen vergleichbar waren.

Der erste Versuch wurde an Weicheisen (Stahl 1) mit 3,6 mm Zwischenwanddicke ausgeführt. Die zwischen

[29]) Stahl u. Eisen 58 (1938) S. 1239/50 (Werkstoffaussch. 441); Techn. Mitt. Krupp, A.: Forsch.-Ber., 1 (1938) S. 223/43.



Bilder 9 bis 16. Wasserstoffdurchlässigkeit der untersuchten Stähle in Abhängigkeit von der Temperatur.

Zahlentafel 2. Chemische Zusammensetzung und Wasserstofflöslichkeit untersuchter Stähle.

Stahl	C %	Si %	Mn %	Cr %	Mo %	Ni %	Sonstiges %	Wasserstoffaufnahme bei 950° cm³/100 g
1	0,03	0,01	0,12	—	—	—	—	—
2	0,13	0,14	0,35	—	—	—	—	5,64
3	0,47	0,26	0,71	—	—	—	—	—
4	0,99	0,31	0,45	—	—	—	—	4,97
5	0,21	0,24	0,47	0,72	—	3,62	—	—
6	0,13	0,30	0,40	1,52	—	4,11	1,03 W	5,56
7	1,06	0,42	0,30	1,53	—	—	—	5,61
8	0,25	0,24	0,90	2,68	0,24	—	—	5,70
9	0,10	0,67	0,40	18,0	—	8,9	—	7,60
10	0,24	0,28	0,90	2,72	0,26	—	0,52 Al	5,84

300 und 1070° erhaltenen Werte für die durchgelassene Wasserstoffmenge sind — umgerechnet auf Ncm³/h, 1 cm² Fläche und 1 mm Wanddicke für einen Druckunterschied von 760 mm QS — in logarithmischem Maßstab in *Bild 9* der reziproken absoluten Temperatur gegenübergestellt. In Uebereinstimmung mit den Untersuchungen von W. R. Ham[25]) bis [27]) liegen auch die bei den eigenen Untersuchungen gemessenen Werte bis etwa 850° mit geringer Streuung auf einer Geraden. Im Gebiet der Umwandlung wird die Durchlässigkeit plötzlich verringert, und oberhalb des A_3-Punktes bilden die Werte wiederum eine — allerdings steiler als im α-Gebiet — ansteigende Gerade. Die Werte eines weiteren Versuches mit 1,9 mm Wanddicke sind ebenfalls in *Bild 9* eingezeichnet. Die diesem Versuch entsprechende Kurve

liegt auf oder dicht neben der für 3,6 mm Wanddicke gezogenen und gibt eine Bestätigung für die unmittelbare Beziehung zwischen Wanddicke und durchgelassener Wasserstoffmenge. Die geringen Abweichungen dürften auf Versuchsfehler zurückzuführen sein.

Bei den weiteren Versuchen wurde die Wasserstoffdurchlässigkeit sowohl beim Aufheizen als auch bei der Abkühlung bestimmt. Die an den einzelnen Stählen gemessenen Werte sind in den *Bildern 10 bis 16* dargestellt. Wie diese Kurven erkennen lassen, gilt die für Weicheisen gefundene Abhängigkeit in gleicher Weise auch für die anderen untersuchten Stähle. Im Gebiet der Umwandlung tritt nach einem vorübergehenden Abfall der Durchlässigkeit eine deutliche Aenderung in der Steigung der Geraden ein. Bei der Abkühlung vermindert sich die Durchlässigkeit zunächst entsprechend der für den γ-Zustand geltenden Linie, steigt bei der Umwandlung stark an und fällt dann mit abnehmender Temperatur entsprechend der auch bei der Erwärmung im α-Gebiet gefundenen Abhängigkeit.

Die bei der beschriebenen Versuchsanordnung von der Probe durchgelassenen Wasserstoffmengen waren bei niedrigen Temperaturen so gering, daß eine einigermaßen genaue Messung erst oberhalb 300° möglich war. Bei dem höherlegierten austenitischen Chrom-Nickel-Stahl, dessen Durchlässigkeit bis zu tiefen Temperaturen herab der für das γ-Gebiet gültigen Linie folgt, war entsprechend dem mit steigender Temperatur sich vergrößernden Unterschied zwischen den Kurven für α- und γ-Zustand die Wasserstoffdurchlässigkeit bei 300° etwa 100mal kleiner als bei den übrigen hier untersuchten Stählen. Es wurden deshalb erst oberhalb 600° meßbare Werte erreicht.

Um einen Ueberblick über die Größenordnung des Unterschiedes in der Durchlässigkeit zwischen α- und γ-Zustand in einem größeren Temperaturgebiet geben zu können, wurden die an dem Chrom-Nickel-Wolfram-Stahl (Stahl 6) gefundenen Geraden *(Bild 13)* bis zu tieferen Temperaturen extrapoliert *(Bild 17)*. Zahlenmäßig ergeben sich aus dieser Kurve für die durchgelassene Wasserstoffmenge bei 1 mm Wanddicke und 760 mm QS Druckunterschied folgende Werte:

	im γ-Gebiet $Ncm^3/cm^2 \cdot h$	im α-Gebiet $Ncm^3/cm^2 \cdot h$
bei 1000°	2,4	—
900°	1,2	—
800°	0,55	—
700°	0,24	1,0
600°	0,085	0,59
500°	0,018	0,26
400°	0,0032	0,11
300°	0,00027	0,029
200°	0,000008	0,0045
100°	0,000000034	0,00026

Wie diese Zahlen erkennen lassen, nimmt die Durchlässigkeit, besonders des Austenits, mit sinkender Temperatur immer schneller ab. Entsprechend dem Unterschied in der Lage der Geraden in *Bild 17* beträgt die Wasserstoffdurchlässigkeit im α-Gebiet bei 700° das 4,16fache, bei 500° das 14,5-fache, bei 300° das 107fache und bei 100° schon das 7650fache der bei gleicher Temperatur im γ-Gebiet durchgelassenen Wasserstoffmengen.

Die bei den Versuchen für die Durchlässigkeit von Weicheisen im α- und γ-Gebiet gefundenen Geraden wurden in *Bild 18* ebenfalls bis zu tieferen Temperaturen extrapoliert. In der Abbildung ist außerdem das Ergebnis eines Durchlässigkeitsversuches von W. R. Ham und W. L. Rast[27]) eingezeichnet. Zwischen 350° und etwa 180° ergibt sich daraus eine ausgezeichnete Uebereinstimmung zwischen der Kurve für das α-Gebiet und den Werten von Ham und Rast. Unterhalb 180° fällt jedoch die Kurve der letztgenannten plötzlich steil ab, bis zu etwa 160°, von wo sie wieder auf die α-Gerade zuläuft. Ham und Rast erklären diesen Steilabfall mit einer Umwandlung des Eisengitters, die sie den „A_0-Punkt" nennen. Es muß in diesem Zusammenhang aber erwähnt werden, daß der Steilabfall auch auf den Verlauf der Adsorptionskurve von Wasserstoff an Eisen, wie sie C. J. Smithells[30]) wiedergibt, zurückgeführt werden kann. Aus den Ergebnissen der eigenen Untersuchungen kann zu diesem Punkte nichts gefolgert werden, da sie aus den weiter oben besprochenen Gründen oberhalb 300° ausgeführt wurden und Untersuchungen bei tieferen Temperaturen eine weitgehende Aenderung der Versuchseinrichtung erfordert hätten.

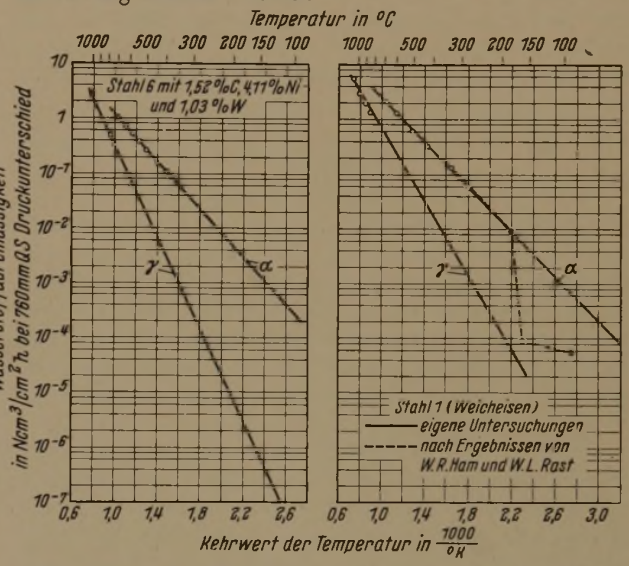


Bild 17 und 18. Vergleich der Wasserstoffdurchlässigkeit von Austenit und Ferrit bei verschiedenen Temperaturen. (Kurven extrapoliert.)

Vergleicht man nun die Durchlässigkeitskurven der untersuchten Stähle, so ist festzustellen, daß die unterschiedliche Neigung der Geraden im α- und γ-Gebiet und damit die Temperaturabhängigkeit der Wasserstoffdurchlässigkeit bei allen Stählen praktisch gleich ist. Lediglich die Lage der Geraden ist bei einigen Stählen zu etwas höheren oder niedrigeren Durchlässigkeitswerten verschoben. Bei den unlegierten Stählen wird die Wasserstoffdurchlässigkeit mit steigendem Kohlenstoffgehalt geringer. Bei den drei flockenempfindlichen legierten Stählen ist dagegen der Einfluß der Legierung auf die Durchlässigkeit im Vergleich zu den unlegierten Stählen entsprechenden Kohlenstoffgehaltes nicht einheitlich. Bei dem Chrom-Nickel-Wolfram-Stahl ist die Durchlässigkeit im α-Gebiet herabgesetzt. Besonders groß sind die Unterschiede, die sich bei der Abkühlung im Bereich tieferer Temperaturen ergeben; hier folgt der legierte Stahl noch der Kurve des γ-Zustandes mit geringerer Durchlässigkeit, während der unlegierte Stahl schon längst umgewandelt ist. Bei dem wolframfreien Chrom-Nickel-Stahl besteht jedoch gegenüber dem entsprechenden Kohlenstoffstahl bei der Erwärmung praktisch kein Unterschied. Die Verschleppung der γ/α-Umwandlung tritt bei der hier angewendeten langsamen Abkühlung bei diesem Stahl nicht mehr so deutlich in Erscheinung. Der Kugellagerstahl mit 1 % C und 1,5 % Cr zeigt gegenüber dem unlegierten Stahl gleichen Kohlenstoff-

[30]) Gases and Metals. London 1937.

gehaltes im α-Gebiet eine etwas höhere Durchlässigkeit. Im γ-Gebiet sind dagegen die Unterschiede in der Wasserstoffdurchlässigkeit bei sämtlichen untersuchten Stählen verhältnismäßig gering.

Bei der späteren Verwertung der Durchlässigkeitskurven für die Beurteilung der Flockenempfindlichkeit ist zu berücksichtigen, daß alle bei der Abkühlung ausgeführten Messungen für eine stark verzögerte Ofenabkühlung gelten, da für jede Bestimmung die Temperaturen etwa 2 h gleichgehalten werden mußten. Gerade bei den als flockenempfindlich bekannten Chrom-Nickel-Stählen tritt aber bei beschleunigter Abkühlung eine erhebliche Verschiebung der Umwandlung zu tieferen Temperaturen hin ein, wenn die Abkühlung mit den Geschwindigkeiten erfolgt, die üblicherweise zur Flockenbildung führen. Demgemäß bleibt unter praktischen Bedingungen der γ-Zustand und die an ihn gebundene geringere Durchlässigkeit bis zu tieferen Temperaturen erhalten, wobei außerdem die Durchlässigkeit mit fallender Temperatur der Kurve des γ-Zustandes entsprechend schneller abnimmt.

Löslichkeit von Wasserstoff in verschieden zusammengesetzten Stählen.

Aehnlich wie zur Frage der Durchlässigkeit zeigte die Durchsicht des zahlreichen Schrifttums über die Aufnahmefähigkeit von Eisen- und Eisenlegierungen für Wasserstoff, daß Ergebnisse von Messungen an technischen Stählen nur vereinzelt, an den in diesem Zusammenhang besonders wichtigen flockenempfindlichen Stählen aber überhaupt nicht vorhanden sind. Es wurden deshalb mit den in *Zahlentafel 2* wiedergegebenen Stählen Löslichkeitsuntersuchungen ausgeführt.

Für die genaue Kenntnis des Einflusses der Wasserstofflöslichkeit auf die Flockenneigung wäre es erwünscht, den Löslichkeitsverlauf vom Schmelzpunkt bis auf Raumtemperatur zu kennen; da aber die Einstellung des Gleichgewichts bei tiefen Temperaturen wegen der geringen Durchlässigkeit auf unüberwindliche Schwierigkeiten stößt, mußte hiervon wie auch in allen früheren Untersuchungen ähnlicher Art Abstand genommen werden. Anderseits erschien es unnötig, die gesamte Kurve der Wasserstofflöslichkeit vom Schmelzpunkt abwärts aufzunehmen, weil die im Schrifttum vorhandenen Löslichkeitskurven verschiedenster Legierungen in Temperaturgebieten, in denen keine Phasenumwandlungen auftreten, weitgehend parallel verlaufen. Es schien zur Kennzeichnung der verschiedenen Stahlarten für den hier vorliegenden Zweck daher ausreichend, die Löslichkeit bei einer Temperatur oberhalb der γ/α-Umwandlung zu bestimmen. Wie H. Schenck[31]) zeigte, wird die Löslichkeit bei tiefen Temperaturen unterhalb der Umwandlung selbst bei reinem Eisen so gering, daß sie schon in diesem Falle zur Erklärung der Flockenbildung ausreichen würde. Daß zum mindesten die Löslichkeit der niedriglegierten flockenempfindlichen Stähle bei tiefen Temperaturen nicht nennenswert größer sein kann als die reinen Eisens, wird ferner durch die geringen Unterschiede in der Durchlässigkeit angedeutet.

Versuchsanordnung.

Bei den im Schrifttum vorhandenen Arbeiten[32]) ist nach dem Vorbild von A. Sieverts[21])[33])[34]) die Wasserstofflöslichkeit durch Messung der Wasserstoffmenge bestimmt worden, die die im Vakuum befindliche Probe bei der Versuchstemperatur nach Anschalten einer mit Wasserstoff gefüllten Meßbürette aus dieser herauszog oder aufnahm. Im Gegensatz hierzu wurde bei den eigenen Versuchen die Einrichtung so gebaut, daß die von der mit Wasserstoff gesättigten, auf Versuchstemperatur befindlichen Probe nach Anschalten an eine Vakuumpumpe abgegebene Gasmenge gemessen wurde. Diese Anordnung gestattet einen wesentlich einfacheren Aufbau und vermeidet die durch die Durchlässigkeit des Quarzes bei hohen Temperaturen bedingten Fehlerquellen.

Voraussetzung für eine Bestimmung der Wasserstoffaufnahmefähigkeit nach diesem Verfahren ist eine Sättigung mit Wasserstoff und eine gleichmäßige Verteilung des Wasserstoffs über den ganzen Querschnitt des Probekörpers. Das Vorhandensein der Sättigung wurde durch Vorversuche mit verschieden langen Beladungszeiten festgestellt und hiernach die Beladungszeit für die Hauptversuche ausgewählt. Die gleichmäßige Verteilung des Wasserstoffs über den Probequerschnitt bei Beginn der Extraktion ist nach dem über die Wasserstoffabgabe Gesagten nur möglich, wenn nach ausreichend langer Beladungszeit in strömendem Wasserstoff unmittelbar anschließend die Entgasung vorgenommen werden kann, ohne daß die Probe zwischendurch abgekühlt wird. Die Umschaltung von Beladung auf Entgasung geht dabei einfach durch Umstellen zweier Quarzhähne vor sich. Nach einer derartigen Wasserstoffglühung ist naturgemäß am Ende der Beladung der Hohlraum des Quarzrohres um die Probe herum mit Wasserstoff gefüllt, und es läßt sich bei Beginn der Entgasung nicht ohne weiteres sagen, wieviel Wasserstoff aus dem Hohlraum des Rohres kommt und wann die Gasabgabe der Probe beginnt. Hierzu muß erst der Gasinhalt des Rohres ermittelt werden. Für die Genauigkeit der Messungen ist natürlich von großem Wert, daß dieser tote Raum möglichst klein ist. Deshalb wurde die Verschlußkappe des Quarzrohres, wie es *Bild 8* zeigt, so ausgebildet, daß sie den von der Probe nicht beanspruchten Raum weitgehend ausfüllt. Aehnliche Ausführungen des Versuchsrohres sind für Löslichkeitsversuche üblich und während des Laufes dieser Untersuchungen auch von K. Iwasé und M. Fukusima[35]) sowie von W. Baukloh und R. Müller[36]) mitgeteilt worden. Im Gegensatz zu den bisher gebräuchlichen Ausführungen konnte bei den eigenen Versuchen auf die doppelwandige Ausführung des Rohres verzichtet werden, da ja die Aufnahmefähigkeit der Probe durch Evakuieren ermittelt wurde und sich das einfache Quarzrohr gegen den Zutritt der Außenluft auch bei hohen Temperaturen als völlig dicht erwies. Lediglich der Innenraum des Füllkörpers, in den während der Beladung der Probe Wasserstoff einwanderte, mußte zu Beginn jeder Entgasung durch Anschalten an eine zweite Vakuumpumpe leergesaugt werden.

Die Versuchsanordnung ist aus *Bild 8* ersichtlich. Zur Ausführung des Versuches wird die vorher im Hochvakuum bei 1050° bis 1100° gründlich entgaste Probe von 20 mm Dmr. und 50 mm Länge in das Quarzrohr eingebaut, im Vakuum auf Versuchstemperatur gebracht und, wenn keine Gase mehr abgegeben wurden, 15 h im langsamen Wasserstoffstrom geglüht. Als Versuchstemperatur wurde, um die bei höheren Temperaturen auftretenden apparativen Schwierigkeiten mit Sicherheit zu vermeiden, 950° gewählt. Die Wasserstoffentwicklung und -reinigung war die gleiche wie bei den Durchlässigkeitsversuchen. Bei dem hiernach

[31]) Einführung in die physikalische Chemie der Eisenhüttenprozesse, Bd. 1, Berlin 1932, S. 155; Bd. 2, Berlin 1934, S. 246. Siehe auch Luckemeyer-Hasse, L., und H. Schenck: Arch. Eisenhüttenw. 6 (1932/33) S. 209/14.

[32]) Siehe Sammelreferat von Kubaschewski, O.: Z. Elektrochem. 44 (1938) S. 152/67.

[33]) Z. Elektrochem. 16 (1910) S. 707/13.

[34]) Z. phys. Chem. 77 (1911) S. 591/613.

[35]) Sci. Rep. Tôhoku Univ. 27 (1938) S. 162/88.

[36]) Arch. Eisenhüttenw. 11 (1937/38) S. 509/14.

vorliegenden Reinheitsgrad des Wasserstoffs ist, wie die Untersuchung der Probe eines Stahles mit 0,99 % C nach mehrmaliger Löslichkeitsbestimmung auf Kohlenstoff zeigte, eine Entkohlung nicht eingetreten und konnte auch im Schliffbild nicht festgestellt werden.

Während der Beladung strömte der Wasserstoff durch Hahn 1 in das Rohr und von dort durch Hahn 2 und Hahn U über eine Vorlage mit konzentrierter Schwefelsäure ins Freie. Sein Druck konnte am Manometer M gemessen werden. Zur Entgasung wurden zunächst die Hähne 1 und 2 geschlossen, Hahn U umgestellt und der Raum zwischen U und 2 leergesaugt. War Hochvakuum erreicht, so konnten nach Oeffnen von Hahn 2 die im Quarzrohr befindlichen Gase mit der Quecksilbertropfpumpe abgepumpt und im Analysator gemessen und untersucht werden.

Bei der auf diese Weise durchgeführten Ermittlung der Aufnahmefähigkeit wird, wie schon gesagt, nicht nur der von der Probe abgegebene Wasserstoff, sondern auch die aus dem toten Raum des Rohres kommende Gasmenge gemessen. Es war also erforderlich, durch Leerversuche die bei den verschiedenen Temperaturen in diesem Raum befindliche Gasmenge genau zu bestimmen.

Das geschieht auf folgende Weise. Durch Auspumpen des ohne Probe 15 h bei t° unter Durchleiten von Wasserstoff geglühten Quarzrohres wird die Gasmenge Q_t (0°, 760 mm QS) ermittelt. Zur Bestimmung des nach Einbringen der Probe und Erhitzen auf t° im toten Raum des Quarzrohres noch vorhandenen Gasvolumens muß die auf Normalbedingungen reduzierte, aus dem Rohr extrahierte Gasmenge um das ebenfalls auf Normalbedingungen reduzierte Gasvolumen G_0, das der Probe bei t° entspricht, vermindert werden. Dieses kann wie folgt errechnet werden: Ist V das Volumen der Eisenprobe bei Raumtemperatur, so nimmt diese bei t° das Volumen $V_t = V (1 + 3 \alpha t)$ ein, entsprechend einem gleich großen Wasserstoffvolumen G_t, das sich nach der Gleichung $G_0 = \frac{273 \cdot G_t}{273 + t}$ auf Normalbedingungen (0°, 760 mm QS) umrechnen läßt. Die im toten Raum des Quarzrohres befindliche Gasmenge V_1 ist also

$$Q_t - G_0 = Q_t - V \cdot (1 + 3 \alpha t) \cdot \frac{273}{273 + t}.$$

Die Auswertung eines Versuches, bei dem die abgepumpten Gasmengen stündlich gemessen werden, geht nun in folgender Weise vor sich. Von der in der ersten Stunde extrahierten Gasmenge wird der für eine Stunde ermittelte Leerwert des Rohres unter Berücksichtigung der oben bestimmten Berichtigungen in Abzug gebracht. Die vom Beginn der zweiten Stunde an gemessenen Werte werden aufgezeichnet und durch Abzug der für das Quarzrohr bestimmten Leerwertskurve das Ende der Probeentgasung graphisch ermittelt. Eine solche Kurve zeigt *Bild 19*. Die von der Probe aufgenommene Wasserstoffmenge wird dann folgendermaßen errechnet:

Aus dem Gesamtraum des Rohres wurden nach 15stündiger Beladung bei 950° und p = 760 mm QS im Laufe einer Stunde extrahiert . . . . . (0°, 760 mm QS)	13,5 cm³ H_2
Davon ist abzuziehen die dem Probenvolumen bei 950° entsprechende Gasmenge (reduziert auf 0° und 760 mm QS)	3,65 cm³ H_2
Bei 950° und 760 mm QS Druck sind im toten Raum des Rohres	9,85 cm³ H_2
In der ersten Stunde der Entgasung wurden aus Rohr + Probe abgesaugt	15,7 cm³ H_2
Davon ist die im toten Raum befindliche Gasmenge abzuziehen	9,85 cm³ H_2
In der ersten Stunde aus der Probe extrahiert .	5,85 cm³ H_2
Die Zahlenwerte der in den weiteren Stunden extrahierten Gasmengen werden aufgezeichnet und durch Abziehen der Leerwertskurve *Bild 19* das Ende der Entgasung ermittelt.	
Die bis zur 7. Stunde abgesaugte Gasmenge betrug noch	0,98 cm³ H_2
Insgesamt aus der Probe extrahiert	6,83 cm³ H_2

Bei einem Probengewicht von 122,45 g mithin 5,85 cm³ H_2/100 g.

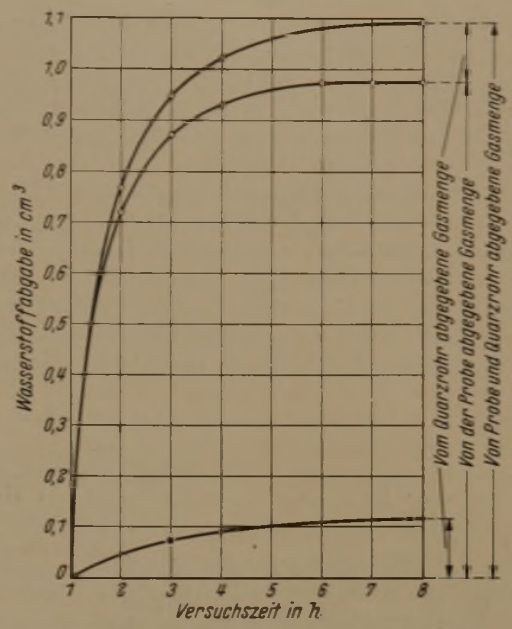


Bild 19. Auswertung eines Versuches über die Wasserstofflöslichkeit von Stahl.

Versuchsergebnisse.

Die Zusammensetzung der untersuchten Stähle und ihre Aufnahmefähigkeit für Wasserstoff ist aus *Zahlentafel 2* zu ersehen. Danach bestehen in der Wasserstofflöslichkeit der unlegierten und leicht legierten Stähle bei 950° praktisch keine Unterschiede. Die gefundenen Werte von 4,95 bis 5,6 cm³/100 g stehen in guter Uebereinstimmung mit den im Schrifttum angegebenen, nach anderen Verfahren bestimmten Werten für unlegierte und niedriglegierte Stähle[37])[38]). Etwas niedriger liegt die Löslichkeit lediglich bei dem Stahl mit 0,99 % C (Stahl 4). Der höherlegierte austenitische Chrom-Nickel-Stahl 9 hatte eine deutlich größere Wasserstoffmenge aufgenommen. Die Ursache hierfür liegt möglicherweise in der höheren Wasserstofflöslichkeit des Nickels, obwohl der Chrom-Nickel-Wolfram-Stahl 6, der 4,1 % Ni enthält, die gleiche Löslichkeit wie die anderen Stähle hat. Auf die höhere Wasserstofflöslichkeit des Austenits kann die Erscheinung jedenfalls nicht zurückgeführt werden, da sich bei der Versuchstemperatur (950°) sämtliche untersuchten Stähle im Austenitgebiet befanden.

Um den Einfluß einer schnellen Abkühlung auf den nach der Abschreckung bestimmten Wasserstoffgehalt von Proben aus verschiedenen Stählen, die bei hoher Temperatur die gleiche Wasserstoffmenge aufnehmen, deutlich zu veranschaulichen, wurde folgender Versuch ausgeführt. Von dem unlegierten Stahl 2 mit 0,13 % C und dem Chrom-Nickel-Wolfram-Stahl 6 mit gleichem Kohlenstoffgehalt wurden Proben von 9 mm Dmr. und 30 mm Länge 15 h bei 1100° in einem Quarzrohr unter Durchleiten von reinem Wasserstoff geglüht und anschließend mit dem Quarzrohr in Wasser abgeschreckt. Auf diese Weise wurde eine Verzunderung der Proben vermieden, und diese konnten sofort in die Wasserstoffbestimmungsvorrichtung eingebaut werden. Die hierzu benötigte Zeit betrug vom Beginn des Abschreckens an etwa 5 min, also nur wenig mehr als die zur Abkühlung einer in Kupferkokille gegossenen Wasserstoffprobe bis zum Verschließen des Auf-

[37]) Sieverts, A., G. Zapf und H. Moritz: Z. phys. Chem., Abt. A, 183 (1938) S. 19/37.

[38]) Luckemeyer-Hasse, L., und H. Schenck: Arch. Eisenhüttenw. 6 (1932/33) S. 209/14.

bewahrungsglases benötigte Zeit. Bei der Wasserstoffbestimmung zeigte sich dann, daß die Probe aus dem unlegierten Stahl nur 5,35 cm³ H_2/100 g, die Probe aus dem legierten Stahl aber 7,85 cm³ H_2/100 g enthielt, obwohl beide bei hoher Temperatur die gleiche Wasserstofflöslichkeit haben.

Diese Erscheinung ist auf den ungleichen Verlauf der Wasserstoffdurchlässigkeit der beiden Stähle zurückzuführen. Die γ/α-Umwandlung, mit der ein Steilabfall in der Wasserstofflöslichkeit verbunden ist, tritt bei dem unlegierten Stahl in einem Gebiet von noch verhältnismäßig hoher Durchlässigkeit auf, so daß die frei werdende Wasserstoffmenge zum großen Teil noch die Möglichkeit hat, aus dem Stahl zu entweichen. Bei dem legierten Stahl hingegen verschiebt die schnelle Abkühlung die Umwandlung zu tieferen Temperaturen. Der Löslichkeitssprung geht in einem Gebiet wesentlich geringerer Durchlässigkeit vor sich und die frei werdende Wasserstoffmenge kann dann den Stahl nicht mehr verlassen. Der Versuch bestätigt die weiter oben ausgesprochene Vermutung, daß es nicht angängig ist, aus der Art der Wasserstoffabgabe oder dem Wasserstoffgehalt abgeschreckter Proben verschiedener Legierungen Rückschlüsse auf deren Wasserstofflöslichkeit bei höheren Temperaturen zu ziehen, sondern daß hierfür nur eine Messung bei der betreffenden Temperatur beweiskräftig ist.

[Schluß folgt.]

Werkstoff für Stahlwerkskokillen.

Von Kurt Hoffmann in Neunkirchen (Saar).

[Bericht Nr. 385 des Stahlwerksausschusses des Vereins Deutscher Eisenhüttenleute*).]

(Werkstoff und Leistung von Kokillen. Ursachen des vorzeitigen Unbrauchbarwerdens. Form- und gießtechnische Maßnahmen bei der Herstellung von Kokillen. Behandlung im Stahlwerk und Einfluß auf das Wachsen des Gußeisens und die Rißbildung. Wirkung der Begleitelemente des Kokillenwerkstoffes. Untersuchungen an Kokillen während des Gebrauches.)

Die Frage des geeignetsten Werkstoffes für Stahlwerkskokillen ist schon oft in in- und ausländischen Fachkreisen Gegenstand ausgedehnter Aussprache und vielseitiger Untersuchungen gewesen. Trotzdem findet man immer noch sehr entgegengesetzte Meinungen und leider nur sehr wenig Versuchsergebnisse, die sich unmittelbar miteinander vergleichen lassen, weil die Block- und Kokillenabmessungen überall verschieden sind und man sich bisher nicht hat entschließen können, in Gemeinschaftsarbeit unter Ausschaltung möglichst vieler Sondereinflüsse größtmögliche Klärung der noch ungelösten Fragen herbeizuführen. So kranken die meisten Angaben in Arbeiten über Stahlwerkskokillen am Fehlen wirklich vergleichbarer Werte, so daß bei der Vielheit der zu berücksichtigenden Einflüsse einwandfreie Schlüsse nicht gezogen werden können. Beispielsweise sind die Zeitspannen zwischen den einzelnen Abgüssen, die dadurch bedingten Temperaturunterschiede, die Abkühlungsarten, Wandstärken, Standzeiten und dergleichen von so grundlegender Wichtigkeit, daß man Versuche nur dann mit Aussicht auf Erfolg durchführen kann, wenn man in der Lage ist, eine größtmögliche Gleichförmigkeit dieser Einflüsse zu erreichen.

Als Maßstab für die Leistung einer Kokille wird meist der Verbrauch in kg/t Rohstahl angegeben. Damit ist zwar die Verschiedenheit des Verhältnisses von Kokillengewicht zu Blockgewicht bei verschiedenartigen Kokillen berücksichtigt, nicht aber die Ansprüche, die der Stahlwerker an die Güte der Oberflächenbeschaffenheit des Blockes stellt. Genau genommen ist aber nur die Geldausgabe je Tonne Rohstahl der allein maßgebende Wertmesser unter der Voraussetzung, daß alle Ausgaben wie z. B. Beförderungskosten, Anwärmkosten und alle Gutschriften im richtigen Ausmaße berücksichtigt sind. Der natürliche Maßstab für die Dauer der Betriebszeit einer Kokille ist auf jeden Fall das Aussehen des Stahlblocks. Durchaus abwegig ist es, die Haltbarkeit einer Kokille auf Kosten der Sauberkeit des Blockes in die Höhe zu treiben. Denn die Verluste, die dann durch größere Schuppigkeit der Blöcke entstehen, sind unter Umständen viel schwerwiegender als die Gesamtausgabe für Kokillen je Tonne Rohstahl. Die Schuppen verursachen Außenfehler, die bis in das fertige Walzgut zu verfolgen sind. Außerdem treten Verlustzeiten und Wärmeverluste auf, wenn die Blöcke sich nur mit Gewaltanwendung aus der Kokille entfernen lassen.

Im nachstehenden sollen nun die für den Gießereifachmann wesentlichen Punkte der Kokillenfrage erläutert werden, was aber auch für den Stahlwerker beachtenswert sein dürfte. Die Ursachen, die zum vorzeitigen Unbrauchbarwerden einer Kokille führen, lassen sich in zwei Gruppen einteilen, nämlich in Fehler bei der Herstellung der Kokille und Fehler in der Behandlung während des Gebrauches. Den Gießereifachmann berührt naturgemäß die erstgenannte Gruppe am meisten, weil die Fehler dieser Art in seinem Verantwortungsbereich liegen.

Kokillen sind Gußstücke von ziemlich erheblicher Wanddicke. Trotzdem müssen Ungleichmäßigkeiten in der Wanddicke peinlich vermieden werden, um das Auftreten unnötiger Spannungen zu verhindern. Kokillen mit einseitig geschwächter Wanddicke ergeben immer eine geringere Haltbarkeit und endigen meist durch einen von unten nach oben verlaufenden Großriß in der geschwächten Wand. Besondere Aufmerksamkeit muß der Herstellung der Kerne zugewandt werden. Ein ungleichmäßig gestampfter Kern leistet dem Druck der Eisensäule ungleichen Widerstand und verursacht eine wellenförmige Innenfläche der Kokille. Die Folge sind Ausschleifungen und vorzeitige Beschädigung der Gußhaut. Die Zerstörung der Gußhaut ist immer schädlich, mag sie nun von Schülpen herrühren oder durch ungeschickte Handhabung des Kernausstoßhammers hervorgerufen sein. Schülpen sind auf unsachgemäße Kerntrocknung oder mangelhafte Luftabführung zurückzuführen. Ueber die Art der zu verwendenden Kerneisen gehen die Meinungen auseinander, ob man runde oder der Kokillenform angepaßte Kerneisen verwenden soll oder ob zerlegbare Kerneisen zweckmäßiger sind, die bestimmte Zeit nach dem Guß gelöst und in einzelnen Teilen herausgenommen werden. Wichtig ist vor allem das rechtzeitige Entfernen des Kerneisens aus der gegossenen Kokille, nämlich zu einem

*) Vorgetragen in der gemeinschaftlichen Sitzung des Unterausschusses für den Siemens-Martin- und für den Thomasbetrieb am 11. Februar 1941 in Düsseldorf. — Sonderabdrucke sind vom Verlag Stahleisen m. b. H., Düsseldorf, Postschließfach 664, zu beziehen.

Zeitpunkt, in dem etwa aufgetretene Schrumpfspannungen möglichst noch durch die Eigentemperatur ausgeglüht werden können, also wenn die Kokille noch eine Temperatur von erheblich mehr als 720° hat.

Kokillen werden im allgemeinen in steigendem Guß hergestellt. Dabei sind verschiedene form- und gießtechnische Maßnahmen zu beachten. So empfiehlt sich die Verwendung doppelter Steigläufe im Unterkasten, um anfänglich gebildete Spritzkugeln durch gleichmäßig eintretendes warmes Eisen aufzulösen. Sehr wichtig ist das sorgfältige Auftragen einer guten Formschwärze, um saubere Flächen zu erhalten. Die großen Kokillenkerne neigen besonders dann zu Rissen, wenn die Trockentemperaturen zu schnell gesteigert werden. Für die Kerne sollen Formstoffe verwandt werden, die nicht zu feste Kerne ergeben, weil sonst die Schrumpfung behindert wird. Gut bewährt hat sich eine Kernsandmischung aus zwei Drittel Altsand, ein Drittel Neusand und einem Zusatz von 1 % Kernöl. Kerne aus diesem Sand lassen sich rissefrei trocknen, wenn die Temperatur mit 120° beginnend langsam auf die für Oelsand nicht zu hoch zu haltende Endtemperatur, also auf etwa 180° gesteigert wird. Durch den geringen Oelzusatz läßt sich der Kern leicht und ohne Beschädigung der Gußhaut entfernen. Daß beim Herstellen der Form und beim Gießen von Kokillen alle bekannten Vorsichtsmaßregeln zur Verhütung des Mitreißens von Schlacke angewendet werden, bedarf nur der Erwähnung. Auch nach dem Guß muß die Kokille pfleglich behandelt werden. Die rechtzeitige Entfernung des Kerneisens wurde bereits erwähnt. Wenn auch manche Forscher im frühzeitigen Entfernen des Formsandes von der Außenfläche der Kokille keine bedenkliche Maßnahme erblicken, so scheint es doch die Entstehung von Gußspannungen zu fördern. Deshalb kann diese Erhöhung der Abkühlungsgeschwindigkeit kein geeignetes Mittel sein, um die Bildung allzu groben Graphits zu verhindern.

Die Gießtemperatur für Kokillen ist wegen der großen Wanddicken zur Vermeidung von Lunkern niedrig zu halten. Auch das Glühen der fertigen Kokille findet keine allgemein gleichartige Beurteilung. Zweifellos ist es dazu angetan, Gußspannungen zu beseitigen, doch hat es sich wohl der Kosten wegen bisher nicht einbürgern können. T. Berglund und A. Johansson[1]) stellten eine deutliche Verbesserung der Haltbarkeit durch Glühen fest, während englische Forscher[2]) glauben, daß ein besonderes Ausglühen sich erübrigt, weil nach jedem Abguß ein dem Glühen gleichwertiger Vorgang stattfinde. Dieser Ansicht ist wohl kaum beizutreten. Ganz sicher ist die Erhitzung der Kokille durch das Gießen schon wegen der damit verbundenen Temperaturverschiebung etwas ganz anderes als ein Glühen.

Die Anzahl der Fehler, die in der Behandlung der Kokillen im Stahlwerk gemacht werden können, ist nicht minder groß. Die Kokillen sollen nur in angewärmtem Zustand in Betrieb genommen werden. Viele Stahlwerke sind dazu übergegangen, die Kokillen mit Gasbrennern zu beheizen, um sie mit Temperaturen von mindestens 60 bis 80° in Gebrauch nehmen zu können. Eine alte Erfahrung des Stahlwerkers ist, daß in kalten Wintern die nach 24stündiger Pause am Montag verwendeten Kokillen oft durch Großrisse zerstört werden. Ebenso wie zu starke Abkühlung ist auch ungleichmäßiges Abkühlen die Ursache vorzeitigen Unbrauchbarwerdens von Kokillen. Man muß bestrebt sein, Stahlblock und Kokille möglichst schnell voneinander zu trennen, da übermäßige Standzeiten infolge starker Oxydation und ungleichmäßiger Erwärmung schädlich sind und durch die hervorgerufenen hohen Temperaturen das Wachsen des Gußeisens begünstigen. Die Frage, durch welchen Einfluß nun eine Kokille am meisten verbraucht wird, läßt immer noch verschiedene Antworten zu. In einem Punkte aber stimmen alle Forscher überein, nämlich, daß die Kokille nicht zu wenig abkühlen darf, da es zu den schlimmsten Folgen führt, wenn Kokillen zu heiß wieder in Betrieb genommen werden. Der Schutzanstrich von Teer oder Lack verbrennt nicht nur oder haftet nicht, sondern vor allem tritt auch eine viel frühere und viel stärkere Bildung eines Netzes von tiefen Rissen ein, die zum Loslösen von ganzen Flächen an der Kokilleninnenseite führt. Beispielsweise wurde durch einen Versuch mit zwölf Kokillen festgestellt, daß die Haltbarkeit durchschnittlich um 22 % höher war, wenn die Kokillen nur dreimal in 24 h abgegossen wurden gegenüber einer sonst üblichen vier- und fünfmaligen Verwendung im gleichen Zeitraum bei Luftkühlung. Um diese Tatsache eingehender beleuchten zu können, muß der Zerstörungsvorgang selbst näher erörtert werden.

Die Kokille besteht aus möglichst wärmebeständigem Hämatitguß. Die Wärmebeständigkeit kann zum Teil durch beschleunigte Abführung der Wärme erreicht werden. Augenscheinlich ist die Wärmeabführung von der Wandstärke und der Oberflächengestaltung abhängig. Die Feststellung von T. Swinden und G. R. Bolsover[3]), daß eine Vergrößerung der Wanddicke eine geringere Haltbarkeit hervorrufen soll, wird in der Arbeit von W. J. Reagan[4]) durch genau gegenteilige Behauptungen in Frage gestellt und findet auch in den Ergebnissen anderer Forscher keine Bestätigung. Bei allen Betrachtungen bleibt die Tatsache bestehen, daß die Innenwand der Kokille stets stärker erhitzt wird als die Außenwand, und daß ein gewisser Zeitraum verstreicht, ehe die Wärme von der Innenwand zur Außenwand durchgedrungen ist. So wird also die Innenschicht sehr bald Temperaturen erreichen, die eine Graphitauflösung zur Folge haben, d. h. 700 bis 800° und mehr, während die Außenschichten nicht so stark erhitzt werden, vielleicht bis zu 500° je nach der Wanddicke der Kokille und der Standzeit. Die Ausdehnung der Innenschicht wird durch die Außenschicht aufgehalten, die bei den genannten Temperaturen eine Zone höherer Festigkeit darstellt. Folglich kann sich das Wachstum nur an der Innenfläche auswirken und ist dort auch eine Folge des vermehrten Sauerstoffzutritts. Die regelmäßig nach jedem Abguß erfolgende Umbildung der Kohlenstofform in der Randzone verursacht eine langsame Auflockerung des Gefüges. Bei den Temperaturen über 720° hat das Gußeisen eine sehr geringe Festigkeit, und so ist eine Rißbildung unvermeidlich. Die Art der Ausbildung dieser Risse ist kennzeichnend für das Unbrauchbarwerden der Kokille und läßt bei gleichem Werkstoff Rückschlüsse auf die vorangegangene Behandlung zu. Bei überwiegender Zahl kleiner Risse in Netzform ist die Kokille gleichmäßiger ausgenutzt und hat eine längere Lebensdauer aufzuweisen als bei sehr tiefen, großen, weniger zahlreichen Rissen. Man kann beide Erscheinungen unabhängig von der Ausbildung und Größe der Graphitlamellen finden. Ihre Ursache muß in der Verschiedenheit der Temperaturen und der Umwandlungsvorgänge liegen. Das Wachsen und die Rißbildung werden beide verursacht durch die Ueberschreitung des Perlitpunktes und die damit zusammenhängende Kohlenstoffumwandlung. Nach J. G. Pearce[5]) vollzieht sich dieser Vorgang für Kokillenwerkstoff bei 780°.

[1]) Jernkont. Ann. 117 (1933) S. 211/43.

[2]) Vgl. Shaw, J.: Foundry Trade J. 56 (1937) S. 308/10.

[3]) Engineer 160 (1935) S. 100/02.

[4]) Amer. Inst. min. metallurg. Engrs., Techn. Publ. Nr. 745, 12 S., Metals Techn. 3 (1936) Nr. 6.

[5]) Foundry Trade J. 56 (1937) S. 392/94.

Der Graphit geht teilweise in Lösung und der Perlit bildet sich zu Austenit um. Dabei findet eine Raumverringerung statt. Umgekehrt wird beim Abkühlungsvorgang wieder Graphit gebildet und eine Raumvergrößerung erreicht, die größer ist als die bisherige Verringerung. Angenommen, daß die übliche Wärmeausdehnung beim Erhitzen und Abkühlen positiv und negativ völlig gleich auftritt, so bleibt der genannte Unterschied als bleibende Raumzunahme oder Wachsen übrig. Offenbar treten in dem Querschnitt der Kokillenwand Temperaturen oberhalb und unterhalb des Umwandlungspunktes zu gleicher Zeit auf, d. h. also, es bestehen Zonen mit Raumabnahme und -zunahme nebeneinander. Dieser Zustand gibt ohne weiteres die Erklärung für die Mikrorisse und für die allmähliche Auflockerung des Gefüges.

Das Wachsen des Gußeisens hängt ab von der erreichten Temperatur und der Häufigkeit des Durchgangs durch den Umwandlungspunkt. Die Ausbildung des Graphits richtet sich nach der Zusammensetzung und den Abkühlungsverhältnissen. Gußeisen mit grober Graphitausbildung begünstigt zwar den raschen Wärmedurchgang, bietet aber der Oxydation größere Angriffsflächen und wächst deshalb stärker. Gefüge mit fein verteiltem Graphit neigt dagegen zum plötzlichen Nachgeben gegenüber Wärmespannungen, was zur Entstehung großer Risse führt. Bei hochgekohlten Roheisensorten muß der Siliziumgehalt stark herabgesetzt werden, um der Gefahr der Bildung allzu groben Graphits zu begegnen. Aus ostmärkischen Werken sind Kokillen mit 4,5 bis 4,8 % C und 0,9 bis 1,3 % Si bekannt, die hervorragende Haltbarkeiten erzielt haben sollen. J. G. Pearce[5]) sagt, man könnte bestrebt sein, den Umwandlungspunkt für Perlit möglichst heraufzusetzen, etwa über die Höhe der auftretenden Temperatur, aber das billige Mittel hierzu, Silizium, sei leider nicht geeignet, weil es den Guß zu weich mache und zu frühzeitiger Zerstörung der Innenfläche führe. Wenn Legierungszusätze der Verteuerung wegen außer Betracht bleiben, wird es also darauf ankommen, ein Gefüge auszubilden, welches ein Höchstmaß an Widerstandskraft gegen das Wachsen mit so viel Dehnung verbindet, daß ein Reißen der Kokille vermieden wird. Vielfach wird zur Graphit- und Kornverfeinerung ein Zusatz von Stahlschrott in der Gattierung gewählt. Das bedingt die Verwendung eines höhersilizierten Hämatits oder eines größeren Anteiles an Roheisen. Dieser Weg dürfte keinen Fortschritt in der Wahl des Werkstoffes bedeuten, denn die durch Stahlschrottzusatz erzielte Herabsetzung des Kohlenstoffgehalts ist nicht geeignet, den Kokillenwerkstoff widerstandsfähiger gegen die genannten Beanspruchungen zu machen. Das gleiche Ziel wäre mit Glühen der Kokillen vom Standpunkte der Roheisenversorgung gesehen wirtschaftlicher zu erreichen.

In einer jüngst veröffentlichten Arbeit weisen K. Knehans und N. Berndt[6]) auf die aufkohlende Wirkung beim Schmelzen mit Pechkoks hin. Auch über die Höhe des zu verwendenden Kokillenbruchanteiles in der Gattierung gehen die Meinungen auseinander. Erfahrungsgemäß kann man den hohen Roheisensatz durchaus entbehren und mit einem Einsatz von nur 40 bis 50 % Roheisen Kokillen mit guter Haltbarkeit herstellen.

In manchen Gießereien werden zur Erzielung einer künstlichen Gefügeverfeinerung Kerneisen von großer Wanddicke benutzt, welche mit einer geringen Lehmschicht überzogen als Schreckschale wirken. Diese Art von Kerneisen muß entsprechend früher entfernt werden.

Für die Ausbildung des Graphits ist der Schmelzbetrieb von wesentlicher Bedeutung. Das Gefüge der Kokillen ist sehr verschieden, je nachdem, ob sie unmittelbar aus flüssigem Roheisen vom Hochofen gegossen oder ob dieses im Kupolofen, Flammofen oder Elektroofen umgeschmolzen worden ist. Welche Ofenart vorzuziehen ist, läßt sich ohne Berücksichtigung der jeweiligen örtlichen Verhältnisse schwer entscheiden. Vielleicht würden auch hier in Gemeinschaftsarbeit durchgeführte Vergleichsversuche eine Klärung bringen. Allgemein wird der Gießereikupolofen als ausreichend betrachtet, um Kokillen mit guter Haltbarkeit herzustellen.

Die üblichen Grenzen für die Zusammensetzung des Kokillenwerkstoffs sind:

$>$ 3,50 % C
über 3,0 bis 3,25 % Graphit
0,35 bis 0,50 % geb. C, d. h. möglichst niedrig
1,6 bis 2,0 % Si
0,4 bis 0,6 % Mn
$<$ 0,10 % P
$<$ 0,08 % S.

Als schädlicher Bestandteil in Gußeisen ist der Schwefel anzusehen. Er macht das Eisen dickflüssig durch die Bildung von Mangansulfid, im Gefüge als taubengraue Einschlüsse bekannt, vorausgesetzt, daß genügend Mangan vorhanden ist, um die Bildung des schädlicheren Schwefeleisens zu verhindern. Obwohl Schwefel der Graphitausscheidung entgegenwirkt, kann er doch nicht die Karbidbeständigkeit erhöhen, weil er gleichzeitig das Sättigungsvermögen des Eisens für Kohlenstoff mindert und weil er stark seigert. Phosphor erniedrigt ebenfalls die Lösungsfähigkeit des Eisens für Kohlenstoff, doch ist der Einfluß bei den geringen Phosphorgehalten des Kokillenwerkstoffs praktisch ohne Bedeutung. Mangan bleibt bei den genannten Gehalten nach F. Wüst und H. Meißner[7]) ohne Einfluß auf die Menge des Graphits, verringert jedoch die Größe der Graphitblättchen. Voraussetzung ist dabei ein gleichbleibender Siliziumgehalt. Steigender Mangangehalt bewirkt eine Erhöhung des Kohlenstoffgehaltes, bedingt durch Mangankarbidbildung. Ein Teil des Mangans tritt aber auch, wie bereits erwähnt, mit Schwefel in Bindung in Form von Mangansulfid und wirkt so entschwefelnd auf das Eisen, da die Sulfide teilweise verschlacken und auch künstlich durch Sodazusatz entfernt werden können. Amerikanische Kokillen haben oft wesentlich höhere Mangangehalte als die europäischen; meist werden Werte über 1 %, sogar bis 1,95 % Mn erwähnt. Außer Zweifel steht aber wohl, daß man die Gefügeveränderung, die vielleicht damit erreicht werden soll, durch richtige Einstellung des Verhältnisses von Kohlenstoff zu Silizium auch billiger erzielen kann. In einer kürzlich erschienenen Zusammenstellung von A. Ristow[8]) ist auf den ungünstigen Einfluß hohen Mangangehaltes hingewiesen worden. Zur Ergänzung sei eine bemerkenswerte Vorschrift erwähnt, die beim Neunkircher Eisenwerk vor etwa 50 Jahren bestand. Zur Herstellung von Kokillen durfte nämlich nur englisches Hämatit mit einem Mangangehalt von höchstens 0,30 % verwandt werden. Dieses Distington-Hämatit enthielt 4,29 % C, 3,43 % Graphit, 2,43 % Si, 0,20 % Mn, 0,038 % P, 0,015 % S. Die Haltbarkeitszahlen lagen zu damaliger Zeit sehr hoch, können aber mit den heutigen nicht verglichen werden, weil die Blockabmessungen heute größer sind.

Silizium steigert die Graphitbildung ganz erheblich, vermindert aber gleichzeitig das Lösungsvermögen für Kohlenstoff, wirkt also kohlenstoffverdrängend.

[6]) Stahl u. Eisen 60 (1940) S. 1132/34.

[7]) Ferrum 11 (1913/14) S. 97/112.

[8]) Stahl u. Eisen 60 (1940) S. 401/04, 427/33 (Stahlw.-Aussch. 367).

Aluminium begünstigt die Graphitbildung sehr stark, nach O. Bauer[9]) etwa zehnmal stärker als Silizium.

Titan fördert ebenfalls die Graphitausscheidung im Gußeisen und ist vor allem als Desoxydationsmittel bekannt. Da es außerdem eine Verwandtschaft zu Stickstoff aufweist, ist sein Einfluß auf den Gasgehalt als günstig zu bezeichnen.

Vanadin hemmt die Graphitbildung, da es sehr leicht Karbide bildet, und verfeinert das Korngefüge.

Die verschiedentlich versuchten Legierungszusätze von Chrom und Molybdän haben Erfolge nicht in dem Maße aufzuweisen vermocht, daß man sich in größerem Umfange dazu hätte entschließen können. Meist stehen die erzielten Erhöhungen der Lebensdauer der Kokillen in keinem günstigen Verhältnis zu den für die Legierungszusätze aufgewandten Kosten.

Beachtenswerte Feststellungen ergeben die Untersuchungen der Festigkeit und Zähigkeit ausgebrauchter Kokillen. Schon die ganz allgemeine Beobachtung beim Zerschlagen im Fallwerk ergibt deutliche Unterschiede zwischen Kokillen, die gleichmäßig ausgenutzt sind und einheitliche Netzbildung aufweisen, und solchen Kokillen, die wenige, aber tiefere Risse an der Innenfläche sowie Löcher von ausgebrochenen Flächen zu verzeichnen haben. Diese sind im ganzen erheblich zäher, vor allem in den Kanten, und verursachen ein Absinken der Leistung des Fallwerks.

Die Härte verschiedener in Sand gegossener Hämatitsorten schwankt von etwa 88 bis 125 Brinelleinheiten, die der gegossenen Kokillen je nach der Wanddicke von 110 bis 145 Einheiten. Von einer Kokille wurden nach je 20 Schmelzen am unteren Ende Ringe abgeschnitten, aus diesen Streifen von rd. 100 mm Breite herausgenommen und je 3 Reihen zu je 9 Brinellproben, insgesamt also 27 Brinellproben je Abschnitt hergestellt. Die Mittelwerte aus diesen Proben zeigten mit zunehmendem Gebrauch der Kokille ein deutliches Absinken von 124 auf 121, 116, 115, 114 und schließlich 107 Brinelleinheiten. Die einzelnen Werte streuen im Querschnitt der Wanddicke ziemlich erheblich und nicht gleichmäßig. Das Absinken der Härte ist jedoch unverkennbar.

Ebenso wurden mittels je 6 Bohrungen Analysenproben aus den einzelnen Stücken entnommen. Die Untersuchung erstreckte sich auf die Bestimmung des Gesamtkohlenstoffs, des Graphits und des Schwefels, während Silizium, Mangan und Phosphor nur in einer Durchschnittsprobe bestimmt wurden. Wichtig für die Durchführung derartiger Untersuchungen ist die Art der Probenahme. Zur Bestimmung des Gesamtkohlenstoffs und des Graphits wurden Plättchen von etwa 1 g Gewicht herausgeschnitten. Gegenüber der Bohrprobe, bei der ein Teil des Graphits verlorengeht, wurden dadurch durchschnittlich um etwa 5 % höhere Werte gefunden. Auch hier streuen die erhaltenen Werte ziemlich stark, aber die Abnahme des Gesamtkohlenstoffs und eine gewisse Zunahme des Schwefels in der Innenwandzone sind deutlich zu erkennen. Da der Graphit fast gleich bleibt, äußert sich die Abnahme des Gesamtkohlenstoffs in der Verringerung des gebundenen Kohlenstoffs. Der Vorgang ist so zu verstehen, daß ungefähr die gleiche Menge Graphit oxydiert wird, wie durch Zerlegen des Eisenkarbids entsteht. Bis auf die verbrannte Innenschicht zeigen sich keine Veränderungen von Silizium, Mangan und Phosphor, und die geringe Zunahme an Schwefel ist wohl auf die Verwendung von Teer als Anstrichmittel zurückzuführen.

Bei Kokillenwerkstoffen ist eine große Anzahl von Sondereinflüssen bestimmend für die Lebensdauer. Vergleiche können nur gezogen werden, wenn weitestgehend gleichartige Verhältnisse geschaffen sind. Das betrifft außer den verschiedenen genannten Punkten noch zahlreiche andere, wie z. B. die Luft- oder Wasserkühlung, steigenden oder fallenden Guß, Stahlart usw. Immer wird es sich darum handeln, einen Mittelweg zu finden zwischen einem Werkstoff, der Wärmespannungen verträgt, also nicht hart ist, und einem solchen, der dem Wachsen Widerstand entgegensetzt, also feinkörnig ist.

Der Verbrauch an Kokillen ist nicht nur wesentlich für die Kosten der Stahlerzeugung, sondern auch für den Verbrauch an Hämatit.

Zusammenfassung.

Bei der Wahl eines Kokillenwerkstoffes sind zahlreiche Einflüsse sowohl gießereitechnischer Art als auch solche des Stahlwerksbetriebes maßgebend. Von den gießereitechnischen Einflüssen, die vorzugsweise besprochen werden, kommen an erster Stelle solche in Betracht, die zum vorzeitigen Unbrauchbarwerden der Kokillen führen, wie ungleichmäßige Wanddicke, Zerstörungen der Gußhaut, Maßnahmen zur Beseitigung von Schrumpfspannungen und die Gießtemperatur. Die wärmetechnische Beanspruchung der Kokille im Stahlwerk begünstigt das Wachsen des Gußeisens, auf das die Begleitelemente des Gußeisens, auch Legierungszusätze, verschiedenen Einfluß haben. Untersuchungen an Kokillen zeigen die Veränderungen der chemischen Zusammensetzung und der Härte während des Gebrauchs.

[9]) Bauer, O.: Metallurgische Chemie des Eisens. Metallographie. S. 99/101. In: Handbuch der Eisen- und Stahlgießerei, hrsg. von C. Geiger. Bd. 1, 2. Aufl. Berlin 1925.

Umschau.

Dolomit-Schachtbrennöfen mit Mischgasbeheizung.

An einer Schachtofenanlage wurden eingehende Großversuche durchgeführt, um die Möglichkeit, in einem Schachtofen Dolomit mit Gas zu brennen, zu prüfen. Hierbei konnte eine Reihe weiterer Fragen, wie die der technischen Einrichtungen gasbeheizter Schachtöfen, der richtigen Wahl des Gasheizwertes, der Ofenführung u. a. m., geklärt werden.

Die Anlage bestand aus drei Dolomit-Streufeuer-Schachtöfen, die mit Koks und natürlichem Zug betrieben worden waren. Im Laufe der Versuche wurden nacheinander zwei Oefen auf Gasbeheizung umgestellt, so daß die an dem ersten Ofen gewonnenen Ergebnisse bei der Neuzustellung des zweiten Ofens berücksichtigt werden konnten. Beide Versuchsöfen waren in ihrem Bau gleich: Aeußerer Durchmesser 2600 mm; lichter Durchmesser des zylindrischen Schachtes 1900 mm; Schütthöhe von Unterkante Ziehtür bis Unterkante Gichttür 6800 mm; Schachtquerschnitt 2,85 m²; Ofeninhalt 19,4 m³; Kaminhöhe 3 m.

Die Ausmauerung bestand auf der ganzen Höhe innen aus 300 mm Dolomitstein und außen aus 50 mm Dolomitfutter; außen war der Ofen von einem Blechmantel umschlossen. An der Gicht waren zwei Beschickungstüren, unten acht Ziehtüren sowie 1800 mm über Ofensohle noch ein Windkasten vorhanden, durch den bei Streufeuerbetrieb mit Koks beim Anheizen Ventilatorwind in den Ofen geblasen wurde. Im normalen Betrieb war der Windventilator außer Betrieb. Die Verbrennungsluft wurde durch den Auftrieb im Ofen angesaugt. Die vier Ziehtüren waren aus diesem Grunde stets geöffnet. Die Begichtung erfolgte, wie auch später bei der Gasbeheizung, von Hand mit Schaufeln. Der mittlere Durchsatz betrug 11,2 t/24 h oder 164 kg/m² und h. Der Verbrauch an Großkoks betrug 30 % des Rohdolomits oder 54 % des Sinterdolomits. Der Wärmeverbrauch je Tonne gesinterten Dolomits belief sich demnach auf $3{,}6 \cdot 10^6$ kcal, bei einem unteren Heizwert des verwendeten Kokses von 6400 kcal/kg.

Der erste Umbau des koksbeheizten Ofens auf Gasbeheizung erforderte folgende baulichen Veränderungen:

In 2500 mm Höhe über Ofenflur wurde eine 250 mm große Gasringleitung um den Ofen gelegt, die acht waagerecht in den Ofen führende Gasbrenner (Rohre von 3″ Dmr.) speiste. Zur Beheizung stand Mischgas aus Koksofengas und Gichtgas mit einem mittleren Heizwert von 1900 kcal/Nm³ zur Verfügung. Die durchschnittliche Tagesleistung betrug 13 t Sinterdolomit je 24 h, der Gasverbrauch war 600 Nm³/h oder 1108 m³/t Sinterdolomit, entsprechend 2,1 · 10⁶ kcal/t. Die Verbrennungsluft saugte sich der Ofen durch die offenstehenden Ziehtüren an. Jedoch war die Verbrennung ungleichmäßig, da das kohlenoxydhaltige Abgas erst im Kamin mit der an den Gichttüren angesaugten Luft verbrannte und so den Zug verstärkte, so daß der Durchsatz zu groß wurde. Nachteilig wirkte sich auch die waagerechte Anordnung der Gasbrenner aus, die ständig mit Dolomit verstopft waren.

Auf Grund dieser Erfahrungen wurden einige Umänderungen vorgenommen. Die Gasbrenner wurden 800 mm höher gelegt, um eine größere Kühlzone im Ofen zu erreichen, und nach unten geneigt, um das lästige Reinigen zu umgehen. Ferner wurden in Höhe der Ziehtüren zwei Windzuführungsleitungen angeschlossen. Das Ergebnis war überraschend: Bei unverändertem Durchsatz von 13 t Sinterdolomit in 24 h war der Gasverbrauch auf 810 Nm³/t, entsprechend einem Wärmeverbrauch von 1,54 · 10⁶ kcal je t Sinterdolomit gesunken. Der gezogene Dolomit war jetzt nur noch etwa 100° warm, die Verluste an fühlbarer Wärme damit wesentlich geringer. Durch erhöhte Gaszuführung konnte der Tagesdurchsatz schließlich auf 20 t oder 292 kg/m² h gesteigert werden. Hiermit war die Leistungsfähigkeit des Ofens, der in *Bild 1* dargestellt ist, erreicht.

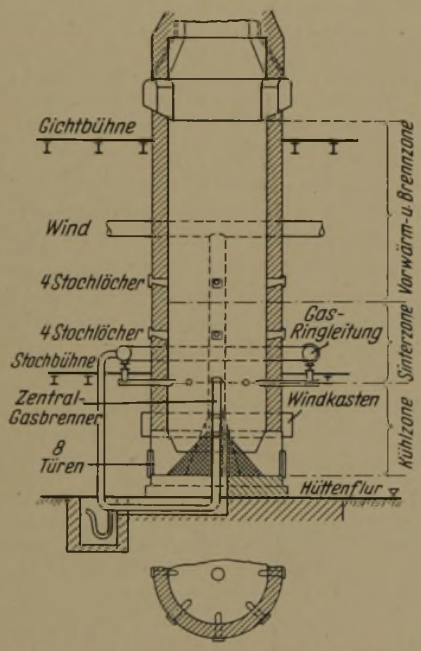


Bild 1. Gasbeheizter Dolomitschachtofen. (Nach N. Kieffer: Dissertation Techn. Hochschule Aachen 1932.)

Die Ofenleistung sollte jedoch auf 750 t monatlich gesteigert werden. Dies glaubte man dadurch erreichen zu können, daß man die nützliche Höhe des Ofens um 2 bis 3 m erhöhte oder den Heizwert des Gases steigerte.

Man entschloß sich für das letzte, weil es sofort ausführbar war, und wählte einen unteren Mischgasheizwert von 2400 kcal je Nm³. Bei einem Gasverbrauch von 800 Nm³/h erhöhte sich der Durchsatz sofort auf 25 t je 24 h. Dies entspricht einem Gasverbrauch von 770 Nm³/t und einem Wärmeverbrauch von 1,85 · 10⁶ kcal/t Sinterdolomit.

Die Ofenbilanz ergab:

Nutzwärme	44 %
Abgasverluste	44 %
Verlust an fühlbarer Wärme des gezogenen Dolomits	4 %
Strahlungs- und Leitungsverlust des Ofens	8 %

der zugeführten Wärme.

Die Leistung des Ofens war gegenüber der früheren Koks-Streufeuerbeheizung auf das Doppelte gestiegen. Bei dem Betrieb des Ofens mit dem auf 2400 kcal/Nm³ erhöhten Heizwert stellten sich jedoch Schwierigkeiten ein, die darin bestanden, daß der Ofen öfter über den Brennern hing. Um den Ofen wieder in Gang zu bringen, wurde zuerst die Gasbeheizung abgestellt und der Ofen mit Wind kalt geblasen. Außerdem mußte Dolomit gezogen werden, um freien Raum zwischen dem Hangenden und dem bereits gesinterten Dolomit zu schaffen. Es gelang so, das Hangende (meist durch eigens hierfür angebrachte Stochlöcher) durch Losstoßen zum Niedergehen zu bringen. Erzeugungsausfall, zum Teil schlecht gesinterter Dolomit, sowie ein stark abgekühlter Ofen waren die Folgen des Hängens, also Gründe genug, neue Wege für einen ordnungsmäßigen Betrieb zu suchen.

Nach umfangreichen Versuchen fand man die günstigsten Bedingungen für den Betrieb des Ofens mit einem Mischgas mit einem Heizwert von nur 1450 kcal/Nm³. Dabei wurde auch im Laufe dieser Versuche die technische Einrichtung des Ofens durch Einbau wassergekühlter Gasbrenner, von Stochlöchern, gut dichtender Ziehtüren, eines zentral in der Ofenachse eingebauten Gasbrenners sowie einer Rast vervollkommnet.

Zahlentafel 1. Betriebsangaben von Dolomit-Schachtbrennöfen mit Streufeuer- und Gasbeheizung.

Ofendurchmesser: 2,6 m; Schachtquerschnitt: 2,85 m²; Ofeninhalt: 19,4 m³

	Einheit	Streufeuerbeheizung Koks mit Hu = 6400 kcal/kg	Beheizung mit Mischgas Hu = 1900 kcal/Nm³	Beheizung mit Mischgas Hu = 2400 kcal/Nm³
Durchsatz an Rohdolomit	t/24 h	11,2	20	25
Durchsatz an Rohdolomit	kg/h	466	832	1040
Bezogener Durchsatz an Rohdolomit	kg/m² h	164	292	365
Bezogener Durchsatz an Rohdolomit	kg/m³ h	24	43	53,5
Koksverbrauch bezogen auf Rohdolomit	%	30		
bezogen auf Sinterdolomit	%	54		
bezogen auf Sinterdolomit		560 kg/t	~ 810 Nm³/t	770 Nm³/t
Wärmeverbrauch (bezogen auf Sinterdolomit)	kcal/kg	3600	1540	1850

Zahlentafel 1 bringt zusammengefaßt die Ergebnisse des Schachtofenbetriebes mit Streufeuer- und mit Gasbeheizung.

Die Versuche zeigten, daß es möglich ist, Dolomit mit Gas in einwandfreier Güte zu sintern, darüber hinaus sogar besseren Dolomit zu liefern als bei Streufeuer-Schachtöfen, da keine Verunreinigung mit saurer Koksasche stattfindet. Vergleichsversuche im Thomaswerk über die Haltbarkeit von Konverterböden mit Streufeuerdolomit und gasgesintertem Dolomit haben die bedeutende Ueberlegenheit des gasgesinterten Dolomits erwiesen.

Die Versuche ergaben weiter die Erkenntnis, daß ein neu zu erstellender Dolomitofen in der Höhe nicht zu klein bemessen sein darf und dem Hochofenprofil anzulehnen ist. Zweckmäßig erscheint auch ein Drehrost mit selbsttätiger Austragevorrichtung für das Sintergut. Rudolf Dörr.

Fortschritte in der Schweißtechnik von Juli 1939 bis Dezember 1940.

[Schluß von Seite 594.]

4. Eigenschaften der Schweißungen.

Häufig werden in Schweißnähten, die mit schutzgasabgebenden Elektroden geschweißt wurden, silberigglänzende Flecken gefunden, die beim Vergleich der beiden Bruchflächen keine Poren darstellen können, da diese glänzenden Stellen dicht aufeinander liegen. Bisher konnte man keine Erklärung für diese Erscheinung geben. C. A. Zapffe und C. E. Sims[36]) führen diese unter dem Namen „Fischaugen" in Amerika bekannte Erscheinung auf die Wirkung von Wasserstoff zurück. Schon lange ist bekannt und von P. Bardenheuer und G. Thanheiser[37]) durch Versuche, die für die Poren Bedeutung haben, belegt worden, daß Stahl Wasserstoff in statu nascendi in großen Mengen aufzunehmen vermag, der in Abhängigkeit von der Temperatur zum Teil in Lösung vorliegt. Mit abnehmender Temperatur scheidet sich Wasserstoff aus, der in molekularer Form eine außerordentlich geringe Diffusionsfähigkeit hat und zum Teil auch in Reaktion mit Eisenbegleitelementen, wie Kohlenstoff, Schwefel und Phosphor, hohe innere Spannungen zu erzeugen vermag.

Nach Versuchen mit Schutzgaselektroden in stark getrocknetem und feuchtem Zustand, bei trockener und feuchter Atmosphäre fanden Zapffe und Sims, daß diese Fischaugen auf Spannungen, die durch hohe Molekulardrücke des Wasserstoffs erzeugt werden, zurückzuführen sind. Es ist anzunehmen, daß der sowohl in der Elektrode als auch in der Atmosphäre vorhandene Wassergehalt bei den hohen Temperaturen des Lichtbogens in Gegenwart von Eisen sich unter Bildung von Eisenoxyd und atomarem Wasserstoff spaltet. Die Verfasser glauben, daß stark desoxydierende Elemente, wie Aluminium, vielleicht auch Silizium und Mangan, die Aufnahme von Wasserstoff fördern. In gleicher Richtung soll ein Nickelzusatz wirken. Weiter weisen die Verfasser darauf hin, daß die Anfälligkeit zur Rißbildung bei hochgekohlten Stählen möglicherweise auf Wasserstoff und dann auf die Bildung von Methan, das eine sehr geringe Diffusionsfähigkeit hat, zurück-

[36]) Weld. J. 19 (1940) (Suppl.: Engng. Found. Weld. Res. Com.) S. 377/95.

[37]) Mitt. K.-Wilh.-Inst. Eisenforschg. 10 (1928) S. 323/42.

geführt werden kann. Ebenso besteht die Möglichkeit, daß Wasserstoff mit dem Korngrenzenstoff sich umsetzt und dadurch interkristalline Risse erzeugen kann. Die Ausscheidung von Wasserstoff ist eine Frage der Zeit und der Temperatur, und zwar wirkt sich die Temperatur in logarithmischem Maßstab aus. Die günstigste Temperatur liegt bei etwa 600°. Unterhalb 600° nimmt der Zeiteinfluß zu, während oberhalb 600° wieder größere Mengen Wasserstoff in Lösung gehen können. Hämmern der Schweißnähte fördert die Diffusionsmöglichkeit des molekularen Wasserstoffs.

R. I. Fraiberg[38]) stellte Versuche an, durch Aufblasen von Sauerstoff die Wirtschaftlichkeit beim Feuerschweißen von Rohren zu verbessern. Zu seinen Versuchen wählte er Rohre von 25 mm innerem Durchmesser und 3,0 bis 3,28 mm Wanddicke. Anfangsversuche, mit einem Gemisch von Luft und Sauerstoff die Schweißkanten anzublasen, schlugen fehl, was jedoch in erster Linie auf Mängel in der Einrichtung zurückzuführen ist. Bei den weiteren Versuchen wurden die Streifen auf 1150 bis 1170° im Ofen erhitzt und die Kanten beim Auslaufen mit reinem Sauerstoff angeblasen, wodurch bei der gewählten Streifengeschwindigkeit von rd. 1,7 m/s eine Temperaturerhöhung an den Kanten von 150 bis 200° auftrat. Die Erhitzungszeit war beim Anblasen der Kanten mit Luft wesentlich höher gegenüber der oben geschilderten Arbeitsweise mit Sauerstoff, und zwar betrug die Gesamtziehdauer einschließlich Einsetzen bei Luft im Mittel 88 s, bei Sauerstoff nur rd. 59 s. Diese Ergebnisse beziehen sich nur auf 25-mm-Rohre. Praktisch rechnet der Verfasser damit, daß der Sauerstoffverbrauch unabhängig von der Abmessung der gleiche sein wird, so daß die Wirtschaftlichkeit des Verfahrens in erster Linie von den Auftragsabmessungen bei einer Durchsatzerhöhung von 30 % abhängig ist. Daneben stellte der Verfasser an Hand metallographischer Untersuchungen fest, daß das Nahtgefüge bei Verwendung von Sauerstoff wesentlich günstiger war; die Ausschußzahl konnte viel geringer in Rechnung gestellt werden.

A. Theis und K. L. Zeyen[39]) stellten Versuche an, um zu klären, ob legierungstechnisch die Möglichkeit besteht, Gasschmelzschweißungen mit einer Bewertungszahl von 0,9 an Stahlblechen der Festigkeitsstufen II und IV (besonders Izett II und IV) herzustellen. Neben einem unlegierten hochwertigen Schweißdraht wurden Drähte mit Legierungszusätzen von Chrom, Nickel, Aluminium, Molybdän, Vanadin und Titan hergestellt und Bleche von 12 und 30 mm Wanddicke obiger Festigkeitsstufe nach der Rechtsschweißung hiermit verschweißt. Proben an reinem Schweißgut ergaben gute Festigkeitseigenschaften sowohl in ungeglühtem als auch im normalgeglühten Zustand. Im normalgeglühten Zustand wurden an Izett II von 12 mm Dicke die Anforderungen von den meisten Drähten erfüllt, dagegen nicht mehr bei 30 mm Wanddicke, wo neben einer verringerten Festigkeit die Biegewinkel stark absanken. Das gleiche gilt für Izett IV. Schweißdrähte mit folgender Zusammensetzung werden als besonders vorteilhaft genannt:

% C	% Si	% Mn	% Cr	% Ni	Sonstiges
0,13	0,30	1,01	0,35	0,89	—
0,12	0,37	0,95	—	0,88	0,27 % Mo
0,12	0,31	0,97	—	0,83	0,25 % V
0,19	0,41	1,17	0,36	0,89	0,27 % Mo

Eine ähnliche Wirkung wie die Normalglühung übte die Mehrlagenschweißung aus. Die Verfasser schließen aus ihren Versuchen, daß es bis zu einer bestimmten Wanddicke, die noch versuchsmäßig festzulegen ist, bei Verwendung geeignet legierter Schweißdrähte möglich ist, an Blechen in der Festigkeitsstufe II und IV, infolgedessen auch III, Schweißnähte in einer derartigen Güte herzustellen, daß eine Bewertungszahl der Naht von 0,9 zugestanden werden kann.

Mit zunehmender Verwendung von Stählen höherer Festigkeit gewinnt die Frage der Härtung in der Uebergangszone und der Maßnahmen zur Bekämpfung der dadurch hervorgerufenen Schwierigkeiten an Bedeutung. In einer grundlegenden Arbeit untersuchten H. J. French und T. N. Armstrong[40]) an 12-mm-Blechen die Wirkung verschiedener Legierungselemente auf die Härtesteigerung für niedriglegierte Stähle. Die Untersuchungen wurden in der Weise durchgeführt, daß mit einer dick ummantelten Elektrode von 4,5 mm Dmr. eine Raupe von etwa 75 mm Länge unter üblichen Schweißbedingungen gelegt wurde und im Querschliff in etwa 25 mm vom Beginn der Naht zur Härteprüfung entnommen wurde. Kohlenstoff übt bei etwa 0,25 % einen besonderen Einfluß nicht aus; bis zu diesem Gehalt verläuft die Kurve der Härtesteigerung mit 30 Brinelleinheiten Ueberhöhung parallel zur Härte des Grundwerkstoffs. Ueber 0,25 % C setzt ein rascher Anstieg in der Härte ein, der zwischen 0,3 bis 0,5 % C nahezu geradlinig ansteigt. Der Härteunterschied beträgt bei 0,5 % C rd. 250 Brinelleinheiten. Von den Legierungselementen Molybdän, Chrom, Mangan und Nickel wirkt sich gehaltmäßig Molybdän am stärksten aus. Für verschiedene Kohlenstoffgehalte laufen die Härtekurven bei 0,35 % Mo annähernd parallel, wobei durch Molybdänzusatz von 0,35 % eine Härtesteigerung von 100 Brinelleinheiten bewirkt wird. Ungefähr die gleiche Härtesteigerung wird durch einen Gehalt von 1,2 % Mn erzielt, jedoch ist der Kurvenverlauf weniger steil. Das gleiche gilt für Chrom bis zu 1 %, während Nickel bei 3,5 % einen sanften Härteanstieg mit einer Härteerhöhung von 200 Brinelleinheiten aufweist. Für mehrfach legierte Stähle gilt grundsätzlich die gleiche Feststellung, wobei je nach der Legierungsart sehr hohe Härtewerte gefunden werden. Neben dem Einfluß der Legierungselemente wirken sich rein schweißtechnische Bedingungen auf die Härte in der Uebergangszone aus, und zwar in erster Linie die Schweißgeschwindigkeit, die Schweißtemperatur und außerdem die Werkstoffdicke. Eine Steigerung der Schweißgeschwindigkeit von 125 mm/min auf rd. 300 mm/min bewirkt bei Stahl mit 2 % Ni eine Härtesteigerung von rd. 150 Brinelleinheiten. Aehnliche Werte erreicht man, wenn die Werkstoffdicke von 12 auf 38 mm gesteigert wird. Die Wirkung der Vorwärmung dürfte allgemein bekannt sein, während eine Vorkühlung nur in seltenen Fällen Anwendung finden dürfte.

N. F. Ward[41]) stellte Dauerstandversuche an weichem kaltgewalztem Stahl im geschweißten und ungeschweißten Zustand nach den amerikanischen Vorschriften an, und zwar zwischen Temperaturen von 280 bis 480° und Belastungen von 3,9 bis 10,6 kg/mm². Eine Anlaßbehandlung bewirkte keine Verbesserung der Dauerstandfestigkeit. Trotz geringerer Festigkeit war das Kriechmaß bei den geschweißten Proben geringer als bei den ungeschweißten Proben, und trotz höherer Festigkeit beim Kurzzeitversuch lag die Dauerstandfestigkeit beim ungeschweißten Werkstoff nach 100 h nicht höher als die der geschweißten Proben. Weicher Stahl ist unter den vorliegenden Bedingungen nicht für Temperaturen über 280° anzuwenden; jedenfalls soll die Rekristallisationstemperatur von kaltgewalztem Stahl unter keinen Umständen überschritten werden.

H. Cornelius und K. Fahsel[42]) führten an Stählen mit steigendem Kohlenstoff- und Mangangehalt Auftragschweißungen durch mit dem Ziel, die für Schmelzschweißung zulässigen Höchstgehalte an diesen beiden Legierungselementen zu ermitteln. Untersucht wurden Stähle mit bis 0,42 % C und bis rd. 3,5 % Mn. Die höheren Gehalte an Mangan wurden nur bei geringerem Kohlenstoffgehalt geprüft. Zur Härteermittlung in der Uebergangszone wurden ein und zwei Raupen mit einer Zusammensetzung in geschweißtem Zustand von 0,1 % C, 0,05 % Si und 1,0 % Mn auf den zu untersuchenden Stahl aufgetragen. Es ergab sich, daß bei den gewählten Abmessungen und Schweißbedingungen der Kohlenstoffgehalt die entscheidende Rolle, besonders bei gleichzeitig hohem Mangangehalt, spielt. Die eintretende Härtung entspricht etwa der bei Oelabschreckung an Proben von 10×10×10 mm³ erreichbaren Härte. Auf Grund der Gesamtergebnisse werden für die Lichtbogenschweißung folgende Kohlenstoff- und Mangangehalte als zulässig ermittelt:

Nr.	% C	% Mn	Brinellhärte	Nr.	% C	% Mn	Brinellhärte
1	0,30	0,4	250	3	0,15	2,5	380
2	0,25	1,4	305	4	0,05	3,6	350

A. Thum und A. Erker[43]) untersuchen die Scherfestigkeit und Scherwechselfestigkeit an Scheiben, die auf Wellen sitzen und bei denen Innen- oder Außenkehlnähte in durchlaufender und unterbrochener Anordnung geschweißt wurden. Als Grundwerkstoff dienten Stahl St 37, St 50 und St 37 in Verbindung mit Stahlguß. Zwischen Stahl St 37 und St 50 traten nur geringe Unterschiede in der Scherfestigkeit und Dauerwechselfestigkeit auf, dagegen lagen die Werte bei

[38]) Teori. prakt. met. 11 (1939) Nr. 6, S. 18/22.

[39]) Techn. Mitt. Krupp, A: Forsch.-Ber., 3 (1940) S. 49/71.

[40]) Weld. J. 18 (1939) (Suppl.: Engng. Found. Weld. Res. Com.) S. 339/47.

[41]) Weld. J. 19 (1940) (Suppl.: Engng. Found. Weld. Res. Com.) S. 14/20.

[42]) Elektroschweißg. 10 (1939) S. 106/12 u. 132/35.

[43]) Elektroschweißg. 10 (1939) S. 205/09.

Stahl St 37 in Verbindung mit Stahlguß wesentlich niedriger. Unterbrochene Kehlnähte wirken sich in einer höheren spezifischen Scherfestigkeit auch bei Wechselbeanspruchung aus, was auf das Fehlen der Ringspannung zurückgeführt wird. Die Unterschiede betrugen bei Stahl St 37 15 bis 25 %, bei Stahl St 50 20 bis 30 %, so daß bei halber Länge der unterbrochenen Nähte die Gesamt- und Scherwechselfestigkeit bei durchlaufenden Nähten größer ist.

Nach Versuchen von C. E. Loos und F. H. Dill[44]) können Loch- und Nutschweißungen bei Scherbeanspruchung wie Kehlnähte bewertet werden. Der Einbrand genügt bei einem Lochdurchmesser von Blechdicke + 8 mm. Bei großer Blechdicke ist es gebräuchlich, das Loch nicht ganz auszufüllen, was sich betrieblich bewährt hat. Eine Versenkung des Lochkopfes ist bei genügendem Lochdurchmesser nicht erforderlich. Nutschweißungen führten zu den gleichen Ergebnissen. Bei vereinten Loch- und Kehlnahtschweißungen nehmen beide Schweißungen die Kräfte entsprechend dem Scherquerschnitt auf.

5. Brennschneiden.

Nach Mitteilung von H. E. Rockefeller[45]) sind große Fortschritte in der Anwendung des Brennschnitts bei der Vorbereitung von Schweißkanten gemacht worden. Durch Anordnung von zwei Schneidgeräten, die in einem bestimmten Winkel und Abstand voneinander stehen, konnte die Schnittgeschwindigkeit wesentlich erhöht werden, ohne daß die Glätte des Schnittes dadurch beeinträchtigt wird. Bei doppelter Schnittgeschwindigkeit gegenüber dem Einbrennerverfahren betrug der Sauerstoffverbrauch nur 10 % mehr, was sich in einer hohen Verbilligung des Schneidens auswirkt. Das gleiche Verfahren läßt sich auch beim Anschrägen von Schweißkanten anwenden, wobei zu gleicher Zeit von oben und unten angeschrägt werden kann und gleichzeitig, wie bei der X-Naht üblich, ein senkrechter Steg erhalten bleibt. In baulicher Hinsicht hat man die Geräte so ausgebildet, daß die verschiedensten Formschnitte hergestellt werden können. In jüngster Zeit ist es auch gelungen, Schnitte in gekrümmter Form, wie sie für Tulpennähte erforderlich sind, herzustellen. Neben Sonderdüsen sind Sauerstoffdruck und Geschwindigkeit für die Form von Einfluß, so daß für dieses Verfahren genügend Erfahrungen notwendig sein dürften. Tulpennähte kann man auch in der Weise herstellen, daß man zunächst rückseitig eine Schweißraupe legt und anschließend in schräger Lage zur Brennrichtung mit einem Sonderbrenner arbeitet. Dieses Verfahren wird gewöhnlich von Hand durchgeführt.

Mit dem gleichen Arbeitsgebiet befassen sich R. F. Flood[46]) und H. C. Boardman[47]), wobei sie vor allen Dingen dem Formschnitt, wie er für die Herstellung von Tulpennähten oder rückseitiges Ausbrennen von X-Nähten erforderlich ist, Aufmerksamkeit schenken. Die Arbeitsweise entspricht den oben angegebenen. Ebenso wird beim Ausarbeiten von Fehlstellen in Schweißnähten verfahren, wobei natürlich ein gewisser Anlaufweg erforderlich ist. Die ausgebrannten Fugen werden lediglich mit Hammer und Bürste vom Zunder befreit. Sandstrahlen erscheint mithin nicht erforderlich zu sein. In Amerika scheint man dieses Arbeitsverfahren dem bisher üblichen Hobeln aus wirtschaftlichen Gründen vorzuziehen. Ob dieses Verfahren auch für legierte Stähle anwendbar ist, geht aus den Untersuchungen nicht hervor. Der Gas- und Sauerstoffverbrauch wird für verschiedene Blechdicken angegeben.

6. Sonstiges.

Der Einfluß der Schweißfolgen beim Einschweißen von Platten in Zwangslage wurde mit nackten, getauchten, Seelen- und ummantelten Elektroden unter Berücksichtigung einer fremderregten und einer Querfeldmaschine von L. Tetzlaff[48]) untersucht. Wenn der Berichterstatter auch nicht in allen Einzelheiten dem Verfasser zustimmen kann, so lassen sich aus den Untersuchungen doch eine Reihe wichtiger Rückschlüsse ziehen. Die Ergebnisse beziehen sich auf die besonderen Verhältnisse im Schiffbau und wurden an Stahl St 42 und St 52 ermittelt. Die beiderseitige Schweißung von unten nach oben hat sich ebenso ungünstig erwiesen wie die „Ueberkreuzschweißung". Gute Ergebnisse wurden in der Art erzielt, daß in den beiden unteren Vierteln des kreisförmigen Ausschnittes zwei Lagen geschweißt wurden, dann von oben in Art der Pilgerschrittschweißung geschweißt wurde. Die Heftstellen müssen der Schweißfolge angepaßt werden, jedenfalls dürfen sie keine Risse aufweisen. Die Wärmezufuhr ist für den Erfolg der Schweißung ausschlaggebend, sie soll so niedrig, wie es die Schweißeigenschaften gestatten, gehalten werden. Nach den durchgeführten Messungen soll sich die fremderregte Schweißmaschine infolge der geringeren Drehzahländerung bei schwankender Spannung günstiger verhalten als die Querfeldmaschine. Die vorliegenden Untersuchungen beziehen sich auf Blechdicken von 8 mm. Es ist nicht ausgeschlossen, daß bei zunehmender Blechdicke andere Ergebnisse ermittelt werden.

Ueber die Erfolge und deren Abhängigkeit von der Arbeitsweise beim Metallspritzverfahren wurde von D. R. Johnson und E. K. Dewey jr.[49]) berichtet. Unabhängig von der Art des Auftragsmetalls muß die Oberfläche stets gesandstrahlt werden, am besten unter einem Winkel von 60°. Zwischen dem Sandstrahlen und Spritzen soll die Zeit möglichst kurz sein, da feinste Oxydschichten den Erfolg des Metallspritzens sehr in Frage stellen. Auch Witterungseinflüsse, vor allen Dingen feuchtes Wetter, wirkte sich in einer geringen Haftfähigkeit aus. In vielen Fällen ist es auch zweckmäßig, die zu spritzenden Teile mit der Flamme vorzuwärmen. Für eine Reihe von Metallen wird der erforderliche Azetylen-, Sauerstoff- und Luftdruck für die Durchführung des Verfahrens angegeben. An Beispielen wird der durch das Metallspritzverfahren erzielte Korrosionsschutz erhellt. Einige Bemerkungen der Verfasser deuten darauf hin, daß es in letzter Zeit auch gelungen ist, Gummi nach dem Spritzverfahren aufzutragen. Versuche, mit dem Lichtbogen das Verfahren durchzuführen, scheinen bisher noch nicht erfolgreich gewesen zu sein; zweifellos würden hierdurch die Spritzkosten wesentlich gesenkt werden können.

H. v. Conrady[50]) untersucht den Werkstoffübergang beim Lichtbogenschweißen, wobei er sich zum Teil auf frühere Untersuchungen stützt. In erster Linie ist bei der Ueberkopfschweißung die durch den Kathodenfleck verursachte Badbewegung und damit im Zusammenhang die Oberflächenspannung des flüssigen Elektrodenwerkstoffs für den Werkstoffübergang verantwortlich. Die am Kathodenfleck wirksame Druckkraft drückt auf die Oberfläche des flüssigen Werkstoffs und verursacht Aufbuchtung, zu dem nunmehr, da der Lichtbogen bestrebt ist, die kürzeste Länge einzunehmen, der Kathodenfleck hinwandert. Dieser Vorgang verursacht so große Bewegungen, daß der Werkstoff bis zum Grundwerkstoff geschleudert oder aufgebuchtet wird, wo sich bei Berührung wieder die hohe Oberflächenspannung des flüssigen Metalls auswirkt. Die noch verbleibende Strombrücke schnürt unter dem Einfluß der hohen Stromdichte schnell zusammen und reißt unter gleichzeitiger Neugründung des Lichtbogens ab. Die durch den Kathodenfleck in Abhängigkeit vom Werkstoff, von der Polarität und der Stromstärke bewirkte Badbewegung und Druckkräfte sind auch die Ursache des vielfach starken Spritzens beim Schweißen.

Im Anschluß an frühere Untersuchungen wurden von G. E. Doan und M. C. Smith[51]) Schweißversuche in Helium, Argon, Stickstoff und Chlor durchgeführt, die die Frage des Einbrandes und der Kraterbildung lösen sollten. Aus früheren Untersuchungen wurde der Schluß gezogen, daß die Kraterbildung und damit der Einbrand mit der Oberflächenspannung des flüssigen Schweißgutes im Zusammenhang steht, die durch Lösung von Sauerstoff oder Eisenoxyd verringert werden sollte. Um die gleiche Wirkung zu erzielen, wurden blanke Elektroden aus weichem Stahl und Karbonyleisen mit Antimon in Dicken bis zu 2 mm überzogen und in den obengenannten Gasen verschweißt. In keinem der Gase wurde ein ausgeprägter Einbrand oder eine Kraterbildung festgestellt, wenn auch durch die Umhüllung mit Antimon eine geringfügige Besserung des Einbrandes festzustellen war. Anderseits erwiesen sich alle Raupen als ausgesprochen porig. Dagegen wurde festgestellt, daß die Abschmelzgeschwindigkeit in allen Gasen viel größer war als beim Schweißen an Luft. Es ist anzunehmen, daß die große Porigkeit hiermit im Zusammenhang steht. Die Ergebnisse zeigen, daß die Oberflächenspannung für den Einbrand und für die Kraterbildung keinesfalls allein ausschlaggebend ist. Wurden dagegen kleine Gehalte an Sauerstoff zugesetzt, so traten die gleichen Erscheinungen wie beim Schweißen an Luft auf.

K. L. Zeyen[52]) untersucht die Frage des Weich- und Hartlötens unter dem Gesichtspunkt der zweck-

[44]) Weld. J. 19 (1940) S. 98/103.
[45]) Weld. J. 19 (1940) S. 5/11.
[46]) Weld. J. 19 (1940) S. 482/86.
[47]) Weld. J. 19 (1940) S. 487/99.
[48]) Dr.-Ing.-Diss. Techn. Hochschule Berlin 1939.
[49]) Weld. J. 19 (1940) S. 397/401.
[50]) Elektroschweißg. 11 (1940) S. 109/14.
[51]) Weld. J. 19 (1940) (Suppl.: Engng. Found. Weld. Res. Com.) S. 110/16.
[52]) Techn. Mitt. Krupp 8 (1940) S. 97/100.

mäßigen Anwendung und des Ersatzes des Lötens durch Schweißen. Alle Lote sind stark devisenbelastet und sollten daher nur dort verwendet werden, wo eine andere Verbindung nicht möglich ist. Dies gilt vor allen Dingen bei vergüteten Stählen, bei denen Schweißen eine grundlegende Aenderung des Gefüges bewirken würde. Auch gibt es Fälle, in denen die Schweißung mit Rücksicht auf die Werkstoffdicke keine brauchbaren Nähte ergeben würde. Auch wird das Löten bei Teilen vielfach angewendet, bei denen die Festigkeit der Verbindung eine untergeordnete Rolle spielt oder wo Schweißen bei einer geringen Festigkeitsforderung unzulässige Verwerfung zur Folge haben würde. In allen Fällen, wo Schweißen zum gleichen Erfolg führt, soll Löten mit Rücksicht auf die Sparmetalle nicht angewendet werden.

Für feinste Teile hat sich nach Angaben von C. F. Zappone[53]) ein Schweißlot von hoher Zähigkeit als geeignet erwiesen, das vielfach aus 50 % Ag, 15,5 % Cu, 15,5 % Zn und 18 % Cd besteht und einen Schmelzpunkt von 635° hat. Neben diesem Lot gibt es noch eine Reihe von Abwandlungen, die mit Rücksicht auf Farbtöne oder die elektrische Leitfähigkeit Anwendung finden. Diese Silberlote bieten den Vorteil, daß damit Werkstoffe verschiedenster Art verbunden werden können. Vor Beginn der Lötung sollen die Teile in Tetrachlorkohlenstoff gereinigt und bei etwa 190° getrocknet werden. Die Lötung selbst setzt eine gewisse Uebung voraus. Erwähnt wird weiterhin ein Lot mit 97,5 % Pb, 2,5 % Ag und einem Schmelzpunkt von 300°.

Von W. Spraragen und G. E. Claussen wurden weitere zusammenfassende Berichte über folgende Gebiete gegeben, die auch die neueren Forschungsergebnisse umfassen: Sauerstoffschneiden von Stahl[54]); Einfluß des Kohlenstoffgehaltes auf das Schweißen unlegierter Kohlenstoffstähle[55]); Schweißen von Wolframstählen[56]); Einfluß von Wasserstoff, Arsen, Titan und anderen Begleitelementen auf das Schweißen von Stahl[57]).

Wilhelm Lohmann.

Die Atomgewichtstafel für 1941.

Ueber dieses Thema berichtete in einem im Haus der Technik, Essen, gemeinschaftlich mit dem Bezirksverein Rheinland-Westfalen des Vereins Deutscher Chemiker gehaltenen Vortrag Professor Dr. O. Hönigschmid, München.

Die für jeden Chemiker unentbehrliche Tafel der Atomgewichte der chemischen Elemente wird alljährlich von einem internationalen Ausschuß zusammengestellt. Die Gründung dieses Ausschusses geht auf die Deutsche Chemische Gesellschaft zurück und machte dem am Ausgang des vorigen Jahrhunderts in bezug auf die Atomgewichte herrschenden Durcheinander ein Ende. Seit 1903 erstattete dieser internationale Ausschuß alljährlich seinen Bericht und veröffentlichte eine Tafel der jeweils zuverlässigsten Atomgewichte. Erst der Weltkrieg unterbrach diese so segensreiche Zusammenarbeit; und als nach seiner Beendigung die deutschen Gelehrten von jeder internationalen wissenschaftlichen Mitarbeit ausgeschlossen wurden, brachte der verbleibende Rumpfausschuß merkwürdigerweise nicht mehr die nötige Tatkraft auf, um seine Tätigkeit wie vorher fortzusetzen. Dies veranlaßte die führenden deutschen chemischen Vereine, einen eigenen deutschen Atomgewichtsausschuß einzusetzen, der seit 1921 elf Jahre lang regelmäßig zum Jahresbeginn Bericht erstattete und eine Tafel der Atomgewichte herausgab, die wohl von den Chemikern der ganzen Welt benutzt wurde, da eben die internationale Tafel fehlte. Erst seit 1931 gibt es wieder einen wirklichen internationalen Ausschuß, in dem auch Deutschland vertreten ist. Seither ist vor wenigen Wochen der elfte Jahresbericht und die für 1941 gültige Atomgewichtstafel erschienen. Obwohl drei von den vier Mitgliedern dieses Ausschusses kriegführenden Staaten angehören, war eine Verständigung durch Vermittlung des amerikanischen Mitgliedes möglich.

Die neue Tafel weist gegenüber der vorjährigen nur eine Aenderung auf, welche das Atomgewicht des Holmiums betrifft. Der Vortragende begründete diese Aenderung und erörterte dabei die Grundsätze, nach denen der Ausschuß bei seinen Entscheidungen vorgeht.

Die Zahlen der Tafel haben im Laufe der letzten 30 Jahre große Aenderungen erfahren, die besprochen wurden. Einige wenige Werte bedürfen, wie wir auf Grund der Ergebnisse gewisser physikalischer Messungen, die namentlich die Auswertung der Massenspektren chemischer Elemente betreffen, annehmen müssen, dringend einer Berichtigung, da sie mit den physikalisch abgeleiteten Werten unverträglich erscheinen. Daß diese Ueberprüfung bisher noch nicht durchgeführt worden ist, ist einmal darin begründet, daß entweder die fraglichen Elemente — es handelt sich um die seltensten der seltenen Erden — noch nicht in hinreichender Reinheit und in genügender Menge hergestellt werden konnten, oder daß uns, wie im Falle einiger Edelmetalle, wegen der Unbeständigkeit der Verbindungen dieser Elemente, keine ausreichend zuverlässigen Bestimmungsverfahren zur Verfügung stehen. Hier wird wohl der Chemiker dem Physiker, der bei seinen massenspektroskopischen Messungen keine so hohen Anforderungen in bezug auf Reinheit und Menge des Analysenmaterials zu stellen braucht, den Vortritt lassen müssen.

Bei genauer Durchsicht der Tafel ergeben sich, wie an Beispielen gezeigt wird, kleinere Unstimmigkeiten zwischen den chemischen und physikalischen Werten, die noch einer Aufklärung bedürfen, zumal da solche kleine Unterschiede, wie im Falle des Cassiopeiums, die Veranlassung zu wichtigen Entdeckungen waren.

Auch müßte es möglich sein, einige grundlegende Atomgewichte wie die des Schwefels und des Jods so genau zu fassen, daß ihre chemisch bestimmten Werte wie andere dieser Größen mit drei statt wie jetzt mit zwei Dezimalen angegeben werden könnten. Manche anderen Tafelwerte sollten schon deshalb überprüft werden, weil sie, was immer mißlich ist, nur auf dem Ergebnis einer Untersuchung beruhen, wie z. B. die Werte für Selen, Thorium usw. Deshalb wird die Tafel dieser 90 Zahlen dem Chemiker noch für längere Zeit Aufgaben stellen.

Paul Klinger.

Archiv für das Eisenhüttenwesen.

Analytische Untersuchungen über die Spaltung und Umwandlung des Methans bei der Erwärmung methanhaltiger Brenngase.

Wie Fritz Herning[1]) ausführt, sollte durch analytische Untersuchungen eine möglichst genaue Kenntnis über die bei der thermischen Zersetzung methanhaltiger Brenngase eintretende Gasveränderung und über die Zerfallstoffe nach ihrer Art und Menge erhalten werden. Dabei sollten besonders die für die Methanumwandlung in höhere Kohlenwasserstoffe wie Teer, Naphthalin und Leichtöle günstigsten Erhitzungsbedingungen festgestellt werden. Die Messungen wurden mit einer Versuchseinrichtung ausgeführt, die die bei Betriebsversuchen dieser Art möglichen Fehlereinflüsse weitestgehend auszuschalten gestattete. Es konnten eindeutige Zahlenwerte über den Methanzerfall, die Veränderung einzelner Gasbestandteile, die Volumenvergrößerung, die Heizwertänderung und über die verschiedenen Zersetzungsstoffe in Abhängigkeit von Aufheiztemperatur und Aufheizzeit für Gase verschieden hohen Methangehaltes angegeben werden. Daneben konnten noch einige andere Einflußgrößen in ihren Auswirkungen auf die thermische Zersetzung verfolgt werden.

Auf Grund der festgestellten Ergebnisse wird gezeigt, daß durchaus die Möglichkeit besteht, die bei der thermischen Zersetzung eintretende Selbstkarburierung methanhaltiger Brenngase nutzbringend auf den Siemens-Martin-Ofenbetrieb anzuwenden, und zwar am zweckmäßigsten durch Vorwärmung des Gases in der Regeneratorkammer, wobei allerdings Vorsorge für einen möglichst geringen Temperaturabfall in der Entheizzeit getroffen werden muß.

Die Ausbildung von Druckfaltungen beim frei breitenden Walzen von Stahl.

Walzstäbe aus einem unlegierten Stahl und drei legierten Stählen, die in vier verschiedenen Stichfolgen im Temperaturgebiet von 700 bis 1200° gewalzt worden waren, wurden von Anton Pomp und Werner Lueg[2]) auf die Neigung der Werkstoffe zu Oberflächenfehlern auf den frei breitenden Seiten der Rechtkantquerschnitte untersucht. Zur Prüfung diente neben der Inaugenscheinnahme im Walzzustand eine Heißätzung und die Oberflächenprüfung nach dem Magnetpulververfahren. Schließlich wurde noch das Profil der Staboberfläche durch mikroskopische Untersuchung geprüft.

[53]) Weld. J. 19 (1940) S. 743/45.

[54]) Weld. J. 18 (1939) (Suppl.: Engng. Found. Weld. Res. Com.) S. 217/48; 19 (1940) (Suppl.: Engng. Found. Weld. Res. Com.) S. 161/208.

[55]) Weld. J. 18 (1939) (Suppl.: Engng. Found. Weld. Res. Com.) S. 272/88.

[56]) Ebenda, S. 430/36.

[57]) Weld. J. 19 (1940) (Suppl.: Engng. Found. Weld. Res. Com.) S. 24/30.

[1]) Arch. Eisenhüttenw. 14 (1940/41) S. 581/86. — S. a. Mitt. Forsch.-Anst. Gutehoffn. 9 (1941) S. 49/66.

[2]) Arch. Eisenhüttenw. 14 (1940/41) S. 589/600 (Walzw.-Aussch. 163). — S. a. Mitt. K.-Wilh.-Inst. Eisenforschg. 22 (1940) Lfg. 16, S. 241/54.

Es ergab sich, daß die allgemeine Oberflächenrauhigkeit bei allen vier Werkstoffen mit der Walztemperatur zunahm. Die glatteste Oberfläche wies dabei der unlegierte Stahl auf, dann folgte der Chrom-Molybdän-Stahl und dann der Nickel-Einsatzstahl. Der vierte Stahl, ein nichtrostender Messerstahl mit hohem Chromgehalt, wies zwar eine glatte, aber im Temperaturgebiet von 1000 bis 1100° stark mit Längsrissen durchsetzte Oberfläche auf. Bei der Tiefätzung traten dann bei diesem Stahl zahlreiche Beizrisse auf, als deren Ursache die vom Werkstofffluß in der Breitenrichtung herrührenden Schubspannungen erkannt wurden. Von den untersuchten Stählen hatte der Nickel-Einsatzstahl die größte Neigung zur Bildung von Druckfalten, während sich der nichtrostende Messerstahl in einem gewissen Temperaturbereich als äußerst empfindlich gegen eine ungleichmäßige Verteilung des Werkstoffflusses über den Walzquerschnitt erwies.

Das Auftreten der Beizrisse bei dem Messerstahl konnte vermieden werden, wenn die Walzstäbe entweder nach der Walzung im Ofen abgekühlt wurden, oder wenn sie vor dem Walzen mit gesättigter Boraxlösung bestrichen worden waren. Schließlich werden noch eine Reihe von Erscheinungen geschildert, die beim Beizen des nichtrostenden Messerstahles beobachtet wurden.

Die photometrische Kupferbestimmung im Stahl.

Nach der kritischen Prüfung von bekannten kolorimetrischen Bestimmungs- und Nachweisverfahren für Kupfer auf ihre Eignung für die Stahlanalyse beschreibt Karl Quandel[1]) ein photometrisches Verfahren, nach dem die Bestimmung des Kupfers im Stahl in 15 bis 20 min durchgeführt werden kann. Die diesem Verfahren zugrunde liegende Fällungsreaktion des Kupfers mit Rubeanwasserstoffsäure konnte mit Hilfe von Gelatine als Schutzkolloid in eine für die photometrische Bestimmung geeignete Farbreaktion übergeführt werden. Nach Ueberwindung der Schwierigkeiten, die sich bei der Uebertragung des Verfahrens auf die Stahlanalyse ergaben, störten Eisen und Legierungselemente in Mengen, wie sie in Baustählen im allgemeinen vorkommen, die Bestimmung des Kupfers nicht mehr.

Ungewöhnliche Brucherscheinungen im Schweißgut hochwertiger Lichtbogenschweißungen.

In Brüchen von Zerreißproben von Schweißnähten, die mit hochwertigen unlegierten oder schwachlegierten Mantelelektroden geschweißt sind, treten manchmal eigenartige Brucherscheinungen auf, die unter bestimmten Voraussetzungen mit einer Verminderung der Festigkeitseigenschaften verbunden sind. Als Hauptursache für diese Flecken und spröden Brüche wurde von Hubert Bennek und Fritz H. Müller[1]) der Wasserstoffgehalt der Schweißnähte festgestellt, der in Schweißungen mit stark ummantelten Elektroden außerordentlich hohe Werte annehmen kann. Der Wasserstoff entstammt der Schweißdrahtumhüllung, die ihn beim Schweißen an die Lichtbogenatmosphäre abgibt. Der vom Schweißgut aufgenommene Wasserstoff ist von der Schweißgutzusammensetzung und damit von der Zusammensetzung von Draht und Umhüllung abhängig. Der Wasserstoff kann durch Glühen bei geeigneten Temperaturen und Zeiten aus der Schweißnaht entfernt werden. Wasserstoffrei geglühte Schweißnähte zeigen im Bruch der Zerreißprobe keine ungewöhnlichen Brucherscheinungen mehr und haben die der Zusammensetzung der Elektrode entsprechenden Gütewerte. Die Kerbschlagprobe spricht auf diese Brucherscheinungen nicht an.

[1]) Arch. Eisenhüttenw. 14 (1940/41) S. 601/04 (Chem.-Aussch. 146).

[1]) Arch. Eisenhüttenw. 14 (1940/41) S. 605/15 (Werkstoffaussch. 541).

Die wahre spezifische Wärme von reinem Eisen und Eisen-Kohlenstoff-Legierungen von 20 bis 1100°.

Zur Ermittlung der wahren spezifischen Wärme von Metallen wurden von Hans Esser und Eitel-Friedrich Baerlecken[2]) zwei Verfahren entwickelt. Bei dem ersten Verfahren wurde eine spiralenförmige Probe benutzt, die in einem Widerstandsofen auf Versuchstemperatur gebracht und der dann eine bestimmte Zeit lang elektrische Energie in Form von Gleichstrom zugeführt wurde, wodurch die Temperatur um ein entsprechendes Maß stieg. Der Verlauf der Probentemperatur wurde durch sogenannte Gangkurven erfaßt, nach denen graphisch die eingetretene Temperaturerhöhung ermittelt wurde. Beim zweiten Verfahren hatte die Probe zylindrische Form und wurde mittelbar durch eine Wolframspirale von innen geheizt. Beim zweiten Verfahren werden Gangkurven erhalten, die im allgemeinen zur Auswertung einen geeigneteren Verlauf haben.

Nach beiden Verfahren wurde die wahre spezifische Wärme von Elektrolyteisen und Eisen-Kohlenstoff-Legierungen mit 0,08 bis 4,1 % C sowie der Wärmeinhalt für Temperaturen bis 1100° untersucht. Die höhergekohlten Legierungen waren bis auf zwei mit Graphitgehalt rein karbidisch. Die wahre spezifische Wärme nimmt mit steigendem Kohlenstoffgehalt der Legierungen zu. Zwischen Wärmeinhalt und Kohlenstoffgehalt besteht für Temperaturen bis 500° eine geradlinige Beziehung. Die A_3-Umwandlungswärme von Elektrolyteisen wurde zu 3,93 cal/g gefunden.

[2]) Arch. Eisenhüttenw. 14 (1940/41) S. 617/24.

Patentbericht.

Deutsche Patentanmeldungen.

(Patentblatt Nr. 24 vom 12. Juni 1941.)

Kl. 7 a, Gr. 5/01, B 184 138. Steuervorrichtung für kontinuierliche Band- und Feineisenstraßen. Justin Baugnée, Differdingen, Niedercorn (Luxemburg).

Kl. 7 a, Gr. 26/02, S 126 967. Steuerung der Aushebemittel von Auflaufrinnen für Kühlbetten. Erf.: Friedrich Klein, Lohe (Kr. Siegen). Anm.: Siemag, Siegener Maschinenbau-A.-G., Dahlbruch i. W.

Kl. 7 b, Gr. 3/70, M 143 574. Verfahren zur Herstellung von Hohlblöcken, die auf Pilgerschrittwalzwerken ausgewalzt werden. Erf.: Heinrich Heetkamp, Büderich (Bez. Düsseldorf). Anm.: Mannesmannröhren-Werke, Düsseldorf.

Kl. 18 a, Gr. 14, B 189 725. Mehrzonenwinderhitzer, insbesondere für Hochöfen. Erf.: Hans Pohl, Burgbrohl (Bez. Koblenz), und Dr.-Ing. Alfred Schack, Meererbusch b. Düsseldorf. Anm.: „Brohltal", A.-G. für Stein- und Tonindustrie, Burgbrohl (Bez. Koblenz).

Kl. 18 c, Gr. 6/10, D 78 686. Verfahren und Vorrichtung zur Wärmebehandlung von kaltgezogenem Stahldraht zur Herstellung von spannungsfreien Stahldrahtseilen. Adolf Deichsel, Drahtwerke und Seilfabriken, A.-G., Hindenburg (O.-S.).

Kl. 18 c, Gr. 11/10, S 138 034. Beheizen von Stoßöfen mit einer Vorwärm-, Aufheiz- und Ausgleichzone. Erf.: Arthur Sprenger, Berlin-Halensee. Anm.: Friedrich Siemens, K.-G., Berlin.

Kl. 18 d, Gr. 2/70, R 105 419. Die Verwendung von Stählen als Werkstoff für hochwertige Emaillebleche und -gegenstände. Erf.: Dr.-Ing. August Stadeler, Hattingen (Ruhr). Anm.: Ruhrstahl, A.-G., Witten (Ruhr).

Kl. 31 a, Gr. 1/10, D 82 124. Kupolofen, dessen Schacht durch eine mit Durchbrechungen versehene gewölbeartige Decke in zwei Teile geteilt ist. Erf.: Dipl.-Ing. Albrecht v. Frankenberg und Ludwigsdorf †, Mülheim (Ruhr). Anm.: Deutsche Eisenwerke, A.-G., Mülheim (Ruhr).

Kl. 31 a, Gr. 6/20, H 161 214. Abstichvorrichtung für eisenlose Induktionsöfen. Erf.: Dr. Wilhelm Rohn, Hanau a. M. Anm.: Heraeus-Vacuumschmelze, A.-G., Hanau a. M.

Kl. 31 c, Gr. 15/04, J 55 853. Anlagen zum Blockgießen und Entfernen der Blöcke aus der Kokille. Siegfried Junghans, Stuttgart.

Kl. 31 c, Gr. 25/04, B 187 928. Verfahren zum Herstellen von rohrförmigen Verbundgußlagern. Erf.: Ernst Meier jun., Braunschweig-Melverode. Anm.: Braunschweiger Hüttenwerk, G. m. b. H., Braunschweig.

Kl. 39 b, Gr. 22/01, K 138 507. Kunstharzpreßmasse. Kohle- und Eisenforschung, G. m. b. H., Düsseldorf.

Kl. 42 k, Gr. 20/02, B 178 061. Dauerbiegevorrichtung für ein oder mehrere flache Probestäbe. Erf.: Gotthilf Schulin, Fellbach b. Stuttgart. Anm.: Robert Bosch, G. m. b. H., Stuttgart.

Kl. 49 h, Gr. 35/02, M 147 575. Verfahren zum Beseitigen der beim Stumpfschweißen von Rohren entstehenden Querschnittsverengungen. Erf.: Albert Becker, Düsseldorf. Anm.: Mannesmannröhren-Werke, Düsseldorf.

Kl. 49 l, Gr. 5, O 24 046. Verfahren zur Herstellung von mit Kupfer, Nickel oder mit Kupfer- oder Nickellegierungen plattierten Zuschnitten aus Stahlblech. Erf.: Dr. Ullrich Raydt und Dipl.-Ing. Werner Engelhardt, Osnabrück. Anm.: Osnabrücker Kupfer- und Drahtwerk, Osnabrück.

Deutsche Gebrauchsmuster-Eintragungen.

(Patentblatt Nr. 24 vom 12. Juni 1941.)

Kl. 21 h, Nr. 1 503 733. Elektroden-Salzbadofen. Brown, Boveri & Cie., A.-G., Mannheim-Käfertal.

Wirtschaftliche Rundschau.

Die Lage der Eisen- und Stahlindustrie der Vereinigten Staaten von Nordamerika im ersten Vierteljahr 1941.

Die Gesamterzeugung an Koksroheisen und Eisenlegierungen belief sich im März auf 4 266 381 t oder 450 033 t = 11,8 % mehr als im Februar mit 3 816 348 t[1]). Die Zunahme ist in der Hauptsache darauf zurückzuführen, daß der März drei Arbeitstage mehr hatte. Die tägliche Erzeugung stellte sich auf 137 626 t, was eine Zunahme gegenüber dem Februar um 1328 t oder 0,97 % bedeutet. In Betrieb waren am 31. März 205 (Februar 202) Hochöfen. Im ersten Vierteljahr 1941 wurden insgesamt 12 315 843 t Roheisen erzeugt oder 28 % mehr als in der entsprechenden Zeit des Vorjahres und fast doppelt soviel als in den ersten drei Monaten 1939. Die durchschnittliche tägliche Erzeugung stellte sich im ersten Vierteljahr auf 136 843 t gegenüber 105 667 t im ersten Vierteljahr 1940; es bedeutet dies eine Zunahme von 29,5 %.

Die Gewinnung an Blöcken aus Siemens-Martin-, Bessemer- und Elektrostahl erreichte nach den Ermittlungen des „American Iron and Steel Institute" im März 6 483 045 t; sie lag damit um 812 796 t oder 14,3 % über der im Februar 1941 und um 184 418 t oder 3 % über der im Januar 1941. Erzeugt wurden im 1. Vierteljahr 1941:

1941	Stahlblöcke insgesamt	davon Siemens-Martin-Rohblöcke	Bessemer-Rohblöcke	Elektro-Rohblöcke	Wöchentliche Erzeugung	% der Leistungsfähigkeit
	t	t	t	t	t	
Januar	6 298 627	5 699 552	409 716	189 359	1 421 812	97,1
Februar	5 670 249	5 155 598	343 213	171 438	1 417 562	96,8
März	6 483 046	5 872 281	417 457	193 308	1 463 442	100,0
Erstes Vierteljahr 1941	18 451 922	16 727 431	1 170 386	554 105	1 434 830	98,0

Auch in den Monaten April und Mai blieb die Roheisen- und Stahlerzeugung sehr beträchtlich, erreichte allerdings nicht die Höhe des Vormonats, was sich insbesondere für den April aus Beeinträchtigungen infolge des Bergarbeiterausstandes erklärt. Nach vorläufigen Angaben wurden erzeugt an

	Roheisen	Stahlblöcken
	t	t
April	3 932 000	6 131 000
Mai	4 173 000	6 443 000

Zu Anfang Juni waren die Stahlwerke wieder zu rd. 99 % ihrer Leistungsfähigkeit ausgenutzt.

Das Produktionsamt für Aufrüstung hat den Werken mitgeteilt, daß sich die Regierung entschlossen habe, die vorhandene Leistungsfähigkeit der Stahlwerke vorsorglich um 9,1 Mill. t auszudehnen. Damit würde die amerikanische Stahlindustrie über eine Gesamtleistungsfähigkeit von ungefähr 91 Mill. t verfügen. Die Kosten dieser Maßnahme werden auf 800 bis 1000 Mill. $ veranschlagt, deren Bereitstellung größtenteils durch die Regierung vorgesehen ist. Die Einzelheiten des Planes werden noch ausgearbeitet. Die Erweiterung der Leistungsfähigkeit soll vornehmlich durch die United States Steel Co. und die Bethlehem Steel Co. in Verbindung mit der übrigen Stahlindustrie erfolgen. Der im Rahmen dieses Planes benötigte Baustahlbedarf soll durch starke Drosselung des privaten Bedarfes sichergestellt werden.

Der im August 1940 einsetzende Rückgang in der Ausfuhr von Eisen- und Stahlwaren hat seitdem unverändert angehalten. In den ersten drei Monaten 1941 stellte sich die Gesamteisenausfuhr (ohne Schrott)

im Januar auf 664 259 t
im Februar auf 534 276 t
im März auf 521 050 t,

ist also in den Monaten Februar und März auf die Hälfte der Augustausfuhr im Jahre 1940 (1 062 800 t) gesunken. Wurden im dritten Vierteljahr 1940 2 762 846 t und im vierten Vierteljahr 1940 2 332 319 t versandt, so belief sich die Ausfuhr im ersten Vierteljahr 1941 nur noch auf 1 719 585 t. In der Hauptsache erklärt sich das daraus, daß Großbritannien, das in den Monaten August und September 1940 664 000 t und 618 000 t bezogen hatte, seine Einfuhr aus den Vereinigten Staaten je länger je mehr drosseln mußte. Während es im Januar 1941 immerhin noch 466 103 t erhalten hatte, sanken die Zahlen im Februar auf 252 422 t und im März weiter auf 217 092 t.

Nach Erdteilen zusammengefaßt, erhielten:

	Januar	Februar	März	1. Vierteljahr 1941	1. Vierteljahr 1940
	t	t	t	t	t
Südamerika	25 366	69 268	73 338	167 844	361 869
Der Ferne Osten	49 909	56 245	66 631	172 785	259 743
Afrika	25 873	34 648	47 925	108 435	44 807

Aus den Zahlen geht hervor, daß lediglich die Ausfuhr nach Afrika im ersten Vierteljahr 1941 gegenüber der gleichen Zeit des Vorjahres zugenommen hat, im übrigen aber die Lieferungen nach Südamerika und dem Fernen Osten erheblich hinter den Ergebnissen des Vorjahres zurückgeblieben sind; immerhin ist seit Anfang 1941 eine deutliche Zunahme der Ausfuhr auch nach diesen Landgebieten festzustellen.

Die Ausfuhr nach einigen größeren Abnehmerländern gestaltet sich wie folgt:

1941	Gesamteisenausfuhr (ohne Schrott)	Großbritannien	Kanada	Südafrikanische Union	Argentinien	Brasilien
	t	t	t	t	t	t
Januar	664 259	466 103	70 305	18 023	8 128	11 261
Februar	534 276	252 422	76 800	25 094	13 196	25 934
März	521 050	217 092	76 477	-	21 437	23 192
1. Vierteljahr 1941	1 719 585	935 617	223 581	-	42 761	60 387
1. Vierteljahr 1940	1 310 336	195 715	133 927	21 759	114 012	91 666

Großbritanniens Anteil an der Gesamtausfuhr ist demnach von 70,2 % im Januar auf 47,2 % im Februar und auf 41,7 % im März gesunken. Er liegt damit unter dem Durchschnitt des Jahres 1940 mit 45 %.

Ueber die Ausfuhr der Vereinigten Staaten an wichtigen Eisen- und Stahlerzeugnissen im ersten Vierteljahr 1941 im Vergleich zum ersten Vierteljahr 1940 unterrichtet nachstehende Uebersicht:

	Januar	Februar	März	1. Vierteljahr 1941	1. Vierteljahr 1940
Roheisen	81 100	47 700	27 400	156 500	61 000
Halbzeug:					
unlegiert	205 000	116 800	127 000	449 000	208 300
legiert	55 900	41 700	34 500	132 000	4 060
Stabstahl	50 800	52 800	52 800	288 500	156 500
Walzdraht	11 200	13 200	11 200	35 600	43 700
Grobbleche	44 700	33 500	32 500	110 700	91 400
Feinbleche	37 600	35 600	38 600	111 700	116 800
Verzinkte Bleche	6 100	13 200	11 200	30 500	49 800
Röhrenstreifen	11 200	10 200	16 200	37 600	14 200
Weißbleche	9 100	14 200	21 300	44 700	171 700
Formstahl	42 700	39 600	33 500	115 800	64 000
Schienen	15 200	21 300	15 200	51 800	28 400
Röhren u. Zubehörteile	23 400	24 400	31 500	79 200	108 700
Draht	8 100	16 200	18 300	42 700	40 600
Schrott (einschl. Weißblechschrott)	45 700	75 200	55 900	176 800	639 100

Bei den Zahlen fällt namentlich die starke Steigerung der Ausfuhr von Roheisen und Halbzeug und bei diesem wieder die Zunahme der Ausfuhr an legiertem Halbzeug gegenüber dem ersten Vierteljahr 1940 auf. Der überwiegende Teil dieser Mengen ging nach Großbritannien, das im ersten Vierteljahr 1941 allein 144 300 t Roheisen und an unlegiertem Halbzeug 404 400 t erhielt. Auch für legiertes Halbzeug war Großbritannien der Hauptabnehmer, ebenso für Schrott.

[1]) Alle Mengenangaben in metr. t.

Ilseder Hütte, Peine. — Das Geschäftsjahr 1940 stand ganz im Zeichen des Kampfes um die Lebensrechte des deutschen Volkes. Der Krieg bestimmte wesentlich die Arbeiten der deutschen Eisen schaffenden Industrie.

Die Selbstkosten stiegen weiter an, wenn auch unterschiedlich bei den einzelnen Erzeugnissen. Ferner waren bedeutend höhere Aufwendungen für Frachten notwendig, da die sonst auf dem Wasserwege herankommenden Massengüter wegen der infolge des Frostes wochenlang stillgelegten Kanalschiffahrt monatelang auf den teuren Bahnbezug angewiesen waren. Es kam weiter hinzu, daß bei Bauten die Verwendung von Normalprofil- und Breitflanschträgern sowie von Spundwandstahl zugunsten des Rohstoffes Holz eingeschränkt wurde. Dadurch gingen in der sonst arbeitsreichen Gruppe „Breitflanschträger" die Auftragseingänge zurück. Die größere Ausfuhr von Formstahl nach den nordischen Ländern bot für den zurückgegangenen Inlandsabsatz einen gewissen Ausgleich. Die Preise wurden, trotz der gestiegenen Selbstkosten, im Inlande auf dem niedrigen Stande gehalten. Dagegen waren die Ausfuhrerlöse erheblich besser.

Mit Rohstoffen wurden die Werke wie bisher größtenteils aus eigenem Besitz versorgt.

Im Berichtsjahr wurde der Ilseder Hütte das „Leistungsabzeichen für vorbildliche Heimstätten und Wohnungen" ver-

liehen, ferner der Abteilung Walzwerk und der Zeche „Friedrich der Große", Herne, das „Leistungsabzeichen für vorbildliche Berufserziehung" sowie wiederum der Zeche „Friedrich der Große", Herne, und der Ilseder Hütte, Abt. Kohlenbergwerk Minden, Meißen, das „Gaudiplom für hervorragende Leistungen". Am 1. Mai 1941 erhielt die Bergbauabteilung Großbülten ebenfalls das „Gaudiplom für hervorragende Leistungen".

Besondere Aufmerksamkeit galt wie bisher der Heranbildung eines geeigneten Nachwuchses. Als Beweis für die Richtigkeit des Ausbildungsganges sind die guten Leistungen fast aller Prüflinge bei den abgehaltenen Lehrabschlußprüfungen anzuführen. Besonders befähigten jüngeren Facharbeitern wurde eine zusätzliche, fachliche Berufsausbildung ermöglicht. Im Rahmen des Langemarck-Studentenwerks erhielten geeignete Arbeitskameraden eine kostenlose Ausbildung auf Hoch- und Fachschulen. Zur weiteren Ausbildung von Gefolgschaftsangehörigen unterhält die Gesellschaft in Großilsede eine Hüttenschule sowie in Großbülten und in Lengede bergmännische Berufsschulen.

Die Gewinn- und Verlustrechnung für 1940 schließt mit einem Rohgewinn von 47 096 593 *RM* ab. Nach Abzug von 18 535 974 *RM* Löhnen und Gehältern, 6 357 712 *RM* sozialen Aufwendungen, 6 101 143 *RM* Abschreibungen, 9 162 459 *RM* Steuern und Abgaben, 746 979 *RM* Zinsen, 1 992 578 *RM* Zuweisung zur Sonderrücklage und 616 633 *RM* sonstigen Aufwendungen verbleibt ein Reingewinn von 3 583 115 *RM*. Nach Berücksichtigung satzungsmäßiger Gewinnanteile werden wieder 3 408 000 *RM* Gewinn (8 % wie im Vorjahre) auf 42 600 000 *RM* Aktien verteilt.

Vereins-Nachrichten.

Verein Deutscher Eisenhüttenleute.

Fachausschüsse.

Freitag, den 27. Juni 1941, 15.15 Uhr, findet im Eisenhüttenhaus, Ludwig-Knickmann-Str. 27, die

1. Vollsitzung des Ausschusses für Drahtverarbeitung

statt mit folgender Tagesordnung:

1. Begrüßungsansprache durch den Vorsitzenden Professor Dr.-Ing. A. Pomp, Düsseldorf.
2. Grundsätzliches zum Schmiervorgang und zur Frage der Schmiermittel zum Ziehen von Eisen- und Stahldraht. Berichterstatter: Dr.-Ing. W. Heidenhain, Lippstadt.
3. Auffederung des Drahtes nach dem Durchgang durch das Ziehwerkzeug. Berichterstatter: Dr.-Ing. W. Lueg, Düsseldorf.
4. Erfahrungen beim Ziehen mit erhöhter Ziehgeschwindigkeit. Berichterstatter: Direktor Max Feuerhake, St. Ingbert.
5. Verschiedenes.

Änderungen in der Mitgliederliste.

Ausel, Werner, Dr.-Ing., Röchling'sche Eisen- u. Stahlwerke G. m. b. H., Völklingen (Saar); Wohnung: Etzelstr. 17. *40* 001

Knapp, Werner, Dr.-Ing., Betriebsdirektor, Mannesmannröhren-Werke, Abt. Heinrich-Bierwes-Hütte, Duisburg-Huckingen; Wohnung: Düsseldorf 10, Gartenstr. 85. *28* 089

Marquardt, Karl, Betriebsdirektor a. D., Ratibor, An der Landschaft 3. *12* 073

Meyer, Adelbert, Dipl.-Ing., Assistent im Thomasstahlwerk der Neunkircher Eisenwerk A.-G. vorm. Gebr. Stumm, Neunkirchen (Saar); Wohnung: Ferdinand-Wißmann-Str. 1. *36* 286

Niebch, Georg, Dr.-Ing., Kaiser-Wilhelm-Institut für Eisenforschung, Düsseldorf 1, August-Thyssen-Str. 1; Wohnung: Solingen-Gräfrath, In der Freiheit 10. *38* 327

Popp, Walter, Ingenieur, Betriebschef, Differdinger Stahlwerke A.-G., Abt. St. Ingbert, St. Ingbert (Saar); Wohnung: Ensheimer Str. 107. *38* 364

Gestorben:

Schmid, Walther, Oberingenieur und Direktor i. R., Duisburg. * 20. 8. 1863, † 25. 5. 1941. *02* 044

Eisenhütte Südost,

Fachgruppe Bergbau und Hüttenwesen im NS.-Bund Deutscher Technik, Leoben.

Die Eisenhütte Südost veranstaltete am 7. Juni 1941 in Eisenerz eine Arbeitstagung, die auf Einladung durch die Reichswerke Aktiengesellschaft Alpine Montanbetriebe „Hermann Göring" mit einer Besichtigung der Abbauanlagen auf dem Steirischen Erzberg eingeleitet werden konnte. Unter den rund hundert Tagungsteilnehmern befanden sich neben Mitgliedern aus der Ostmark auch solche aus dem Protektorat und mehrere Gäste aus dem Bereich des Hauptvereins.

Zur Einleitung der Besichtigung gab zunächst Berginspektor Dipl.-Ing. Eichelter einen Ueberblick über die Entwicklung der Abbauverhältnisse und Fördereinrichtungen in den letzten Jahren und über die Pläne der nächsten Zukunft. Eine Fußwanderung über die Abbaustufen bis nach Eisenerz brachte den Teilnehmern ein eindrucksvolles Bild von den in der letzten Zeit erzielten außerordentlichen Leistungssteigerungen unter Einsatz von Mitteln, die zum Teil bisher ohne Vorbild waren.

Ein Eintopfessen vereinigte die Gäste im Gewerkschaftshaus in Eisenerz. Anschließend erfolgte ein gemeinsamer Besuch des Museums mit seinen wertvollen Erinnerungsstücken des alten Eisenwesens und Modellen des Steirischen Erzberges.

In der für den Nachmittag angesetzten Vortragstagung nahm zuerst Professor Dr. O. Friedrich, Leoben, das Wort zu einem Bericht über „Die Entstehung der Eisenerzlagerstätten der Ostalpen". Einleitend wurde die Geochemie des Eisens und der Eisengehalt der einzelnen Schichten der Erdrinde besprochen. Die Metasomatose als der für die Bildung der Eisenerzlager der Ostalpen wichtigste Anreicherungsgang wurde an Stufen und Lichtbildern eingehend erläutert. In neuerer Zeit werden auch Stoffwechselvorgänge bei Metamorphosen als Erzbringer angesehen (sogenannte Tauernkristallisation); dadurch ist auch ein mittelbarer Zusammenhang mit der Bildung der steirischen Magnesitlager möglich. Schließlich behandelte der Vortragende die Möglichkeiten der Altersfestlegung der metasomatischen Vererzung.

SS.-Obersturmbannführer Dr.-Ing. H. Scheucher, Inspektor der Reichswerke Aktiengesellschaft Alpine Montanbetriebe „Hermann Göring", Wien, sprach über „Menschenführung in Eisenhüttenbetrieben". Sein gedankenreicher und lebendiger Vortrag führte den Zuhörern vor Augen, daß das Maß aller Dinge im technischen und wirtschaftlichen Schaffen der Mensch ist und nur von ihm ausgehend wirkliche Leistungssteigerung erzielt werden kann. Nachdem die marxistische Zeit dem Wort „Leistungssteigerung" unter der Arbeiterschaft einen schlimmen Beigeschmack verliehen hatte, ist es in unserer, der politischen Erziehung gewidmeten Uebergangszeit notwendig, das Mißtrauen des bisher so oft betrogenen Gefolgsmannes zu beseitigen und seine grundsätzliche Einstellung zur Arbeit zu ändern. Der Betriebsführer muß die Sachwelt, sogar die Maschinen, von der Seite des Menschen her gestalten und durch richtige Erkennung, Entwicklung und Erhaltung der Arbeitskraft des einzelnen dessen Leistung erhöhen. Erzieherisch einwirken kann er durch das gesprochene Wort, noch wirksamer aber ist das „Vormachen" und kameradschaftliche aufrichtige Haltung. An Hand überzeugender Beispiele zeigte der Vortragende den grundlegenden Unterschied zwischen dem alten, statischen Verhältnis des Vorgesetzten zum Untergebenen und dem jungen, dynamischen, die Prägung des Nationalsozialismus tragenden Verhältnis zwischen Führer und Gefolgschaft auf. Erst wenn die betriebliche Führerschaft wirkliche Offiziere der Wirtschaft haben wird, werden wir auch den Soldaten der Arbeit haben.

Den Vortragenden wurde für ihre Ausführungen, die viel Anregung und Stoff zum Nachdenken gebracht hatten, mit verdient starkem Beifall gedankt.

Den Ausklang der in allen Teilen gut verlaufenen und durch prächtiges Wetter begünstigten Tagung bildete eine Besichtigung der neuen, bestens in die Landschaft eingepaßten großen Siedlung der Reichswerke Aktiengesellschaft Alpine Montanbetriebe „Hermann Göring" in Eisenerz-Trofeng.

Vortragstagung am 28. Juni 1941 in Düsseldorf

Einzelheiten siehe „Stahl und Eisen" Heft 23, S. 576.

Anmeldungen sind umgehend an die Geschäftsstelle zu richten.