

STAHL UND EISEN

ZEITSCHRIFT FÜR DAS DEUTSCHE EISENHÜTTENWESEN



Herausgegeben vom Verein Deutscher Eisenhüttenleute im NS.-Bund Deutscher Technik

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 2

14. JANUAR 1943

63. JAHRGANG

Untersuchungen im Dreistoffsystem $\text{CaO-P}_2\text{O}_5\text{-SiO}_2$ und ihre Bedeutung für die Erzeugung von Thomasschlacken.

Von Gerhard Trömel in Düsseldorf.

Mitteilung aus dem Kaiser-Wilhelm-Institut für Eisenforschung.

[Bericht Nr. 406 des Stahlwerksausschusses des Vereins Deutscher Eisenhüttenleute im NSBDT.*)]

(Die Gleichgewichte im System $\text{CaO-P}_2\text{O}_5\text{-SiO}_2$, Schnitt $3 \text{ CaO} \cdot \text{P}_2\text{O}_5 - 2 \text{ CaO} \cdot \text{SiO}_2$. Die Eisen- und Manganoxyde in den technischen Schlacken, die Erstarrung der technischen Schlacken. Bedeutung der verschiedenen Gefüge für die Löslichkeit. Einfluß der Abkühlungsgeschwindigkeit. Technische Maßnahmen zur Erzeugung gut löslicher Schlacken.)

Aus den bisherigen Untersuchungen über den Aufbau der Thomasschlacken¹⁾ hatte sich ergeben, daß es zu einer näheren Erkenntnis der Zusammenhänge erforderlich ist, die Gleichgewichte im Dreistoffsystem $\text{CaO-P}_2\text{O}_5\text{-SiO}_2$ zumindest in den für die Thomasschlacken wichtigen Teilen festzulegen. Wir haben uns seit längerer Zeit mit der Bearbeitung dieser Aufgabe beschäftigt und, nachdem bereits früher über Teilergebnisse berichtet worden ist²⁾, soll nunmehr wiederum der bis jetzt erreichte Stand mitgeteilt werden.

Aus den früheren Veröffentlichungen über dieses Arbeitsgebiet geht hervor, daß sehr erhebliche Schwierigkeiten zu überwinden waren, ehe ein Weg zur einwandfreien Herstellung der erforderlichen Schmelzen gefunden war. Früher sind wir so vorgegangen, daß die Gemische in einem Tiegel aus Rhodium im Hochfrequenzofen erhitzt wurden. Auf diese Weise gelang es, in der für die Phosphate unbedingt erforderlichen oxydierenden Atmosphäre die hohen Temperaturen von 1600 bis 1800° zu erreichen. Die Wahl von Rhodium als Tiegelwerkstoff hat sich auch in der Zwischenzeit weiter sehr bewährt. Die Erhitzung wird jetzt dagegen nicht mehr im Hochfrequenzofen vorgenommen, sondern im Tammannofen. Dadurch ist die Herstellung der einzelnen Schmelzen erheblich einfacher geworden. Das ließ sich aber erst erreichen, nachdem die bis zu Temperaturen von 2000° und darüber gasdichten Rohre und Tiegel aus Sinterkorund

und Sinterberylliumoxyd zur Verfügung standen. Durch Verwendung dieser Geräte ist es möglich, trotz der außerhalb des Korundtiegels durch das Kohlerohr bedingten Kohlenoxydatmosphäre innerhalb des Tiegels, in dem sich dann der Rhodiumtiegel befindet, oxydierende Bedingungen

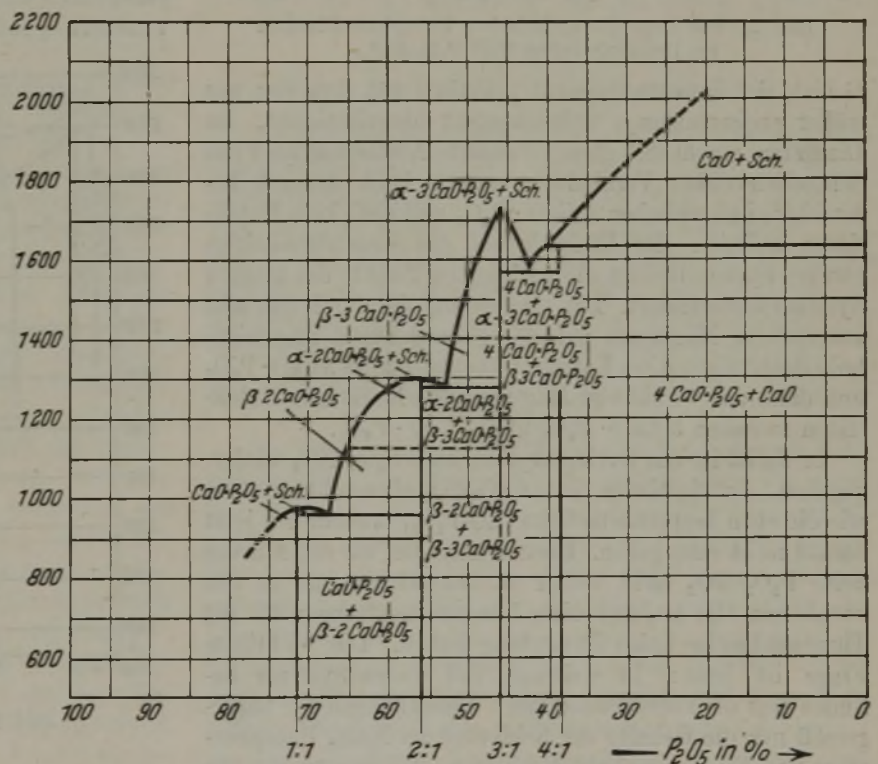


Bild 1. Das System $\text{CaO-P}_2\text{O}_5$.

aufrechtzuerhalten, die notwendig sind, um eine Zerstörung des Rhodiumtiegels durch Aufnahme von reduziertem Phosphor zu verhindern. Durch Verwendung eines Tiegels aus Iridium können in der gleichen Weise Schmelzen auch noch bei Temperaturen über 2000° hergestellt werden.

Die Gleichgewichte im System $\text{CaO-P}_2\text{O}_5\text{-SiO}_2$ ³⁾.

Zunächst haben wir das von uns bereits früher untersuchte Zweistoffsystem $\text{CaO-P}_2\text{O}_5$ ²⁾ nochmals nachgeprüft.

³⁾ Dieser Teil der Arbeit ist gemeinsam mit W. Hotop und H. J. Harkort durchgeführt worden.

*) Sonderabdrucke sind vom Verlag Stahleisen m. b. H., Düsseldorf, Postschließfach 664, zu beziehen.

¹⁾ Das ältere Schrifttum ist bei Schneiderhöhn, H.: Mitt. K.-Wilh.-Inst. Eisenforsch. 10 (1928) S. 213/23, zusammengefaßt; siehe auch Stahl u. Eisen 49 (1929) S. 345/53 (Stahlw.-Aussch. 160). Außerdem ist noch zu nennen Behrendt, G., und H. Wentrup: Arch. Eisenhüttenw. 7 (1933/34) S. 95/102.

²⁾ Trömel, G.: Mitt. K.-Wilh.-Inst. Eisenforsch. 14 (1932) S. 25/36; siehe auch Stahl u. Eisen 52 (1932) S. 396/97. Körber, F., und G. Trömel: Arch. Eisenhüttenw. 7 (1933/34) S. 7/20 (Stahlw.-Aussch. 254).

In Bild 1 ist das sich aus diesen Versuchen ergebende Zustandschaubild wiedergegeben. Es stimmt weitgehend mit dem früher aufgestellten überein. Nur in bezug auf den Schmelzpunkt des Tetrakalziumphosphates $4 \text{CaO} \cdot \text{P}_2\text{O}_5$ weicht unsere jetzige Auffassung von der früher vertretenen ab. Während wir früher angenommen hatten, daß diese Verbindung unzersetzt schmilzt, folgern wir heute aus unseren Beobachtungen, daß beim Schmelzen des Tetrakalziumphosphates Kalk abgespalten wird. Allerdings tritt diese Zersetzung erst bei einer verhältnismäßig so hohen Temperatur ein, daß, vor allem in Anbetracht der nicht sehr großen Genauigkeit der Temperaturmessungen in diesem

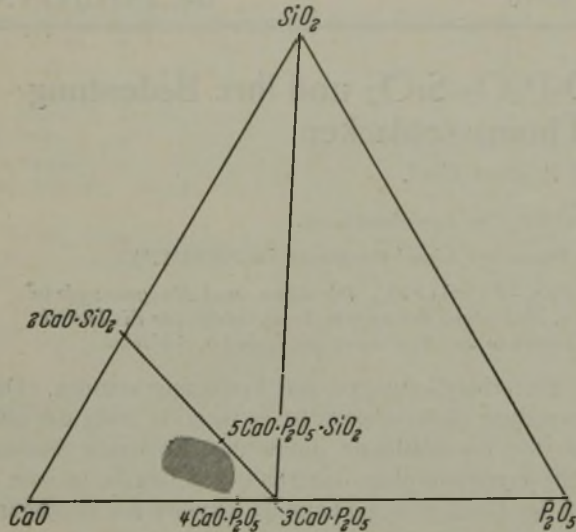


Bild 2. Die Lage der technischen Phosphatschlacken im Dreistoffsystem $\text{CaO-P}_2\text{O}_5\text{-SiO}_2$.

Gebiet, der Zersetzungspunkt praktisch mit dem von uns früher angenommenen Schmelzpunkt übereinstimmt. Im Diagramm macht sich diese veränderte Auffassung über das Schmelzen dieser Verbindung hauptsächlich dadurch bemerkbar, daß zwischen $4 \text{CaO} \cdot \text{P}_2\text{O}_5$ und CaO kein Eutektikum auftritt. Im Hinblick auf das kieselensäurehaltige ternäre System bleiben die wichtigsten Punkte des binären Systems unverändert. Das sind einmal die durch das sehr ausgeprägte Maximum auf der Schmelzkurve angezeigte hohe Beständigkeit des Kalziumorthophosphates $3 \text{CaO} \cdot \text{P}_2\text{O}_5$ und dann das verhältnismäßig niedrig schmelzende Eutektikum zwischen $3 \text{CaO} \cdot \text{P}_2\text{O}_5$ und $4 \text{CaO} \cdot \text{P}_2\text{O}_5$.

In Bild 2 ist das Dreistoffsystem $\text{CaO-P}_2\text{O}_5\text{-SiO}_2$ wiedergegeben. Da die binäre Seite CaO-SiO_2 ebenso bekannt ist wie die eben besprochene Seite $\text{CaO-P}_2\text{O}_5$, brauche ich jetzt darauf nicht einzugehen. Ebenso brauchen wir uns mit der Seite $\text{P}_2\text{O}_5\text{-SiO}_2$ nicht weiter zu beschäftigen, da es von vornherein klar ist, daß diese Zusammensetzungen für die Thomasschlacke keine Bedeutung haben. Die wichtigste Frage ist jetzt: In welchem Teil dieses Systems befinden sich die Thomasschlacken? Dabei können wir naturgemäß nur die Gehalte der Schlacken an Kalk, Phosphorsäure und Kieselsäure berücksichtigen. Wir müssen also vor allem die immer vorhandenen Eisen- und Manganoxyle zunächst außer acht lassen. Wir werden uns später noch eingehend damit beschäftigen müssen, wie weit diese Vereinfachung berechtigt ist. In Bild 2 ist der sich auf diese Weise ergebende Bereich für die Thomasschlacke schraffiert gekennzeichnet worden. Es wird dadurch deutlich, daß diese Schlacken trotz den recht beträchtlichen Schwankungen in der Zusammensetzung innerhalb des Dreistoffsystems nur in einem verhältnismäßig kleinen Bereich auftreten. Man braucht deshalb für unsere Betrachtungen jetzt nicht die Gleichgewichte im gesamten System in Betracht zu ziehen,

sondern die Aufgabe besteht zunächst darin, dieses Gebiet im ternären System so abzugrenzen, daß ein Teilsystem gewonnen wird, aus dem man die für den Aufbau der Thomasschlacke erforderlichen Kenntnisse ableiten kann.

Auf die verschiedenen Versuche in dieser Hinsicht soll jetzt nicht näher eingegangen werden, sondern nur das Ergebnis mitgeteilt werden, daß der Schnitt $3 \text{CaO} \cdot \text{P}_2\text{O}_5\text{-}2 \text{CaO} \cdot \text{SiO}_2$, der im Bild eingezeichnet ist, das Gesamtsystem in einer geeigneten Weise unterteilt. Die wichtigste Eigenschaft der Gemische auf diesem Schnitt besteht darin, daß, soweit wir es bestimmen konnten, ihre Schmelzpunkte höher liegen als die der Nachbargemische neben dem Schnitt. Dadurch wird also, wenn man sich senkrecht zu der im Bild wiedergegebenen Konzentrationsebene die Temperatur aufgetragen denkt, das Teilsystem $\text{CaO-}3 \text{CaO} \cdot \text{P}_2\text{O}_5\text{-}2 \text{CaO} \cdot \text{SiO}_2$, in dem sich die Thomasschlacken befinden, deutlich vom Gesamtsystem abgegrenzt.

Bild 3 zeigt nun unsere Befunde über die Gleichgewichte auf dem Schnitt $2 \text{CaO} \cdot \text{SiO}_2\text{-}3 \text{CaO} \cdot \text{P}_2\text{O}_5$. Auf der Seite zum Orthosilikat $2 \text{CaO} \cdot \text{SiO}_2$ hin sind dabei Tatsachen, die für den Aufbau der Thomasschlacke nicht wesentlich sind, weggelassen worden, um eine bessere Uebersichtlichkeit zu erzielen. Die wesentlichste Feststellung ist, daß man es bei diesem Schnitt mit dem Fall zu tun hat, daß die beiden Komponenten mehrere Mischkristallreihen bilden, die durch Mischungslücken im festen Zustand unterbrochen sind. Bei Metallsystemen ist dieser Fall verhältnismäßig häufig, bei Oxydsystemen dagegen seltener. In Anbetracht der engen Beziehungen in den Kristallstrukturen zwischen den Orthophosphaten und den Orthosilikaten ist es jedoch nicht verwunderlich, daß man hier auf derartige Erscheinungen stößt.

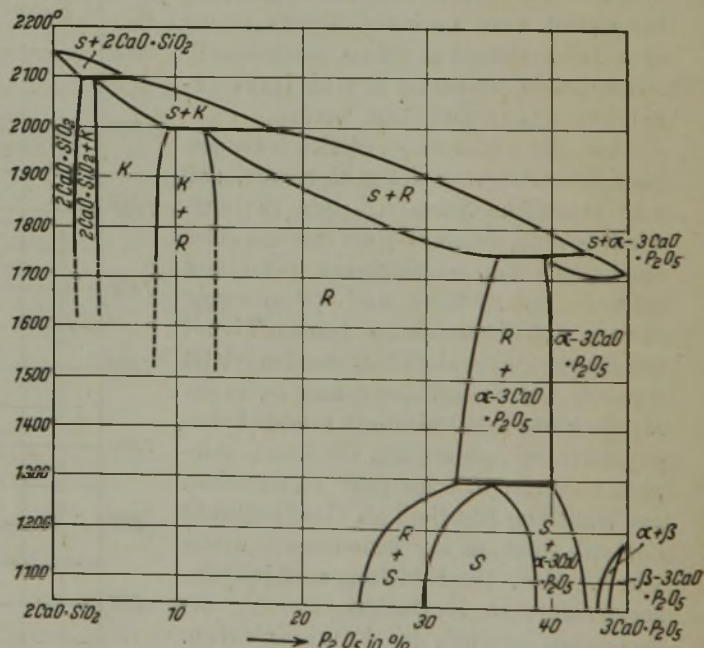


Bild 3. Schnitt $3 \text{CaO} \cdot \text{P}_2\text{O}_5\text{-}2 \text{CaO} \cdot \text{SiO}_2$ im System $\text{CaO-P}_2\text{O}_5\text{-SiO}_2$.

Gewisse Beobachtungen von A. Schleede, B. Meppen und K. H. Rattay⁴⁾ bei röntgenographischen Untersuchungen von Gemischen aus Kalziumorthophosphat und Kalziumorthosilikat deuteten auch bereits auf diese Zusammenhänge hin.

Vom Orthophosphat ausgehend treten im Gleichgewicht mit der Schmelze zunächst Mischkristalle der α -Modifikation des Kalziumorthophosphates auf. Daran schließen sich die Mischkristalle an, die wegen der engen Beziehungen in der Kristallstruktur zu der im Rhenianphosphat auftretenden

⁴⁾ Mitt. Bez.-Ver. Groß-Berlin Ver. Dtsch. Chemiker 1937, Nr. 9.

Kristallart mit „R“ bezeichnet sind. Darauf folgen Mischkristalle, die mit „K“ bezeichnet sind, weil ihre Struktur Beziehungen zum Kaliumsulfat aufweist. Den Abschluß bilden die Mischkristalle des Kalziumorthosilikates.

Im Zusammenhang mit den Thomasschlacken sind nur die beiden ersten Mischkristallreihen wichtig und davon hauptsächlich die R-Mischkristalle. Im Bereich dieser Phase treten die $\text{CaO/P}_2\text{O}_5$ -Verhältnisse auf, die auch in den technischen Schlacken vorliegen. Besonders wichtig für die Kenntnis der technischen Schlacken ist nun die Feststellung, daß der Silikokarnotit, der mit seiner Zusammensetzung $5 \text{ CaO} \cdot \text{P}_2\text{O}_5 \cdot \text{SiO}_2 = (3 \text{ CaO} \cdot \text{P}_2\text{O}_5) \cdot (2 \text{ CaO} \cdot \text{SiO}_2)$ bei 29,5 % P_2O_5 auf diesem Schnitt liegen müßte, im Gleichgewicht mit der Schmelze überhaupt nicht auftritt. Erst im festen Zustand wird unterhalb 1300° eine Phase gebildet, die das gleiche Röntgendiagramm wie der in der technischen Schlacke auftretende Silikokarnotit hat und die deshalb hier mit „S“ bezeichnet ist. Die Zusammensetzung $5 \text{ CaO} \cdot \text{P}_2\text{O}_5 \cdot \text{SiO}_2$ liegt nahe der Grenze des Homogenitätsbereiches dieser Phase, sie dürfte daher wohl kaum deren Zusammensetzung richtig wiedergeben. Es ist überhaupt wichtig, darauf hinzuweisen, daß derartige Formeln für die Kennzeichnung der hier vorliegenden Verhältnisse nicht geeignet sind, denn die wesentlichste Tatsache, daß es sich um Mischkristalle mit veränderlicher Zusammensetzung handelt, wird durch solche Formeln nicht zum Ausdruck gebracht. Deshalb soll auch bei den übrigen Phasen, insbesondere den R-Mischkristallen, für die früher die Formel $9 \text{ CaO} \cdot \text{P}_2\text{O}_5 \cdot 3 \text{ SiO}_2$ angegeben worden war, in Zukunft vom Gebrauch derartiger Formeln abgesehen werden.

Die Versuchsergebnisse, aus denen das eben beschriebene Zustandsschaubild gefolgert worden ist, können hier im einzelnen nicht wiedergegeben werden. Das muß der ausführlicheren Veröffentlichung vorbehalten bleiben. Auf einen Punkt muß aber jetzt schon hingewiesen werden, und zwar handelt es sich um die Bestimmung der Schmelzpunkte. Die Schmelztemperaturen steigen von dem Schmelzpunkt des Kalziumorthophosphates bei 1720° bis zum Schmelzpunkt des Kalziumorthosilikates bei 2150° an. Derartige Temperaturen können nicht mehr so genau gemessen werden, wie es notwendig wäre, um einen solchen Schmelzverlauf, wie er im Schaubild angenommen worden ist, vollkommen stichhaltig zu beweisen. Wir mußten daher so vorgehen, daß aus dem Schmelzverhalten zusammen mit den Ergebnissen der eingehenden mikroskopischen und röntgenographischen Untersuchungen der einzelnen Schmelzen ein Bild von den vorliegenden Gleichgewichten entwickelt wurde. Mit Rücksicht auf die Umwandlungen im festen Zustand mußten für diesen Zweck die einzelnen Gemische nach Glühungen bei bestimmten Temperaturen auf Zimmer-temperatur abgeschreckt werden. Für jede einzelne Zusammensetzung ist daher eine große Anzahl einzelner Bestimmungen erforderlich gewesen. Trotzdem ist es aber nicht immer gelungen, in allen Einzelheiten jeden Zweifel auszuschließen. Da es aber zunächst einmal darauf ankommt, die wichtigsten Grundzüge herauszuarbeiten, um so die Unterlagen in die Hand zu bekommen, die für die Beurteilung der technischen Schlacken erforderlich sind, muß vorläufig von solchen Einzelfragen abgesehen werden.

Ausgehend von dieser Feststellung der Gleichgewichte auf dem Schnitt Kalziumorthophosphat-Kalziumorthosilikat ist es nunmehr möglich, einen Ueberblick über die Gleichgewichte auch in der im Zusammenhang mit der Thomasschlacke wichtigen Kalkecke des ternären Systems zu geben. In Bild 4 sind für das ternäre Teilschaubild $\text{CaO-3 CaO} \cdot \text{P}_2\text{O}_5$ -

$2 \text{ CaO} \cdot \text{SiO}_2$ die Abgrenzungen der Schmelzflächen in die Konzentrationsebene projiziert wiedergegeben.

Vor allem werden die Gleichgewichte bestimmt durch die große primäre Kristallisationsfläche des Kalkes, die sich bis in die Nähe der Seite $2 \text{ CaO} \cdot \text{SiO}_2\text{-3 CaO} \cdot \text{P}_2\text{O}_5$ erstreckt. Hier verläuft dann nahezu parallel zu dieser Seite vom Eutektikum zwischen CaO und $2 \text{ CaO} \cdot \text{SiO}_2$ bei 2100° ausgehend eine eutektische Raumkurve bis zum Eutektikum zwischen $4 \text{ CaO} \cdot \text{P}_2\text{O}_5$ und $3 \text{ CaO} \cdot \text{P}_2\text{O}_5$ bei 1560° . In dieser eutektischen Kurve münden von der Seite $2 \text{ CaO} \cdot \text{SiO}_2\text{-3 CaO} \cdot \text{P}_2\text{O}_5$ her die drei Umwandlungskurven, die von den drei Uebergangspunkten auf diesem Schnitt ausgehen, ebenso von der Seite $\text{CaO-3 CaO} \cdot \text{P}_2\text{O}_5$ her die vom Uebergangspunkt des Tetraalkaliumphosphates ausgehende Kurve.

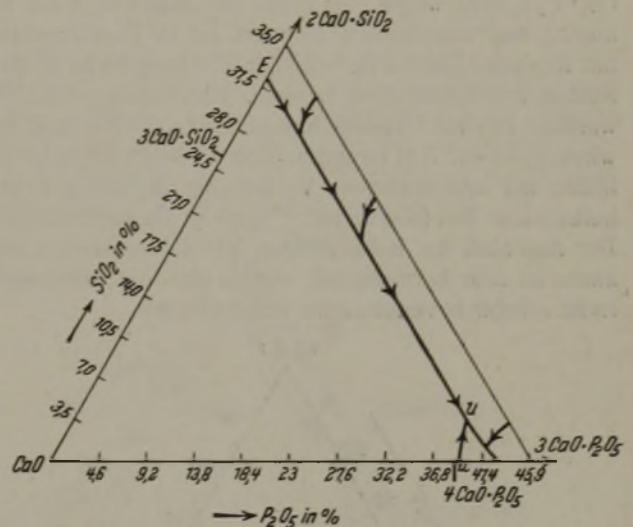


Bild 4. Die Kalkecke im System $\text{CaO-P}_2\text{O}_5\text{-SiO}_2$.

Die Schmelztemperaturen liegen nur ziemlich nahe dem Eutektikum zwischen $4 \text{ CaO} \cdot \text{P}_2\text{O}_5$ und $3 \text{ CaO} \cdot \text{P}_2\text{O}_5$ verhältnismäßig niedrig. Sonst schmelzen die Gemische alle sehr hoch, zu einem großen Teil sogar über 2000° . Für unsere Ueberlegungen über die technischen Phosphat-schlacken ist es besonders wesentlich, daß auch von der eutektischen Kurve aus zum Schnitt $3 \text{ CaO} \cdot \text{P}_2\text{O}_5\text{-2 CaO} \cdot \text{SiO}_2$ hin die Temperaturen wieder erheblich ansteigen.

Die Eisen- und Manganoxyle in den technischen Phosphat-schlacken.

Ehe man nun aus diesen Feststellungen Schlüsse auf die Eigenschaften der technischen Schlacken zieht, ist es erforderlich, daß eingehend die bereits angedeutete Frage geprüft wird, welche Rolle die Eisen- und Manganoxyle für den Aufbau der Schlacken spielen. Wenn man die chemischen Eigenschaften der einzelnen Bestandteile der Thomasschlacke und ihr Mengenverhältnis zueinander betrachtet, dann ist es durchaus naheliegend, zunächst nur den Kalk, die Phosphorsäure und die Kieselsäure in Betracht zu ziehen. Allerdings mußte es immer etwas fraglich erscheinen, ob man die Eisen- und Manganoxyle, die in erheblich größerer Menge als die Kieselsäure vorhanden sind, wirklich für die Bindung der Phosphorsäure überhaupt nicht zu berücksichtigen braucht. Es ist daher ein sehr glücklicher Umstand, daß in diesem Punkt die Arbeit von W. Oelsen und H. Maetz⁵⁾ über das System $\text{CaO-P}_2\text{O}_5\text{-FeO}$ neue Erkenntnisse gebracht hat, die eine sichere Beurteilung dieser Frage erlauben. Aus den in dieser Arbeit getroffenen Feststellungen, daß bereits im Schmelzfluß der Kalk bei einem Ueberschuß über die für das Kalziumorthophosphat $3 \text{ CaO} \cdot \text{P}_2\text{O}_5$ not-

⁵⁾ Mitt. K.-Wilh.-Inst. Eisenforsch. 23 (1941) S. 195/245; vgl. Stahl u. Eisen 62 (1942) S. 123/24.

wendige Menge das Eisen- und Manganoxydul aus der Bindung an die Phosphorsäure verdrängt, ergibt sich, daß auch nach der Erstarrung keines der Oxydule als Phosphat vorliegen wird. Ebensovienig ist eine Bindung als Silikat möglich. Vielmehr muß sich der in den technischen Thomasschlacken immer vorhandene Ueberschuß an Kalk über das Orthophosphat oder das Orthosilikat zusammen mit den Eisen- und Manganoxynen in der Restschmelze anreichern. Diese Ergebnisse sind naturgemäß für den hier besonders wichtigen Aufbau der festen Thomasschlacke von großer Bedeutung.

Da nun Oelsen und Maetz bei ihrer Arbeitsweise (Schmelzen im Eisentiegel) die im Zusammenhang mit der Thomasschlacke besonders wichtigen kalkreichen Teile des Systems $\text{CaO-P}_2\text{O}_5\text{-FeO}$ wegen der Höhe der Schmelzpunkte nicht unmittelbar untersuchen konnten, ist in Zusammenarbeit mit ihnen die kalkreiche Seite der Mischungslücke in diesem System durch Schmelzen in einem Rhodiumtiegel festgelegt worden. In Bild 5 sind die Ergebnisse von Oelsen und Maetz wiedergegeben. Auf Grund unserer Versuche kann jetzt der bisher nur angenommene Verlauf der Mischungslücke im kalkreichen Teil (Kurve mit 0% SiO_2) als gesichert gelten. Der Anschluß der beiderseitigen Versuchsergebnisse aneinander ist sehr befriedigend, obwohl sich die Arbeitsweisen recht erheblich voneinander unterscheiden.

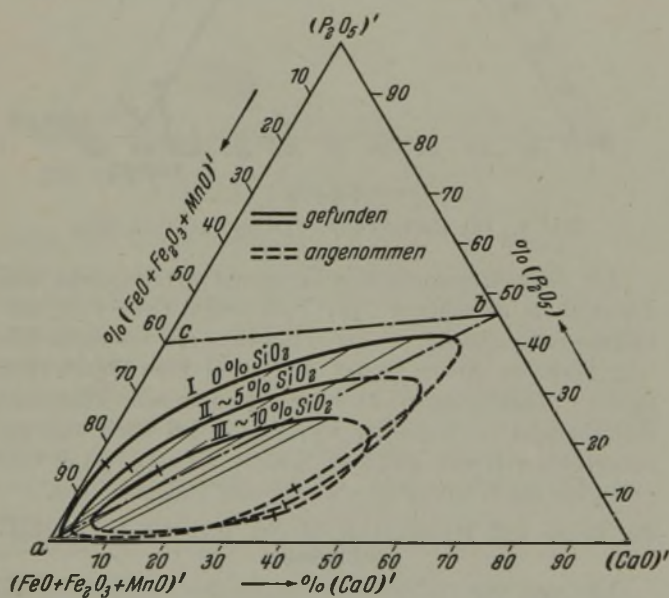


Bild 5. Die Mischungslücke im System $\text{CaO-FeO-P}_2\text{O}_5$ nach W. Oelsen und H. Maetz.

Die Schmelzen im Rhodiumtiegel sind vor allem insofern von denen im Eisentiegel verschieden, als sich das Eisenoxydul dabei in nicht unerheblichem Umfange oxydiert. Es ergibt sich daher die bemerkenswerte Feststellung, daß die Entmischungserscheinungen nicht allein zwischen dem Eisenoxydul und den Phosphaten auftreten, sondern auch dann noch, wenn erhebliche Teile des Eisens als Eisenoxyduloxyd vorliegen. Die Bildung von zwei Schichten läßt sich bereits im flüssigen Zustand sehr deutlich erkennen. Die obere Phosphatschicht dürfte durchsichtig sein, so daß dann an der unteren Eisenoxyduloxyschicht sehr kennzeichnende Reflexionen auftreten. Die getrennte Gewinnung der beiden Schichten zur Untersuchung ihrer Zusammensetzung ist im Rhodiumtiegel schwieriger als im Eisentiegel, da die Schmelzen flüssig aus dem Rhodiumtiegel entfernt werden müssen. Es wurde daher so vorgegangen, daß bei einer Temperatur, bei der die höher schmelzende obere Phosphatschicht gerade noch gut flüssig ist, in diese Schicht ein kalter Rhodiumstab eingetaucht wurde. Dabei erstarrt ein Teil der oberen

Schicht und bleibt an dem Stab hängen. Durch vorsichtige Wiederholung gelingt es auf diese Weise, die obere Schicht vollständig zu gewinnen. Die untere Schicht erstarrt unter diesen Bedingungen nicht, da sie sehr hoch überhitzt ist. Sie bleibt infolgedessen weder am Stab noch an der erstarrten oberen Schicht haften. Bei jeder Schmelze nimmt der Rhodiumtiegel etwas Eisen auf. Es konnten daher nur verhältnismäßig wenige Schmelzen durchgeführt werden.

An Hand dieses Bildes kann man nun überlegen, bei welchem Eisenoxydulgehalt zu erwarten ist, daß nach dem Erstarren der Thomasschlacke zwei getrennte Schichten gefunden werden. Am einfachsten geht man dabei von den Verhältnissen $\text{CaO/P}_2\text{O}_5$ aus, die in den technischen Schlacken auftreten. Wie bekannt ist, schwankt dieses Verhältnis je nach den Arbeitsbedingungen der einzelnen Werke. Im allgemeinen dürfte es zwischen 6 und 8 CaO auf 1 P_2O_5 liegen. In besonderen Fällen, bei sehr hohem Phosphorgehalt des Roheisens und niedrigem Kalksatz, kann es bis auf 5 $\text{CaO} : 1 \text{P}_2\text{O}_5$ erniedrigt sein. Wenn wir nun feststellen wollen, bei welchem Gehalt an Eisenoxynen eine Entmischung einer Kalkphosphatschlacke zu erwarten ist, dann muß man die entsprechenden Punkte auf der Seite $\text{CaO-P}_2\text{O}_5$ mit der Eisenoxyduldecke verbinden. Der Schnittpunkt dieser Geraden mit der Umgrenzung der Mischungslücke gibt den Eisenoxydulgehalt an, bei dem eine Aufteilung in zwei Schichten einsetzt. Bei den kalkärmeren Schlacken kann das bei etwa 40% FeO der Fall sein, bei den kalkreicheren dagegen erst bei etwa 45 bis 50%. Daraus ergibt sich also, daß bei der erstarrten Thomasschlacke, die etwa 20% ($\text{FeO} + \text{MnO}$) enthält, keine Entmischung eintritt. Die Bedeutung der Entmischungserscheinungen für den metallurgischen Verlauf des Thomasverfahrens, wie sie von W. Oelsen und H. Maetz sowie von Th. Kootz⁶⁾ erörtert worden ist, wird durch diese Feststellung natürlich in keiner Weise berührt.

Unabhängig von der Tatsache, daß die üblichen Thomasschlacken nach ihrer Gesamtzusammensetzung außerhalb des Entmischungsgebietes liegen, besteht natürlich noch die Möglichkeit, daß während der Erstarrung sich die Konzentration der Restschmelze so verändert, daß doch noch eine teilweise Entmischung auftritt. Außerdem muß im Zusammenhang mit diesen Fragen noch berücksichtigt werden, daß bisher der Einfluß der Kieselsäure nicht in Betracht gezogen worden ist. In Bild 5 sind zu dieser Frage gleichfalls Versuchsergebnisse von Oelsen und Maetz wiedergegeben (Kurven mit 5 und 10% SiO_2). Daraus geht hervor, daß an und für sich die Kieselsäure die Mischungslücke ziemlich rasch verkleinert, aber gerade auf der im Zusammenhang mit den Thomasschlacken wichtigen kalkreichen Seite macht sich die Kieselsäure nur wenig bemerkbar. Man kann daher in dieser Hinsicht die Verhältnisse, wie sie im System $\text{CaO-P}_2\text{O}_5\text{-FeO}$ vorliegen, auf die Thomasschlacken übertragen.

Wenn man also unmittelbar in der fertigen flüssigen Schlacke keine Entmischung vorliegen hat, so ist die Neigung dazu doch die Ursache dafür, daß in diesen Schlacken nach der Erstarrung die Eisen- und Manganoxynen so vollständig getrennt von den Kalkphosphaten auftreten. Für die Ueberlegungen über den Aufbau dieser Schlacken und insbesondere die Bindung der Phosphorsäure können diese Bestandteile daher praktisch außer acht gelassen werden.

Bereits von G. Hilgenstock⁷⁾ ist darauf aufmerksam gemacht worden, daß die Thomasschlacken beim Erstarren eine ausgesprochene Neigung zum Seigern besitzen. Diese Erscheinung hängt sicherlich ebenfalls mit der durch die Nähe der Mischungslücke bedingten Neigung zur Ab-

⁶⁾ Stahl u. Eisen 61 (1941) S. 1053/64 (Stahlw.-Aussch. 391).

⁷⁾ Stahl u. Eisen 6 (1886) S. 525/27.

trennung der Eisen- und Manganoxyle von den Phosphaten zusammen. Die großen Unterschiede im spezifischen Gewicht können sich dann im vollen Umfange auswirken.

Zum Abschluß dieser Betrachtungen über die Rolle der Eisen- und Manganoxyle in den Thomasschlacken sollen nun noch einige Anschnitte derartiger Schlacken wiedergegeben werden. Die Aufnahmen hat H. Schneiderhöhn¹⁾ bei seinen mikroskopischen Untersuchungen bereits veröffentlicht. Man erkennt hieran sehr deutlich das Gefüge, das sich durch das getrennte Auftreten der stark reflektierenden Eisen- und Manganoxyle neben den grauen, schwach reflektierenden Silikophosphaten ergibt (Bilder 6 und 7).

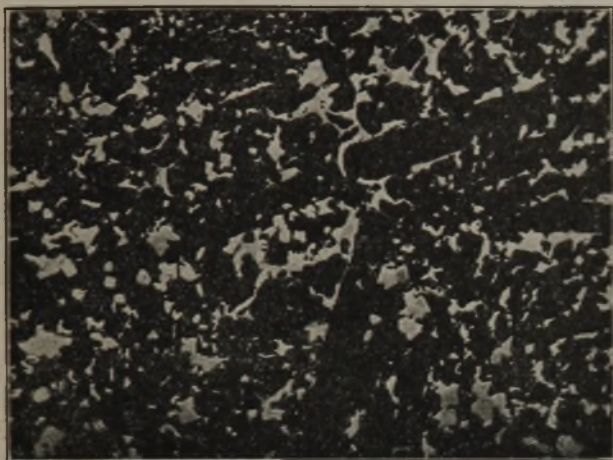


Bild 6. Polierter Anschlag einer Thomasschlacke ohne Sandzusatz; $\times 250$ (nach H. Schneiderhöhn).

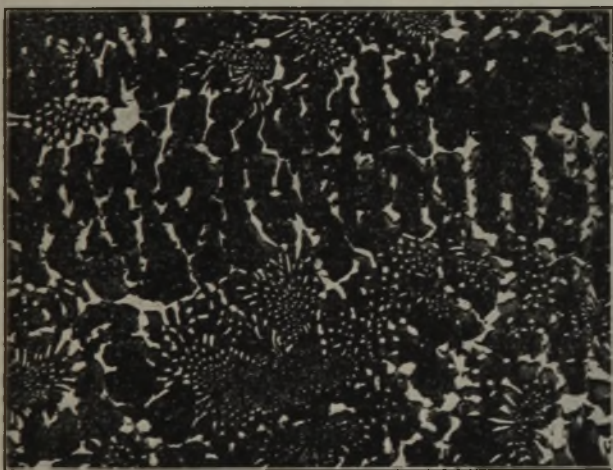


Bild 7. Polierter Anschlag einer Thomasschlacke mit Sandzusatz; $\times 250$ (nach H. Schneiderhöhn).

Die Erstarrung der technischen Schlacken und die Bedeutung der verschiedenen Gefüge für die Löslichkeit.

Nachdem so klargestellt ist, daß die Eisen- und Manganoxyle für die Bindung der Phosphorsäure ohne Bedeutung sind, kann man nun an Hand des bereits gezeigten Schaubildes $\text{CaO-3 CaO} \cdot \text{P}_2\text{O}_5\text{-2 CaO} \cdot \text{SiO}_2$ den Erstarrungsverlauf der den technischen Thomasschlacken entsprechenden Schmelzen wiedergeben. In Bild 8 ist dieses System mit einigen für die weiteren Ueberlegungen erforderlichen Ergänzungen nochmals gezeigt. Die technischen Schlacken gehören, bedingt durch das in ihnen vorliegende Verhältnis $\text{CaO/P}_2\text{O}_5$, in den schraffierten Bereich. Die beiden Grenzen entsprechen den Molverhältnissen $5 \text{ CaO} : 1 \text{ P}_2\text{O}_5$ und $8 \text{ CaO} : 1 \text{ P}_2\text{O}_5$. Wie bereits ausgeführt, liegen je nach dem Phosphorgehalt des Roheisens und der Höhe des Kalksatzes die technischen Schlacken innerhalb dieser Werte. In diesem so abgegrenzten Bereich finden wir nun je nach der

Höhe des Kieselsäuregehaltes, der am zweckmäßigsten durch das Verhältnis $\text{SiO}_2/\text{P}_2\text{O}_5$ wiedergegeben wird, mehrere ganz verschiedene Arten der Kristallisation. Dadurch wird dann auch eine ganz verschiedene Ausbildung des Gefüges der erstarrten Schmelzen bedingt.

Die weiter eingezeichnete Linie, die dem Verhältnis $\text{SiO}_2/\text{P}_2\text{O}_5 = 0,3$ entspricht, unterteilt zunächst den gesamten Bereich in zwei sehr deutlich voneinander verschiedene Gebiete. Bei Verhältnissen $\text{SiO}_2/\text{P}_2\text{O}_5$, die kleiner als etwa 0,3 sind, wird während der Erstarrung die Verbindung $4 \text{ CaO} \cdot \text{P}_2\text{O}_5$ gebildet, bei Verhältnissen $\text{SiO}_2/\text{P}_2\text{O}_5$ größer als etwa 0,3 dagegen nicht mehr. Aus der Art der Gleichgewichte ergibt sich, daß eine solche Trennungslinie notwendig bestehen muß. Ihre genaue Lage läßt sich aber daraus nicht ableiten, sondern muß versuchsmäßig bestimmt werden. Der Wert für das Verhältnis $\text{SiO}_2/\text{P}_2\text{O}_5$ von etwa 0,3 entspricht den vorliegenden Ergebnissen. Da es aber schwierig ist, derartige Feststellungen mit großer Genauigkeit zu treffen, ist es durchaus möglich, daß bei späteren Untersuchungen diese Grenze noch eine Verschiebung erfährt. Dadurch können aber die Verhältnisse weder praktisch noch grundsätzlich geändert werden.

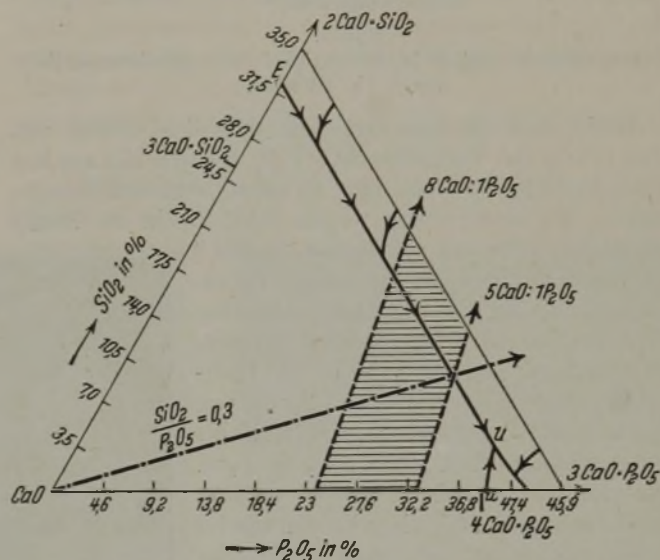


Bild 8. Die Kalkecke im System $\text{CaO-P}_2\text{O}_5\text{-SiO}_2$.

Innerhalb dieser beiden sich hinsichtlich der Bildung des Tetrakalziumphosphates grundsätzlich unterscheidenden Gebiete bestehen nun noch gewisse Unterteilungen. Zunächst sollen die Schmelzen besprochen werden, bei denen die Bildung von Tetrakalziumphosphat überhaupt möglich ist. Bei niedrigen Kieselsäuregehalten verläuft die Kristallisation so, daß sich primär Kalk ausscheidet, bis die Zusammensetzung der Schmelze die Kurve uU erreicht. Von da an wird $4 \text{ CaO} \cdot \text{P}_2\text{O}_5$ ausgeschieden, bis sich schließlich in Punkt U diese Verbindung gemeinsam mit einem Mischkristall bildet. Bei etwas höheren Kieselsäuregehalten, aber immer noch unterhalb des Verhältnisses $\text{SiO}_2/\text{P}_2\text{O}_5 = 0,3$, wird die Uebergangskurve uU nicht mehr erreicht, sondern unmittelbar auf die primäre Kalkausscheidung folgt die gemeinsame Kristallisation von Kalk mit den Mischkristallen entlang der eutektischen Kurve Eu bis zum Punkt U. Dort tritt dann noch die Bildung von Tetrakalziumphosphat hinzu, womit dann die Kristallisation beendet ist.

Dieser letzte Fall dürfte praktisch für die Erstarrung der üblichen Thomasschlacken wichtig sein, sofern diese entweder keinen oder nur einen geringen Sandzusatz erhalten haben. Wenn dagegen der Kieselsäuregehalt groß genug ist, um das Verhältnis $\text{SiO}_2/\text{P}_2\text{O}_5$ größer als etwa 0,3 werden zu lassen, dann verläuft die Erstarrung so, daß nach der pri-

mären Ausscheidung von Kalk oder der Mischkristalle R die Schmelze ebenfalls unter gleichzeitiger Ausscheidung von Kalk und der Mischkristalle entlang der eutektischen Kurve kristallisiert. Der Unterschied gegenüber den kieselensäureärmeren Schmelzen besteht aber darin, daß die Erstarrung beendet ist, ehe der Punkt U erreicht wird. Daher braucht überhaupt kein Tetrakalziumphosphat mehr gebildet zu werden.

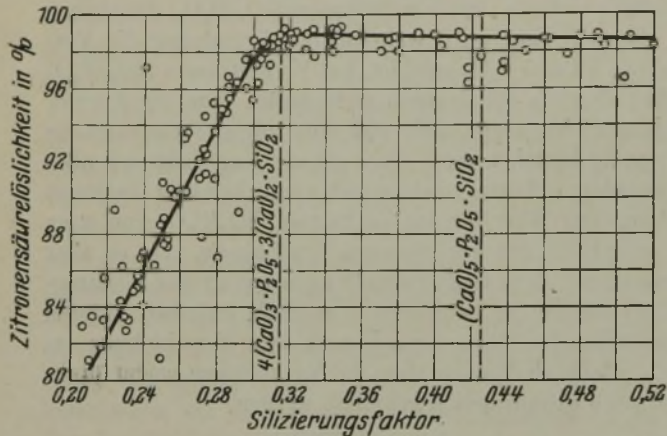


Bild 9.

Zitronensäurelöslichkeit in Abhängigkeit vom Silizierungsfaktor (nach Th. Dunkel).

Es ist nun sehr bemerkenswert, daß diese Grenze von etwa 0,3 für das Verhältnis $\text{SiO}_2/\text{P}_2\text{O}_5$, die sich hier aus den Schmelzgleichgewichten ergibt, mit dem Grenzwert übereinstimmt, der überschritten werden muß, um in der Praxis gut lösliche Schlacken zu erhalten. In Bild 9 ist eine Kurve über den Einfluß des Kiesel säuregehaltes auf die Löslichkeit technischer Thomasschlacken wiedergegeben worden, die bereits vor längerer Zeit von Th. Dunkel⁸⁾ veröffentlicht worden ist. Der von Dunkel benutzte Silizierungsfaktor ist nichts anderes als das Verhältnis SiO_2 zu P_2O_5 . Die von ihm angegebene Grenze von 0,31 stimmt sehr gut mit den Ergebnissen unserer Laboratoriumsuntersuchungen überein. Wenn man in der gleichen Weise wie Dunkel eine größere Anzahl technischer Schlacken mit verschiedenen Löslichkeiten untersucht, dann findet man immer den Einfluß der Kieselsäure in nahezu der gleichen Weise, vor allem wenn man nur solche Schlackenproben heranzieht, die aus dem Konverter entnommen wurden. Bei den fertigen Klotzschlacken ist es dagegen möglich, daß auch Schlacken gefunden werden, die bei höherem Kieselsäuregehalt schlechte Löslichkeit zeigen. Das ist mit größter Wahrscheinlichkeit darauf zurückzuführen, daß der zugesetzte Sand sich nicht ausreichend auflösen konnte. Auf diese technischen Schwierigkeiten soll später noch eingegangen werden.

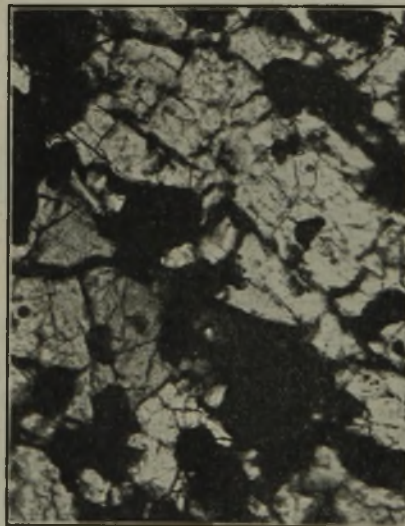
Aus den eben geschilderten Zusammenhängen, bei denen die verschiedenen Arten der Kristallisation durch das Auftreten oder Nichtauftreten des Tetrakalziumphosphates gekennzeichnet worden sind, könnte man nun den Schluß ziehen, daß die schlechtere Löslichkeit der kieselensäureärmeren Schlacken durch die Bindung eines Teiles der Phosphorsäure in Form dieser Verbindung bedingt sei. Dem steht aber entgegen, daß das Tetrakalziumphosphat selbst recht

⁸⁾ Bericht Stahlw.-Aussch. VDEh Nr. 109 (1926); vgl. Stahl u. Eisen 47 (1927) S. 1205/07.

gut in Zitronensäure löslich ist, wenn auch bekannt ist, daß dieses Phosphat bei hohen Temperaturen unter dem Einfluß von Feuchtigkeit leicht in schwer löslichen Hydroxulapatit übergehen kann. Es ist daher nicht wahrscheinlich, daß die Bildung des Tetrakalziumphosphates eine wesentlich schlechtere Löslichkeit verursacht. Dafür dürften vielmehr die Veränderungen im Gefüge und vor allem die Unterschiede in den Korngrößen der einzelnen Bestandteile verantwortlich sein, die durch die verschiedene Art der Kristallisation verursacht werden. In diesem Zusammenhang muß man sich immer vergegenwärtigen, daß die sogenannte Löslichkeit in Zitronensäure in Wahrheit eine Lösungsgeschwindigkeit ist, also aller Voraussicht nach sehr stark von solchen Einflüssen wie Korngröße usw. abhängt.

Diese für die Korngröße der einzelnen Bestandteile entscheidenden Vorgänge werden sehr stark dadurch beeinflusst, bei welcher Temperatur die Erstarrung der Schmelze beendet ist. Davon hängt es nämlich ab, unter welchen Bedingungen die Bildung der Phase S abläuft. Für die Höhe der Temperatur, bei der die letzten Teile der Schmelze erstarren, spielen naturgemäß die Eisen- und Manganoxyd eine sehr wesentliche Rolle, zumal da sie sich ja gerade in diesen Restschmelzen anreichern. Es soll daher nachstehend auf diese verschiedenen Gefügeausbildungen näher eingegangen werden.

Wie bei der Besprechung der Gleichgewichte auf dem Schnitt $3 \text{CaO-P}_2\text{O}_5\text{-2 CaO} \cdot \text{SiO}_2$ bereits erörtert worden ist, bildet sich auf diesem Schnitt die Phase S aus den Mischkristallen R und $\alpha\text{-3 CaO} \cdot \text{P}_2\text{O}_5$ erst unterhalb etwa 1300° . Bei höheren Kalkgehalten, wie sie etwa in den technischen



$\frac{\text{SiO}_2}{\text{P}_2\text{O}_5} = 0,27$; Zitronensäurelöslichkeit 88 %.



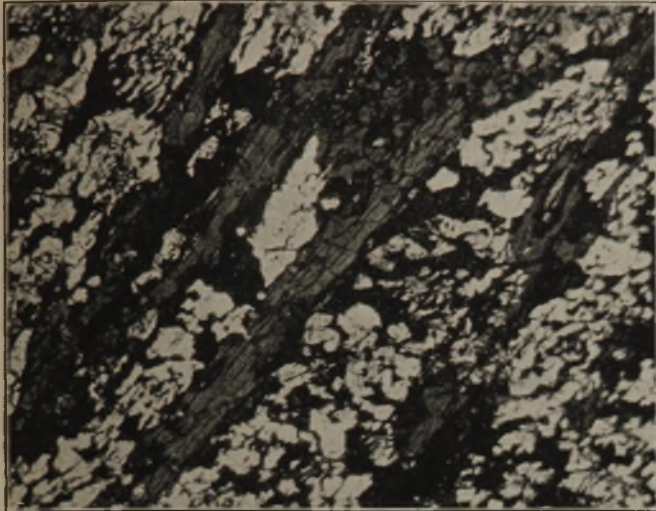
$\frac{\text{SiO}_2}{\text{P}_2\text{O}_5} = 0,61$; Zitronensäurelöslichkeit 100 %.

Bild 10. Gefüge von Thomasschlacken mit verschiedenem SiO_2 -Gehalt. ($\times 100$.)

Schlacken vorliegen, liegt vermutlich die Bildungstemperatur der Phase S bei noch etwas höheren Temperaturen. Diese Neubildung tritt nun auch in den technischen Schlacken ein und verändert das durch die Kristallisation aus der Schmelze gebildete Gefüge sehr weitgehend. Bei den hoch kieselensäurehaltigen Schlacken, die abgesehen von den primären Ausscheidungen an Kalk oder R aus gleichzeitig kristallisiertem Kalk und R bestehen, ist die Kristallisation schon bei verhältnismäßig hohen Temperaturen beendet. Daher muß die Umbildung der ursprünglich ausgeschiedenen Mischkristalle zu der Phase S im festen Zustand ablaufen. In der vollkommen abgekühlten Schlacke finden wir infolgedessen sehr viele kleine, durch den Zerfall oder die Umbildung entstandene Kristalle der Phase S, die an den Grenzen der ursprünglichen R-Kristalle von der oxydischen Restschmelze

umgeben sind. Wir haben also ein außerordentlich feinkörniges Gefüge vor uns, und es ist durchaus einleuchtend, wenn eine solche Schlacke eine große Lösungsgeschwindigkeit in 2prozentiger Zitronensäure hat.

Bei den Schlacken mit geringem Kieselsäuregehalt ($\text{SiO}_2 : \text{P}_2\text{O}_5 < 0,3$) erstreckt sich dagegen die Kristallisation



Zitronensäurelöslichkeit 87,4 %.

Bild 11. Thomasslag mit $4 \text{ CaO} \cdot \text{P}_2\text{O}_5$. ($\times 25$)
Aufnahme in polarisiertem Licht mit gekreuzten Nikols.

bis zu wesentlich niedrigeren Temperaturen, da zumindest der Punkt U erreicht wird. Daher verläuft die Umwandlung der zuerst gebildeten Mischkristalle in die Phase S sicherlich wenigstens zum Teil in Gegenwart einer Schmelze. Für die neugebildeten Kristalle liegen daher jetzt ganz andere Bildungsbedingungen vor als in den hochkieselsäurehaltigen Schlacken. Es können sich jetzt viel größere einheitlichere Kristalle bilden.

In den technischen Schlacken sind nun diese Unterschiede im Gefüge auch sehr deutlich zu erkennen. In den folgenden Bildern sind einige Dünnschliffe derartiger technischer Schlacken wiedergegeben worden. Für diese Zwecke sind Dünnschliffe von Schlacken verwendet worden, weil die uns jetzt besonders interessierenden Unterschiede in den durchsichtigen bzw. schwach reflektierenden Phosphaten im Anschliff praktisch gar nicht zum Ausdruck kommen.

In Bild 10 sind die Dünnschliffe von zwei Schlacken wiedergegeben, die nahezu das gleiche Verhältnis $\text{CaO}/\text{P}_2\text{O}_5$ haben. Sie unterscheiden sich also nur durch die Höhe des Kieselsäuregehaltes. Bei der Schlacke mit einer Löslichkeit von 100 % (11,5 % SiO_2) erkennt man deutlich das durch die Umbildung entstandene Gefüge der Kristalle des Silikophosphates. Bei der Schlacke mit einer Löslichkeit von 88 % (5,9 % SiO_2) sind dagegen die einzelnen Phosphatkristalle groß und einheitlich (Bild 10, links). Wenn man nun in beiden Schlacken prüft, welche Phosphatverbindung vorliegt, so findet man sowohl röntgenographisch als auch mikroskopisch, daß es sich in beiden Fällen um die Phase S handelt. Die deutlichen Unterschiede in der Lösungsgeschwindigkeit in Zitronensäure können daher nicht durch das Auftreten verschiedener Phosphate erklärt werden. Die Ursache dafür

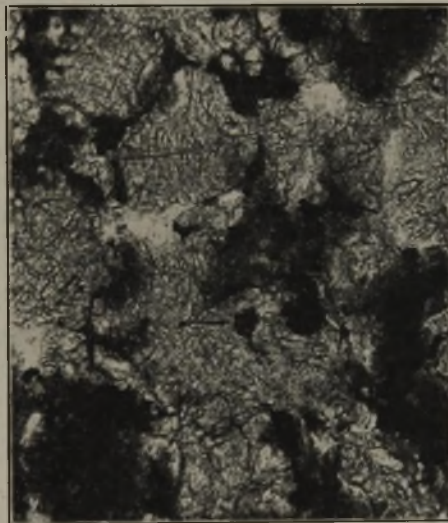
dürfte vielmehr durch die deutlichen Unterschiede im Gefüge gegeben sein.

In Bild 11 ist nun auch noch ein Dünnschliff einer Schlacke wiedergegeben, in der neben der Phase S das Tetraalkaliumphosphat in langgestreckten, gut erkennbaren Kristallen auftritt. Die Löslichkeit liegt bei 87 %. Es geht also auch daraus hervor, daß durch das Auftreten des Tetraalkaliumphosphates die Löslichkeit nicht etwa weiter verringert worden ist.

Diese eben an den Dünnschliffen erläuterte grobe Kristallisation der Silikophosphate, durch die die schlechtere Lösungsgeschwindigkeit bedingt wird, ist auch am Schlackenklötz auf den Bruchflächen sehr deutlich zu erkennen. Die großen S-Kristalle sind in der Regel stark blau gefärbt⁹⁾. Dadurch bekommt der ganze Klötz eine deutlich blaugraue Farbe. Im Inneren findet man fast stets Lunker, in denen die Restschmelze zu besonders großen Kristallen erstarrt ist. Man sieht dann nebeneinander die dunkelblauen S-Kristalle, häufig durchwachsen von braunen Platten des Tetraphosphates. Daneben treten dann noch die schwarzen Eisen- und Manganoxys auf. Wenn man diese blaugraue Farbe an den Schlackenklötzen häufig sieht, so kann man nach den bisherigen Erfahrungen mit Sicherheit annehmen, daß entweder nicht genügend Sand der Schlacke zugesetzt worden ist, oder daß er sich nicht ausreichend aufgelöst hat, so daß das Verhältnis $\text{SiO}_2/\text{P}_2\text{O}_5 < 0,3$ ist.

Der Einfluß der Abkühlungsgeschwindigkeit auf die Eigenschaften der technischen Schlacken.

Die Bildung der Phase S bei verhältnismäßig niedrigen Temperaturen während des Abkühlens der Schlacke führt



Langsam abgekühlt.
Löslichkeit in Zitronensäure = 100 %
Löslichkeit in Ammonziträt = 41,4 %



Schnell abgekühlt.
Löslichkeit in Zitronensäure = 100 %
Löslichkeit in Ammonziträt = 95,8 %

Bild 12. Verschieden abgekühlte Thomasslacken. ($\times 100$)

nun noch zu weiteren Folgerungen. Aus dieser Tatsache ergibt sich nämlich, daß zwischen den schroff abgeschreckten und den langsam abgekühlten Schlacken ein Unterschied bestehen muß. Nur in den langsam abgekühlten darf die Phase S auftreten. Das läßt sich nun auch durch den Versuch bestätigen.

In Bild 12 sind die Dünnschliffe zweier verschieden abgekühlter Schlackenproben ($\text{SiO}_2/\text{P}_2\text{O}_5 = 0,54$) wiedergegeben. Das Bild rechts zeigt die Schlacke nach schroffer Abkühlung durch Eingießen der flüssigen Schlacke in Wasser,

⁹⁾ Es kann nicht mit Sicherheit angegeben werden, worauf diese Blaufärbung zurückzuführen ist. Verschiedentliche Versuche, die im Laboratorium rein hergestellte Phase S durch kleine Beimengungen von Eisenoxyd blau zu färben, sind fehlgeschlagen. Es besteht daher die Vermutung, daß die Farbe auf den Gehalt an Vanadin zurückzuführen ist.

das Bild links dagegen nach langsamer betriebsmäßiger Erstarrung im großen Klotz. Die Unterschiede im Gefüge sind deutlich erkennbar. Im Bild rechts sieht man einheitliche, primär ausgeschiedene Kristalle, die von einer eutektisch erstarrten Schmelze umgeben sind. Im Bild links sind dagegen die zuerst aus der Schmelze gebildeten Kristalle während der langsamen Abkühlung umgewandelt worden.

Bei der röntgenographischen und mikroskopischen Untersuchung dieser verschieden abgekühlten Schlackenproben findet man, daß in der abgeschreckten Probe die Mischkristalle R vorliegen, in der langsam abgekühlten dagegen die S-Kristalle. Bei der Löslichkeit in Zitronensäure macht sich dieser Unterschied nicht bemerkbar. Beide Proben sind vollständig löslich. Ganz anders ist es dagegen bei der Löslichkeit in Ammonzitat, der sogenannten Petermannschen Lösung. Bei dieser Prüfung zeigt nur die Probe, in der die Phosphorsäure als R-Mischkristall vorliegt, die gute Löslichkeit von 95,8 %. Die langsam abgekühlte Probe b hat dagegen nur noch eine Löslichkeit von 41,4 %.

Diese Erhöhung der Löslichkeit in Ammonzitat bei hochkieselsäurehaltigen Schlacken ist, allerdings ohne Erkenntnis des zugrunde liegenden Vorganges, bereits von A. Süllwald¹⁰⁾ beschrieben worden. Bei weniger kieselsäurehaltigen Schlacken, insbesondere bei solchen mit einem Verhältnis $\text{SiO}_2/\text{P}_2\text{O}_5 < 0,3$, kann durch die schroffe Abkühlung naturgemäß ebenfalls die Bildung der Phase S unterdrückt werden. Die Auswirkung auf die Löslichkeit ist aber in diesem Fall nicht so leicht zu überblicken, da Umsetzungen der Phosphate mit dem zum Abschrecken benutzten Wasser eine Rolle zu spielen scheinen. Abschrecken mit Luft andererseits genügt nicht, um mit Sicherheit den Zerfall der zuerst gebildeten Mischkristalle zu unterdrücken.

Dieser während der langsamen Abkühlung eingetretene Zerfall ist auch noch in anderer Hinsicht für die Eigenschaften der technischen Schlacken bedeutungsvoll. Die Neubildung der S-Kristalle verläuft unter recht erheblicher räumlicher Ausdehnung. Bei reinen synthetischen Schmelzen, allerdings mit etwas höherem Phosphorsäuregehalt, als er in den technischen Schlacken erreicht wird, ist dieser Volumeneffekt so stark, daß die Proben ganz ähnlich zerrieseln, wie es von den Hochofenschlacken her bekannt ist. Bei den technischen Thomasschlacken kommt es nicht zu dieser Erscheinung, aber die gute Mahlbarkeit vieler Schlacken wird voraussichtlich zum Teil durch die Zermürbung verursacht, die durch die Umwandlung bedingt ist. Die Auflockerung des Gefüges erleichtert naturgemäß auch den Angriff des Lösungsmittels, trägt also ebenfalls mit zu der guten Löslichkeit der hochkieselsäurehaltigen Schlacken bei.

Die Umbildung des Silikophosphates ist sicher nicht allein für die Verringerung der Festigkeit der festen Schlacken verantwortlich. Dabei spielen auch noch die Vorgänge in der Oxydrestschmelze eine wesentliche Rolle. F. Kanz und E. Scheil¹¹⁾ haben bereits den Zerfall der Eisenoxyd-Kalziumoxyd-Mischkristalle in den Thomasschlacken beschrieben. Durch diesen Vorgang dürfte ebenfalls die Festigkeit der technischen Schlacken herabgesetzt werden. Die dabei eintretende Ausscheidung von metallischem Eisen verursacht auch den Ferromagnetismus dieser eisen- und manganhaltigen Teile der Thomasschlacke, der für die Frage der magnetischen Aufbereitung wesentlich ist.

Dieser vorstehend gegebene Ueberblick über den Erstarrungs- und Abkühlungsverlauf der technischen Thomasschlacken zeigt, daß dabei eine ganze Reihe von verschiedenen Vorgängen eine bedeutende Rolle spielt. Rück-

blickend ist es daher durchaus verständlich, daß es früher nicht gelungen ist, allein auf Grund der im technischen Betrieb gemachten Beobachtungen eine befriedigende Deutung aller Erscheinungen zu geben, sondern daß die verschiedenen Feststellungen einander häufig zu widersprechen schienen. Erst durch die genaue Untersuchung der synthetischen Schmelzen konnte der erforderliche Einblick in die ablaufenden Vorgänge gewonnen werden. In diesem Zusammenhang muß noch besonders darauf hingewiesen werden, daß die hier entwickelten Anschauungen nur für die eigentlichen Thomasschlacken gelten. Die übrigen Phosphatschlacken, wie sie bei den verschiedenen Ausführungsformen des Roheisen-Erz-Verfahrens (Hoesch-Verfahren, Witkowitz Verfahren usw.) gewonnen werden, weichen in ihrer Zusammensetzung so weit von der der Thomasschlacke ab, daß sie nicht mehr in die bis jetzt behandelte Kalkecke des ternären Systems $\text{CaO-P}_2\text{O}_5\text{-SiO}_2$ gehören. Sie sind im allgemeinen kalkärmer und kieselsäurereicher, so daß sie von der Kalkecke aus gesehen jenseits des Schnittes $3 \text{CaO} \cdot \text{P}_2\text{O}_5 - 2 \text{CaO} \cdot \text{SiO}_2$ liegen. Auf die in diesem Gebiet vorliegenden Gleichgewichte wird bei der Fortführung der Untersuchungen eingegangen werden.

Die technischen Maßnahmen zur Erzeugung gut löslicher Schlacken.

Aus diesem Ueberblick über die verschiedenen möglichen Gefügearten ergibt sich nun ohne weiteres die Antwort auf die technisch wichtigste Frage: Wie erhalten wir mit Sicherheit eine möglichst hochlösliche Schlacke? Wenn man nur auf die Löslichkeit in Zitronensäure hinzielt, so ist der heute bereits allgemein übliche Weg richtig, durch Zusatz von Sand oder, von Silikaten den Kieselsäuregehalt zu erhöhen. Wenn wir darüber hinaus eine hohe Löslichkeit in Ammonzitat anstreben, dann ist es außer dem hohen Kieselsäuregehalt auch noch erforderlich, die Bildung der S-Kristalle zu unterdrücken oder, mit anderen Worten, die R-Kristalle bei gewöhnlicher Temperatur beständig zu machen. Ein Weg dazu ist in der schroffen Abkühlung gegeben. Es bestehen aber auch noch andere Möglichkeiten, wie insbesondere im Zusatz von Alkalien¹²⁾.

Obwohl in der Praxis also in bezug auf die Erzielung einer möglichst gut in Zitronensäure löslichen Schlacke durchaus die richtigen Mittel angewendet werden, so ist doch der Erfolg keineswegs immer befriedigend. Vor allem in den Fällen, in denen zur Gewinnung einer Vanadinschlacke das Roheisen in zwei oder mehreren Stufen verblasen wird, werden auf diese Weise nur schlechte Löslichkeiten erzielt. Eine der Ursachen für diese Schwierigkeiten kann man jetzt nach Kenntnis der Gleichgewichte angeben. Man muß nämlich damit rechnen, daß bei den Schlacken durch Zusatz von Kieselsäure die Schmelztemperatur erhöht wird. Besonders gilt das, wenn der Zusatz so groß ist, daß die eutektische Kurve überschritten wird. In der Praxis hat man diese Erfahrung auch durchaus gemacht, da man verschiedentlich festgestellt hat, daß die Thomasschlacke durch Sandzusatz steifer wird. Bei Schmelzen von technischen Schlacken im Rhodium-Tiegel konnten wir ebenfalls feststellen, daß durch Zugabe von 3,5 % SiO_2 die Temperatur, bei der die Schlacke vollständig flüssig wird, um 50° erhöht wird. Aus diesen Veränderungen des Schmelzverhaltens wird aber sofort deutlich, daß das Auflösen des zugesetzten Sandes stets dann Schwierigkeiten machen wird, wenn die Schlacke nicht sehr heiß ist.

Eine weitere Schwierigkeit beim Auflösen des Sandes in der flüssigen Schlacke rührt daher, daß er erst bei 1700°

¹⁰⁾ DRP. 561 404 vom 4. September 1927.

¹¹⁾ Arch. Eisenhüttenw. 12 (1938/39) S. 481/84.

¹²⁾ Vgl. z. B. DRP. 665 033 vom 16. Juli 1936.

schmilzt. Wenn daher nicht schon bereits bei der Zugabe eine möglichst gleichmäßige Verteilung erreicht worden ist, dürfte es schwierig sein, größere Sandklumpen oder -nester aufzulösen. Mit einem niedriger schmelzenden Zusatz, etwa einem Alkalisilikat, werden die Verhältnisse in dieser Hinsicht etwas günstiger sein. Für jeden Zusatz gilt jedoch, daß seine Erwärmung für die Schlacke einen Temperaturverlust bedeutet, vor allem dann, wenn — wie es meistens erforderlich ist — der Zusatz erst nach der Abtrennung vom Stahlbad, also beim oder nach dem Abschlacken, erfolgen kann. Dieser Wärmeverlust kann nur dann vernachlässigt werden, wenn die Schlacke selbst sehr heiß ist. Wenn man näherungsweise annimmt, daß die Schlacke und der Zusatz die gleiche spezifische Wärme haben, dann ergibt sich, daß die Erwärmung von einem Zusatz von 1 % bis auf 1600° für die Schlacke einen Temperaturverlust von 16° bedeutet. Da im allgemeinen mit 4 bis 5 % Zusatz gerechnet werden kann, wird durch dessen Erwärmung allein eine Abkühlung der Schlacke von 64 bis 80° herbeigeführt. Wenn nun gleichzeitig noch durch den Zusatz selbst der Schmelzpunkt der Schlacke erhöht wird, denn ist es ohne weiteres einleuchtend, daß das Auflösen sehr rasch zum Stillstand kommen muß. Manchmal bilden sich regelrechte Sandnester, in vielen Fällen ist es aber auch so, daß sich in gewissen Teilen des Schlackenklotzes sehr viel kieselsäurereichere Schichten oder Schlieren ausbilden.

In der Praxis hat man versucht, die beim Auflösen des Sandes im Schlackentopf auftretenden Schwierigkeiten durch verschiedene Maßnahmen zu beheben. Man benutzt zum Teil ein Rührwerk, oder aber man mischt dem Sand Kohle bei und erreicht auf diese Weise ein lebhaftes Kochen der Schlacke, da die Kohle mit den Eisen- und Manganoxiden unter Kohlenoxydentwicklung reagiert. Man zielt also hauptsächlich auf eine bessere Verteilung des Zusatzes ab. Es ist auch sicherlich sehr wesentlich, daß der zugegebene Stoff gut in der flüssigen Schlacke verteilt wird. Gemeinsam mit der Metallurgischen Abteilung der August-Thyssen-Hütte AG. wurde daher die Lösung dieser Aufgabe versucht. Es wurde angenommen, daß die an sich richtige Beimischung von Kohle nicht genügend wirkt, weil sich der Sand und die Kohle beim Einwerfen in die Schlacke wegen der großen Unterschiede im spezifischen Gewicht wieder weitgehend entmischen. Deswegen wurde dem Sand Teer zugesetzt, etwa ähnlich wie bei der Teer-Dolomit-Mischung. In diesen Mischungen ist jedes Sandkorn vom Teer umhüllt, so daß auch jedes einzelne Korn von der durch das Kochen bewirkten lebhaften Bewegung erfaßt wird. Auf diese Weise wird sicher eine erheblich wirkungsvollere Durchmischung des Sandes mit der flüssigen Schlacke erzielt. Aber durch die sehr lebhafte Bewegung des Bades und durch den Umstand, daß die Reaktion des Kohlenstoffs mit den in der Schlacke enthaltenen Metalloxyden Wärme verbraucht, wird andererseits die Abkühlung der Schlacke beschleunigt. Dadurch wird notwendigerweise die Auflösung des Sandes selbst ungünstig beeinflusst, sie wird daher bald zum Stillstand kommen.

Bei gut heißen Schlacken wird es trotz diesen Störungen möglich sein, eine einigermaßen ausreichende Menge von Kieselsäure aufzulösen. Heute wird aber mit Rücksicht auf die Güte des Stahles die Endtemperatur der Thomasschmelzen häufig möglichst an der unteren Grenze gehalten. Dann treten die Schwierigkeiten bei der Auflösung der Zusätze in der Schlacke natürlich besonders deutlich in Erscheinung. Da dieses Streben nach einer niedrigen Endtemperatur beim Thomasverfahren sicher nicht eine vorübergehende Erscheinung sein wird, man vielmehr annehmen muß, daß die

in der Entwicklung begriffenen Verfahren der Temperaturüberwachung eher noch dazu führen werden, daß die Temperatur des Stahles und der Schlacke mit größerer Sicherheit als bisher niedrig gehalten werden kann, muß man erwarten, daß die Frage, wie man bei verhältnismäßig kalten Schlacken doch noch gute Löslichkeit erzielen kann, allgemeinere Bedeutung gewinnen wird.

Die beste Lösung bestände natürlich darin, daß man die Schlacke nach dem Abtrennen vom Stahlbad zusammen mit dem Zusatz nochmals in einem besonderen Ofen aufheizen würde. Eine solche Arbeitsweise dürfte aber auf wirtschaftliche Schwierigkeiten stoßen und wird sich auch schwierig in den Gang des Stahlwerksbetriebes eingliedern. Deswegen haben wir versucht, ob man das Ziel nicht mit einfacheren Mitteln erreichen kann. Zunächst haben wir vorgeschlagen, den Zusatz möglichst hoch vorzuwärmen. Dieser Gedanke hat sich bisher aber noch nicht praktisch erproben lassen, weil es schwierig ist, in unmittelbarer Nähe des Konverters einen für die Vorwärmung des Zusatzes geeigneten Ofen aufzustellen und zu betreiben.

Ein weiterer Vorschlag besteht nun darin, gemeinsam mit dem Sand solche Stoffe zuzusetzen, die nach dem Zusatz zur Schlacke eine Reaktion geben, bei der möglichst viel Wärme frei wird. Der Grundgedanke ist also vergleichbar dem, der den bekannten Lunkerpulvern zugrunde liegt, die man in der Kokille dem erstarrenden Stahl zufügt, um zusätzliche Wärme zu entwickeln. Dementsprechend kommen für den Sandzusatz zu Thomasschlacke auch die gleichen Stoffe in Frage. Insbesondere wird naturgemäß Silizium geeignet sein, da die bei der Verbrennung entstehende Kieselsäure für die Schlacke sehr erwünscht ist. Aus wirtschaftlichen Gründen wird es aber vorteilhafter sein, die Wärmezufuhr durch gleichzeitigen Zusatz von Kohle mit einem sauerstoffabgebenden Stoff, wie etwa einem Nitrat, herbeizuführen. Kohle allein, die heute bereits angewendet wird, kann diese Wirkung nicht haben, da die im Inneren der Schlacke verlaufende Umsetzung mit den Eisen- und Manganoxiden unter Wärmeverbrauch abläuft. Bei der wärmeabgebenden Verbrennung an der Oberfläche andererseits ist die Wärmeübertragung auf die Schlacke ungenügend. Beide Nachteile lassen sich vermeiden, wenn man die Verbrennung der Kohle in das Innere der Schlacke verlegt und gleichzeitig ein sauerstoffliefernder Stoff vorhanden ist. Versuche zur Ueberprüfung dieser Ueberlegungen sind bereits vorgesehen, und es ist zu hoffen, daß es auf diese Weise möglich sein wird, die Aufgabe zu lösen, ausreichende Mengen geeigneter Zusatzstoffe, wie insbesondere Sand, mit der flüssigen Thomasschlacke zur Reaktion zu bringen.

Abschließend kann man feststellen, daß die planmäßige Untersuchung der Schmelzgleichgewichte in den den Thomasschlacken zugrundeliegenden Systemen die Ursachen für die im praktischen Betrieb auftretenden Schwierigkeiten erkennen lassen. Daraus kann dann die Richtung entnommen werden, in der der Weg zur Ueberwindung dieser Hemmnisse gesucht werden muß. In diesem Zusammenhang soll noch besonders darauf hingewiesen werden, daß die Herstellung einer möglichst vollständig löslichen Schlacke nicht nur für die Stahlwerke selbst vorteilhaft ist, sondern vom Standpunkt der Gesamtwirtschaft aus angestrebt werden muß. Die in der Thomasschlacke enthaltenen Phosphate spielen für die Phosphorversorgung der deutschen Landwirtschaft und damit für die Ernährung des ganzen Volkes eine so ausschlaggebende Rolle, daß es unbedingt notwendig ist, alles zu tun, um sie in der bestmöglichen Form zur Anwendung zu bringen.

Zusammenfassung.

Ausgehend von einem Ueberblick über die Ergebnisse der Untersuchung der Schmelzgleichgewichte in der Kalcecke des ternären Systems $\text{CaO-P}_2\text{O}_5\text{-SiO}_2$ wird gezeigt, wie die Erstarrung der technischen Thomasschlacken verläuft und welchen Einfluß die verschiedenen dabei entstehenden Gefüge auf die Eigenschaften der Schlacken haben, wie insbesondere auf die Lösungsgeschwindigkeit in Zitronensäure. Die Bedeutung der Eisen- und Manganoxyle in den technischen Schlacken wird auf Grund der Entmischungsercheinungen im System $\text{CaO-P}_2\text{O}_5\text{-FeO}$ besprochen. Weiter werden die Gründe für die im technischen Betrieb bei der

Erzeugung möglichst gut löslicher Schlacken auftretenden Schwierigkeiten erörtert.

Die Arbeit ist in ständiger Föhlung mit den an der Erzeugung der Thomasschlacke interessierten Stallwerken durchgeführt worden. Auch an dieser Stelle sei für die vielfache Unterstützung durch Bereitstellung von Proben und die Uebermittlung der Erfahrungen im technischen Betrieb gedankt. Ebenso danke ich Herrn Dr. W. Oelsen für die eingehende Erörterung aller hier behandelten Fragen.

Ein Erörterungsbeitrag in erweiterter Fassung von Jacob Willems, Duisburg-Hamborn, wird im nächsten Heft veröffentlicht werden.

Umschau.

Die Herstellung von Eisenpulvern in Nordamerika und England.

Die Eisenpulvermetallurgie in den Vereinigten Staaten von Amerika und in England, die sich besonders in amerikanischen Kraftfahrzeugbau schon ein sehr beachtliches Anwendungsgebiet erkämpft hatte, geriet, wie aus amerikanischen und englischen Veröffentlichungen hervorgeht, durch den Ausbruch dieses Krieges empfindlich ins Stocken, da beide Länder in ihrer Rohstoffgrundlage, dem Eisenpulver, fast ausschließlich auf deutsche und schwedische Lieferungen angewiesen waren. Während das deutsche Karbonyleisenpulver auf Grund seines hohen Preises von rd. 2000 \$/t nur für wenige hochwertige Teile, besonders in der Fernmeldetechnik, verwendet werden konnte, bildete das billige schwedische Schwampulver aus Höganäs mit einem Preis von annähernd 150 \$/t fast die einzige Grundlage der Eisenpulvermetallurgie in den angelsächsischen Ländern.

Nach A. H. Allen¹⁾ hatte man schon seit langem in Amerika versucht, sich von der Einfuhr schwedischen Eisenschwammes frei zu machen. Anscheinend hat aber der billige Preis des Höganäs-Schwammes eine solche Entwicklung bis zu Beginn des Krieges immer wieder vereitelt.

Wie A. H. Allen berichtet, hat sich in Amerika H. G. S. Anderson schon vor 22 Jahren mit der Herstellung von Eisenpulver beschäftigt. Seine Arbeiten erstreckten sich über die Reduktionsmöglichkeiten bei Eisenerzen und -oxyden und sonstigen Metalloxyden mit Kohlenstoff und kohlenstoffhaltigen Gasen in den verschiedensten Ofenarten. Nach diesen Versuchen erschien es am zweckmäßigsten, die Reduktion in einem sich drehenden Muffelofen vorzunehmen, der mit Oel beheizt wird, das in Siliziumkarbidröhren verbrennt. Zur Erzielung eines reduzierenden Ofengases wird feinkörniger Koks mit eingesetzt. Am besten kleidet man den Ofen zur Vermeidung des Anklebens des Einsatzes mit einer dünnen Kohlschicht aus, gibt die Beschickung zur Erzielung eines guten und schnellen Wärmeaustausches und zur Vermeidung des Zusammenklebens nur in kleinen Mengen zu und rührt dauernd durch eingebaute Rührer. Die geeignetste Reduktionstemperatur ist 1050° oder etwas darunter, da man einmal so hoch wie möglich reduzieren soll, weil die Reduktionsgeschwindigkeit mit der Temperatur sehr rasch ansteigt, andererseits aber die Reduktionstemperatur durch das An- und Zusammenkleben des Einsatzes nach oben begrenzt ist, was bei dieser Temperatur gerade noch vermieden werden kann. Die Reduktion würde dann 10 bis 20 min dauern. Zwei nach diesen Gesichtspunkten gebaute Versuchsöfen arbeiteten mehrere Jahre einwandfrei und lieferten einen Eisenschwamm, der nach der magnetischen Aufbereitung 90 % metallisches Eisen enthielt. Es war aber auch ohne besondere Schwierigkeiten möglich, den erzeugten Schwamm noch weitergehend magnetisch zu reinigen. Die Korngröße hatte sich während des Reduktionsvorganges kaum geändert. Der Erzeinsatz bestand aus Magnetit mit 60 bis 65 % Fe und einer Körnung unter 0,6 mm. Zur Reduktion wurde Halbkoks mit 12 % flüchtigen Bestandteilen verwendet, der durch Tieftemperaturverkokung einer Steinkohle mit 15 % Asche und 40 % flüchtigen Bestandteilen gewonnen wurde. Aus Eisenerz gewonnener Eisenschwamm enthielt zwischen 80 und 98 % Fe, je nachdem, wie stark das Erz mit Gangart ver wachsen war. Die Abscheidung von Gangart läßt sich durch Feinmahlung besonders begünstigen. Der in der Anlage von Anderson aus Walzzunder gewonnene Eisenschwamm enthielt 98 % Fe.

Weiterhin untersuchte Anderson die Reduktionsmöglichkeiten mit Naturgas. Auch bei diesen Reduktionsversuchen wurden zur Vermeidung des Zusammensinterns 10 bis 15 % Koks zugesetzt. Die Versuche zeigten, daß die bei der Spaltung von Naturgas oder anderen kohlenstoffhaltigen Gasen entstehende amorphe Kohle das beste Reduktionsmittel für Eisenoxyle darstellt. Reduziert wurde ein Walzzunder mit einer Korngröße unter 0,5 mm bei 1050°. Eine Reduktion dauerte 15 min. Es wurde ein Schwamm mit 96 % metallischem Eisen erhalten. Die Reduktion war jedoch vollständig, da die restlichen 4 % aus magnetisch nicht entferntem Koks, Kieselsäure und Mangan bestanden.

Versuche über die Eignung verschiedener Oxyde und Erze ergaben, daß sich zur Herstellung ganz reiner Eisenpulver, wie sie für Sinterkörper verwandt werden, Walzzunder und Magnetite am besten eignen. Der Walzzunder wird vor der Reduktion zur Entfernung des beigemengten Oeles erhitzt und dann fein gemahlen. Aus Hämatiten und Limoniten lassen sich ohne magnetisches Rösten nur Pulver mit 80 bis 85 % Fe herstellen. Titanhaltige Eisenerze bedingen eine erhöhte Reduktionstemperatur, und der erzeugte Eisenschwamm eignet sich nicht zum Verpressen. Getrocknete Kiesabbrände sind gut geeignet, aber der Schwefelgehalt des Eisenpulvers beträgt mindestens 1 %, wenn man den Schwefel nicht vor der Reduktion durch chlorierendes Rösten entfernt.

Zur Ermittlung der Reduktionsgeschwindigkeit machte Anderson folgenden Versuch. Unter 0,072 mm zerkleinertes Eisenerz wurde, mit Kohle vermengt, durch ein 6,1 m langes senkrecht stehendes Rohr geschüttet, in dem eine Temperatur von 1000° herrschte. Das Eisen war nach einer Fallzeit von 1 s unten völlig reduziert, woraus zu ersehen ist, daß die Reduktion bei hinreichend feiner Körnung sehr schnell verlaufen kann, wenn Temperatur und Gasgemisch günstig liegen. Bei der Reduktion mit Koks oder teilweise verbranntem Naturgas wurden die besten Ergebnisse mit Gasgemischen aus mehr als 75 % CO neben Kohlendioxyd erzielt.

Nach Anderson können bei einer Beschickung in einer Körnung unter 0,6 mm je m² Herdfläche innerhalb 24 h 75 bis 100 kg Eisenpulver erzeugt werden, wenn kalt eingesetzt wird. Wird die Beschickung aber vor der Reduktion auf ungefähr 950° vorgewärmt, so läßt sich die Ausbeute noch um annähernd 70 % steigern. So erzeugtes Pulver sollte in Amerika für 40 \$/t geliefert werden können; dieser Preis würde allerdings einen Bedarf von monatlich 6000 bis 15 000 t zur Voraussetzung haben.

Von einem grundsätzlich anderen Verfahren zur Erzeugung von Eisenpulver in Amerika berichtet H. J. Comstock²⁾. Dieses Pulver wird als Nebenerzeugnis bei dem Verfahren von B. Kalling und J. Rennerfelt³⁾ gewonnen. Bei ihm wird bekanntlich flüssiges Roheisen in Wasser zerstäubt und dann im Drehrohrföfen, ohne zu schmelzen, im Kohlenoxyd-Kohlendioxyd-Gemisch je nach dem Verwendungszweck ganz oder teilweise entkohlt. Dieses „N J 100-Pulver“ soll in drei verschiedenen Klassen A, B und C auf den amerikanischen Markt kommen, wobei Pulver A praktisch kohlenstofffrei sein soll, während C annähernd eutektoidischen Kohlenstoffgehalt aufweisen wird. Es handelt sich bei diesem Pulver also neben Weicheisen auch gleichzeitig um Stahl mit üblichen Beimengungen an Mangan und Silizium und etwaigen zusätzlichen Legierungsmetallen. Preislich soll es ungefähr wie das Schwampulver liegen, könnte vielleicht sogar noch etwas billiger werden. Die prästechnischen

²⁾ Jernk 106 (1940) Nr. 22, S. 54/55.

³⁾ Jernkont. Ann. 123 (1939) S. 115/54; siehe auch Stahl u. Eisen 59 (1939) S. 1077/82.

¹⁾ Steel 104 (1939) Nr. 15, S. 43/54.

Eigenschaften dieses Pulvers und die technologischen Eigenschaften der daraus gefertigten Sinterkörper sollen noch besser als beim Schwampulver sein.

Im Jahre 1940 wurde eine kurze Bemerkung veröffentlicht⁴⁾, wonach der Glidden Company in Cleveland (Ohio) die Darstellung eines Eisenpulvers hoher Reinheit gelungen sei, von dem sie in Kürze jährlich 1000 t herstellen könne. Dieses Pulver soll eine etwas rundliche Kornform aufweisen. Weitere Angaben werden nicht gemacht.

Während man auf Grund dieser Arbeiten den Eindruck gewinnen muß, daß die Erzeugung von Eisenpulver in Amerika keinerlei Schwierigkeiten machen dürfte und höchstens als eine Preis- und Zeitfrage anzusehen ist, gibt es über diesen Punkt aber auch grundsätzlich andere Ansichten in Amerika. So ist A. T. Fellows⁵⁾ der Auffassung, daß alle bisherigen Versuche und Verfahren zur Eigenerzeugung von Eisenpulver in Amerika zu keinem befriedigenden Ergebnis geführt haben. Bei der Herstellung von Eisenpulver wird zumeist ein doppelter Zweck verfolgt: Einmal will man ein Pulver schaffen, das so billig ist, daß es bei der Stahlherstellung, besonders beim Erschmelzen von Edeltählen, verwendet werden kann, andererseits soll es aber auch leicht so rein herstellbar sein, daß man es pulvermetallurgisch verwenden kann. Dieser doppelte Verwendungszweck wurde bisher aber nur beim schwedischen Eisenpulver erzielt, was wahrscheinlich mit den gerade in Höganäs vorhandenen besonders günstigen Möglichkeiten zusammenhängt, die andernorts nicht so leicht wiederholbar sind. Der Aufbau einer Großindustrie zur Erzeugung von Eisenpulver ist nach den Überlegungen von A. T. Fellows nur dann sinnvoll, wenn die Herstellung eines Eisenpulvers gelingt, das auf Grund seiner Güte und seines Preises in stande ist, das schwedische Schwampulver auch noch nach Beendigung dieses Krieges vom amerikanischen Markt fernzuhalten. Bei nicht allzu großen Anforderungen an die Güte wäre die Herstellung eines Eisenpulvers zu 100 bis 200 \$/t wohl möglich. Zur pulvermetallurgischen Herstellung von Maschinenteilen könnte man wahrscheinlich ein Eisenpulver für 200 \$/t herstellen, und man könnte dann bei diesem Preis mit einem jährlichen Verbrauch von 500 bis 1000 t rechnen. Zur Herstellung hochwertiger elektrischer Teile müßte man aber doch wohl ein Pulver mit höherer Reinheit verwenden, das dann vielleicht 200 bis 1200 \$/t kosten würde; von diesem Pulver würde man vielleicht 300 bis 500 t jährlich benötigen. Das reinste schwedische Pulver mit einem Höchstgehalt von 0,5 % SiO₂ kostet in Amerika aber nur 160 bis 180 \$/t. Diese Gegenüberstellung zeigt, daß bis 1940 noch keine ausreichende Lösung der Eisenpulverfrage vorhanden war.

Zu einer ähnlichen Feststellung führten auch die pulvermetallurgischen Tagungen im Massachusetts Institute of Technology, Cambridge (Conn.), im August 1940⁶⁾ und September 1941⁷⁾, nämlich daß in Amerika noch kein ausreichender Ersatz für Schwedenschwampulver vorhanden war. Ueber die Vorträge der letzten Tagung wurde kürzlich in dieser Zeitschrift näher berichtet⁸⁾.

Auch in England war die Eisenpulvermetallurgie vor dem Kriege fast nur auf deutsches und schwedisches Eisenpulver angewiesen, obwohl nach W. D. Jones⁹⁾ schon im Jahre 1938 ein Verfahren zur Herstellung eines billigen und gut geeigneten Eisenpulvers in England zur technischen Anwendung gekommen war. Das Verfahren, bei dem man von Hartgußgranalien, wie sie zum Sandstrahlen gebraucht werden, ausgeht, wurde von E. J. Groom entwickelt. Dieses Pulver, für das beispielsweise Gehalte von 3,16 % C, 1,43 % Si, 0,58 % Mn, 1,154 % P und 0,126 % S bei einer Körnung unter 0,20 mm angegeben werden, verkauft die Powder Metallurgy Ltd. als „Pacteron“. Die aus diesem Pulver gefertigten Probekörper wurden mit geringem Druck vorgepreßt, dann mit der Matrize erwärmt und bei Sintertemperatur nachverdichtet. Nach Ansicht von Jones sollte dieses Pulver am zweckmäßigsten durch elektrische Widerstandsbeheizung gesintert werden. Er hofft, dann mit sehr geringen Vorpreßdrücken von 200 bis 300 kg/cm² auszukommen und schon bei verhältnismäßig niedrigen Temperaturen zwischen 400 und 500° nachverdichten zu können. Das Pulver soll auch ohne Schwierigkeiten in Form von Legierungen hergestellt werden können, und zwar in jeder gewünschten Feinheit. Etwas im Gegensatz zu dieser Darstellung aus dem Jahre 1938

steht eine spätere Veröffentlichung von Jones¹⁰⁾, nach der man in England bis 1940 noch kein dem schwedischen Eisenpulver in Preis und Güte entsprechendes Erzeugnis zur Verfügung hatte.

Bemerkenswert ist ein weiteres Verfahren, nach dem alle Metalle und Legierungen mit Schmelzpunkten bis zu 1600 oder 1700° unmittelbar zu Pulver zerstäubt werden können¹¹⁾. Zunächst wird unlegierter Stahl nach diesem Verfahren gepulvert, und diese Pulver sind in England auch schon käuflich. Es sind aber auch schon einige legierte Stähle zerstäubt worden, für die eine, wenn auch noch geringe, Nachfrage besteht, z. B. in der Schweißindustrie und zur Herstellung nichtrostender metallischer Schutzüberzüge.

Ebenso wie in den Vereinigten Staaten von Nordamerika ist man auch in England bemüht, den Mangel an Eisenpulver, der durch den Ausfall der deutschen und schwedischen Lieferungen bedingt ist, durch großzügigen Einsatz der Forschung möglichst schnell zu beseitigen. Diese Arbeiten haben zur Entwicklung mehrerer Verfahren geführt, die zum Teil auch eine technische Erzeugung ermöglichen. Die Herstellung eines Eisenpulvers, das gegenüber dem Schwamm von Höganäs in Preis und Güte wettbewerbsfähig ist, scheint aber weder in Amerika noch in England gelungen zu sein. Ganz allgemein gesehen zeigen aber die veröffentlichten Arbeiten, wie sehr man in diesen Ländern, trotz der augenblicklichen Verknappung an Eisenpulver, bemüht ist, der Eisenpulvermetallurgie immer neue Anwendungsgebiete zu verschaffen, besonders im Kraftfahrzeugbau, da man erkannt hat, daß diese Arbeitsweise gerade bei der Herstellung großer Mengen gleicher Teile mit zahlreichen Vorteilen verbunden sein kann.

Hans Wiemer.

Fortschritte in der Schweißtechnik im Jahre 1941*).

1. Einfluß des Werkstoffes.

F. R. Kostock¹⁾ tritt für die Lichtbogenschweißung im Flugzeugbau ein. Er nimmt an, daß der derzeitige große Bedarf an Lichtbogenschweißern leichter zu decken sei als an Gasschweißern. Zudem fordere die Lichtbogenschweißung weniger Arbeitsaufwand als die Gasschweißung. Auch sollen die Festigkeitseigenschaften wesentlich günstiger sein. Die üblich zu schweißenden dünnen Wandstärken stellen an die Schweißmaschine besondere Anforderungen, da sie bei der geringen Stromstärke von 45 bis 65 A eine genügend hohe Spannung zum Zünden und einwandfreien Schweißen erfordern. Auch in Amerika wurde vorwiegend Elektrostahl für die Herstellung von Chrom-Molybdän-Stahl angewendet, wird aber bei dem hohen Bedarf in Zukunft auch als Siemens-Martin-Stahl erschmolzen werden müssen. Die nach den Heeres- und Marinevorschriften zugelassenen oberen Grenzen in der Zusammensetzung liegen besonders im Kohlenstoff-, Schwefel- und Phosphorgehalt höher als in den deutschen Vorschriften. Als Elektrode wird für dünne Bleche oder Rohre eine dick umhüllte unlegierte und für Wanddicken über 2,5 mm eine dick umhüllte legierte Elektrode verwendet, die am Minuspol verschweißt werden. Die Verbindungen sind die gleichen wie bei der Gasschweißung, allerdings ist eine genauere Anpassung der Stöße erforderlich. Wärmebehandlung wie z. B. Entspannen ist nach dem Schweißen nach Ansicht des Verfassers nicht notwendig. Schwierigkeiten bereiten im allgemeinen Anschlüsse an Schmiedeteile, da sowohl die Kohlenstoff- als auch die Schwefel- und Phosphorgehalte mit Rücksicht auf die bessere Gießbarkeit ziemlich hoch gewählt werden. Durch Normalglühen sollen die Schwierigkeiten verringert werden. Auch ist vielfach eine Vorwärmung anzuraten.

H. Aureden²⁾ untersuchte die Verhältnisse bei der Dickblechschweißung nach dem Ellira-Verfahren³⁾. Seinen Untersuchungen lagen als Grundwerkstoffe die Kesselblechsorten M I bis M IV, Stahl St 52, Manganstahl und nichtrostender Chrom-Nickel-Stahl zugrunde. Die Zusatzwerkstoffe beim Schweißen werden in ihrer Zusammensetzung nicht angegeben. Es wird lediglich darauf hingewiesen, daß es zweckmäßig ist, einen dem Grundwerkstoff angepaßten Zusatzwerkstoff zu verwenden, wobei der Abbrand an Eisenbegleitelementen, der nur bei den Elementen, die mit der Schlacke reagieren, hoch ist, in der Zusammensetzung berücksichtigt werden muß. Zu diesen Elementen gehört besonders Mangan. Durch die Tatsache, daß

¹⁰⁾ Steel 106 (1940) Nr. 23, S. 48 u. 50.

* Letzte Schriftumsübersicht in Stahl u. Eisen 61 (1941) S. 570/73 u. 593/94.

¹⁾ Weld. J. 20 (1941) S. 516/19.

²⁾ Elektroschweißg. 12 (1941) S. 141/50.

³⁾ Stahl u. Eisen 59 (1939) S. 665/66.

⁴⁾ Iron Coal Tr. Rev. 141 (1940) S. 337.

⁵⁾ Metals & Alloys 12 (1940) S. 288/91.

⁶⁾ Wulff, J.: Metal Progr. 38 (1940) S. 665/68 u. 720.

⁷⁾ Wulff, J.: Iron Age 148 (1941) Nr. 18, S. 29/35 u. 100.

⁸⁾ Stahl u. Eisen 62 (1942) S. 800/01.

⁹⁾ Foundry Trade J. 59 (1938) S. 401/02.

bei dieser Schweißung zwei Drittel der Gesamtnaht aus dem Grundwerkstoff und nur ein Drittel vom Zusatzwerkstoff her stammt, ergibt sich ein erheblicher Einfluß der Zusammensetzung des Grundwerkstoffes auf die Gesamtgehalte der Naht.

Die mit obigen Werkstoffen durchgeführten Festigkeitsprüfungen ergaben, daß die Streckgrenze und Zugfestigkeit bei allen Werkstoffen mit oder ohne Wärmebehandlung einwandfrei erreicht werden. Allerdings ist das Streckgrenzenverhältnis geringer als bei der Schweißung mit ummantelten Elektroden. Besonders günstig sind die Dehnungswerte, die trotz des transkristallinen Gefüges festgestellt wurden. Die Kerbschlagzähigkeit, die für die Blehsorten M I bis M IV vorgeschrieben ist, wird mit Sicherheit sowohl beim Spannungsfreiglühen als auch beim Normalglühen erreicht. Bei den Blehsorten M II, M III und M IV genügt sie auch ohne jede Wärmebehandlung.

Neben den bereits früher³⁾ angegebenen Nahtformen wurden von Aureden Sonderausbildungen benutzt, die infolge der dabei entstehenden rechteckigen Nahtform keine Winkelschrumpfung zur Folge haben. Nachteile ist lediglich hierbei die große Badbreite im Fugengrund, die leicht zum Durchbrechen des Schweißgutes führt. Auf die bei der Ellira-Schweißung möglichen Fehlerquellen wurde ebenfalls eingegangen. Poren, die vielfach nahezu die gesamte Schweißnahtdicke durchdringen, sind meistens auf verunreinigtes Schweißpulver zurückzuführen. Im Inneren auftretende Risse sind vor allem durch die Form der Schweißnaht begründet, wobei die Oberfläche zunächst erstarrt und das im Inneren flüssig gebliebene Schweißbad unter Schrumpfung zu Rissen Anlaß gibt.

Hinsichtlich der Wirtschaftlichkeit stellte Aureden fest, daß die Schweißzeit selbst nur ein Anteil von etwa 15 bis 20 % an der Gesamtzeit und für die Herstellung eines Behälters nicht ausschlaggebend ist. Die Nebenzeiten betragen ein Vielfaches der Gesamtschweißzeit. Mit zunehmender Wanddicke nehmen allerdings die Vorteile des Ellira-Schweißverfahrens zu. Nach seiner Ansicht liegt die untere Grenze, bei der sich das Schweißverfahren noch mit Vorteil anwenden läßt, bei 12 mm Blechdicke, was mit den Erfahrungen des Berichterstatters nicht übereinstimmt.

Bekanntlich bereitet Kohlenstoff mit wachsenden Gehalten Schwierigkeiten beim Schweißen von Stahl, die sich, wie aus Untersuchungen von T. N. Armstrong⁴⁾ hervorgeht, bei gleichzeitiger Anwesenheit von Legierungselementen noch erhöhen. Stähle mit Kohlenstoffgehalten bis zu 0,25 % gelten allgemein als gut schweißbar. Die in Stählen vorkommenden Legierungselemente verhalten sich sehr verschieden. So wurde an Hand von Härte-Querschnitts-Kurven festgestellt, daß die stärkste Härtezunahme durch Molybdän verursacht wird, während Mangan, Chrom und Nickel in der angegebenen Reihenfolge in ihrer Neigung zur Aufhärtung abnehmen. So sei z. B. darauf hingewiesen, daß bei einem Stahl mit 0,4 % C bei Zusatz von etwa 0,4 % Mo die gleiche Härte wie bei einem Zusatz von rd. 2 % Ni erzielt wird. Gegenüber dem unlegierten Stahl haben jedoch die meisten niedriglegierten Stähle gleicher Festigkeit den Vorteil, daß die Festigkeitseigenschaften höher liegen und die Gefahr von Härterissen geringer ist. Die Vorteile der Vorwärmung bei derartigen Stählen sind allgemein bekannt, jedoch weist Armstrong darauf hin, daß bei hoher Vorwärmung auch der Abkühlungsgeschwindigkeit Beachtung geschenkt werden muß, da die der Naht benachbarten Zonen den Ac₁-Punkt überschritten haben, was bei genügender Abkühlungsgeschwindigkeit zur Härtesteigerung trotz Vorwärmung führen kann.

Bei der Verbindung in ihrer Zusammensetzung grundverschiedener Werkstoffe, wie z. B. von austenitischem Chrom-Nickel-Stahl als Zusatzwerkstoff beim Schweißen von weichem oder niedriglegiertem Stahl, spielt die Durchmischung eine maßgebende Rolle und ist in den wenigsten Fällen erwünscht. R. D. Thomas jr. und K. W. Ostrom⁵⁾ untersuchten, bei welchem Verfahren in dieser Hinsicht die günstigsten Verhältnisse vorliegen. Übliche Stumpfschweißung ergab eine starke Durchmischung. Günstigere Ergebnisse wurden dadurch erzielt, daß auf die Schweißkanten zunächst nichtrostender Chrom-Nickel-Stahl aufgetragen wurde. Auch der Schweißspalt sowie die Unterlage bei breitem Schweißspalt spielen eine entscheidende Rolle. Bei günstigsten Verhältnissen wurde eine Abnahme des Chromgehalts, der im vorliegenden Falle als Maß der Durchmischung oder Diffusion gewählt wurde, um rd. 1,5 % des Gesamtchromgehalts festgestellt.

In der gleichen Richtung liegen Versuche von A. M. Unger, H. A. Matis und W. A. Knocke⁶⁾, die sich auf die Punktschweißung verschieden legierter Werkstoffe bezogen. Zu ihren Untersuchungen wählten sie nichtrostenden Chrom-Nickel-Stahl in Verbindung mit einem hochfesten, niedriglegierten Stahl, zwei Stähle, die sich in ihren elektrischen und wärmetechnischen Eigenschaften grundverschieden verhalten. Erstreckt sich die Schweißung über eine zu lange Zeitdauer, oder wird sie mit zu hoher Stromstärke durchgeführt, so tritt eine Durchmischung im Schweißpunkt auf, die mit der Bildung eines harten martensitischen Gefüges verbunden ist. Durch ununterbrochene Schweißung mit drei Stromstößen von je fünf Perioden und einer eingeschalteten Kühldauer von zwanzig Perioden gelang es, die beiden Werkstoffe einwandfrei zu verbinden.

Die ausgedehnte Anwendung von Herzstücken aus Manganhartstahl im Eisenbahnoberbau und ihre Ausbesserung durch Auftragschweißung ist von großer wirtschaftlicher Bedeutung. Bekanntlich zeigen alle austenitischen Stähle unter Kaltbearbeitung eine Verfestigung, die, wie D. B. Rice⁷⁾ ausführt, für die Ausbesserungsschweißung von Bedeutung ist. Er stellte fest, daß sowohl Kaltbearbeitung als auch eine hohe Wärmezufuhr zu ausgeprägter Karbidausscheidung in den Korngrenzen Anlaß gibt, eine Feststellung, die zum Teil mit früheren Ausführungen von K. L. Zeyen⁸⁾ übereinstimmt. Die im Betrieb auftretende Kalthärtung ist infolgedessen für die Ausbesserungsschweißung nicht günstig, und es empfiehlt sich daher, durch Kaltarbeit gehärtete Stellen abzuschleifen, was sowohl mechanisch als auch durch Brennen mit Gas oder dem elektrischen Lichtbogen unter geringster Wärmezufuhr erfolgen kann. Die Schweißung selbst erfolgt mit dünnen Elektroden in nicht zu breiten Schweißraupen. Anrisse, die im Betrieb entstanden sind, müssen vor dem Schweißen vollständig entfernt werden. Die Auftragschweißung muß über die Profilhöhe erfolgen, um beim Uberschleifen ein sauberes kerbfreies Profil zu erzielen.

Über die Möglichkeit, Temperguß mit Siemens-Martin-Stahl nach dem Punkt- und Abschmelzschweißverfahren zu verbinden, berichtet E. Boehm-Esters⁹⁾. Die Ergebnisse an Verbindungen zwischen Temperguß und Stahl St C 10.61 fielen wegen Martensitbildung und dadurch entstandener Risse für die Punktschweißung ungünstig aus. Besser sind die Verhältnisse bei der Abrennstumpfschweißung, mit der einwandfreie Verbindungen erzielt werden konnten. Offensichtlich handelt es sich bei dem verwendeten Temperguß um Schwarzkern-temperguß. Es ist nach allen bisherigen Untersuchungen damit zu rechnen, daß sich Weißkern-temperguß nicht ungünstiger verhält.

Die elektromagnetische Badbewegung spielt nach Unger, Matis und Knocke⁶⁾ beim Punktschweißen eine maßgebende Rolle, wenn Werkstoffe verschiedener elektrischer Eigenschaften miteinander verbunden werden, so daß die Möglichkeit des Schmelzens gegeben ist. In solchen Fällen treten starke Badbewegungen auf, die so verlaufen, daß eine Rißgefahr neben einer starken Durchmischung der beiden Werkstoffe möglich ist. Ein derartiges Beispiel wird für die Verbindung von Stahl mit nichtrostendem Chrom-Nickel-Stahl angeführt. Die Aufnahme von Chrom und Nickel führte in diesem Falle zu einer Härtesteigerung des unlegierten Werkstoffes unter Martensitbildung. In solchen Fällen sind Schweißzeitbegrenzer unbedingt vorzusehen, damit die Möglichkeit des Schmelzens ausgeschaltet wird.

2. Arbeitsverfahren.

H. T. Herbst¹⁰⁾ behandelt die in jüngster Zeit gemachten Fortschritte auf dem Gebiete der selbsttätigen Gasschweißung. Die mit Mehrflammenbrennern ausgerüsteten Maschinen sind in der Lage, Rohre von 1,6 mm Wanddicke ohne Zusatzwerkstoff mit einer Leistung von 23 m je min und bis 0,9 mm Wanddicke von 46 m je min zu schweißen. Bemerkenswert ist, daß man neuerdings die Maschinen mit photoelektrischen Zellen ausgerüstet hat, die auf Grund der Erwärmung oder Strahlung im Innern des Rohres den Schweißvorschub steuern, so daß Durchbrennen oder ungenügender Einbrand vermieden werden können. Derartige Einrichtungen lassen sich jedoch nur bei Rohren von genügendem Durchmesser und einer begrenzten Länge anwenden. Größer ist das Anwendungsgebiet beim selbsttätigen Schweißen von Präzisionsrohren unendlicher Länge aus gewalzten Streifen ohne Verwendung von Zusatzwerkstoff. Die

⁶⁾ Weld. J. 20 (1941) S. 42/47.

⁷⁾ Iron Age 148 (1941) Nr. 11, S. 55/58.

⁸⁾ Siehe Stahl u. Eisen 61 (1941) S. 572/73.

⁹⁾ Elektroschweißg. 12 (1941) S. 163/68.

¹⁰⁾ Weld. J. 19 (1940) S. 841/45.

⁴⁾ Mech. Engng. 63 (1941) S. 585/90.

⁵⁾ Weld. J. 20 (1941) Nr. 4 (Suppl.: Engng. Found. Weld. Res. Com.) S. 85/89.

Rohre werden dabei mit solchen Wanddicken und Durchmessern hergestellt, daß nachträgliche Züge noch durchführbar sind. Die Schweißung ohne Zusatzwerkstoff erübrigt das sonst zum Ziehen erforderliche Abschleifen der Schweißnaht. Kleinere Behälter in Wanddicken von etwa 2,6 mm in größerer Anzahl werden ebenfalls vollselbsttätig, allerdings unter Anwendung von Zusatzwerkstoff, hergestellt. Vielfach werden dabei mehrere Rundnähte zu gleicher Zeit vorgenommen.

J. Staebler¹¹⁾ schildert die Wirkungsweise des Zweiflammenbrenners, der für dünnere Bleche in einem Schweißkopf, bei dickeren Blechen als getrennte Mundstücke ausgebildet ist. Durch die Arbeitsweise, daß die erste Flamme die Blechkanten erwärmt, die zweite den eigentlichen Schweißvorgang vollführt, werden höhere Schweißgeschwindigkeiten bei schmalerer Erwärmungszone erzielt. Infolge der geringen Breite der Erwärmungszone treten Verwerfungen in schwächerem Ausmaß auf. Hinzuweisen ist noch auf die neue Ausbildung von Autogenschneidmaschinen für Hand und selbständigen Schablonenschnitt mit Doppelbrenner, die die Herstellung von X-Stößen in einem Arbeitsgang gestatten.

Ausgehend von der Entwicklung des Arcatom-Verfahrens behandelt J. T. Catlett¹²⁾ die Rohrschweißung unter besonderer Beachtung der selbsttätigen Schweißung und der Wirtschaftlichkeit. Die selbsttätige Schweißung setzt voraus, daß die Schweißbedingungen, besonders die Schweißgeschwindigkeit, die Lichtbogenlänge und die Stromstärke, gleichbleibend eingehalten werden. Die größten Schwierigkeiten bot zunächst die bei Handschweißung häufig festzustellende Ablenkung des sichelförmigen Lichtbogens aus der Elektrodenebene. Durch eine geänderte Stellung der Elektroden gelang es, diese Schwierigkeiten zu beheben. Bei der selbsttätigen Schweißung von Rohren haben sich mehrere Verfahren erfolgreich durchgesetzt. Bei diesen Verfahren werden bei den ersten Brennern vor der vollständigen Formung des Rohres aus Streifen die Kanten so weit angeschmolzen, daß noch keine ausgeprägte Tropfenbildung stattfindet. Im weiteren Verlaufe werden die angeschmolzenen Kanten zusammenschweißt und dabei so viel Werkstoff in die Fuge gedrückt, daß sie durch weitere Lichtbögen vollständig gefüllt wird. Daneben ist es möglich, das Verfahren so abzuändern, daß die gesamte Schweißnaht bis zum Grunde aufgeschmolzen wird. Die für das Arcatom-Verfahren höchste Stromstärke von 150 A bei Handschweißung gestattet eine Steigerung der Erzeugung nur über das Mehrflammenverfahren. Je nach der Wanddicke werden bis zu 15 Brenner hintereinander geschaltet. Die durch den Wasserstoffverbrauch verursachten Kosten hat man durch Verwendung von Ammoniak, das bei einer Temperatur von 900° in Wasserstoff und Stickstoff aufgespalten wird, gesenkt. Das Verfahren erscheint erfolgversprechend und ist mit einer Gaskostensenkung auf 20 % gegenüber Wasserstoff verbunden. Die Gesamtkosten werden dadurch um 30 bis 35 % verringert. Eine merkliche Stickstoffaufnahme war dabei nicht festzustellen. Berücksichtigungswert ist ferner, daß Zunder im allgemeinen nicht entfernt zu werden braucht. Die beiden Verfahren sind weitgehend ausgebildet und eine Unterbrechung ist lediglich beim Auswechseln der Wolframelektroden nach 4 bis 6 h notwendig.

Die verschiedenen Verfahren und Arbeitsbedingungen beim Widerstandsnahtschweißen werden von E. A. Mallett¹³⁾ behandelt. Je nachdem gas- und wasserdichte Nähte herzustellen sind oder ob es sich lediglich um eine Verbindung ohne derartige Ansprüche handelt, ist die Anordnung der einzelnen Schweißschritte zu wählen. Bei gasdichten Verbindungen kann man schrittweise oder fortlaufend schweißen, und zwar wird bei Blechen über 1 mm Dicke das unterbrochene Verfahren bevorzugt, da es Nähte mit besserer Oberflächenbeschaffenheit ergibt. Die Oberflächenbeschaffenheit, Nahtbreite, Anpreßdruck und Stromstärke richten sich nach der Blechdicke und dem Vorschub. Besondere Beachtung ist der Erwärmung der Maschine zu schenken, die erst bei längerer Arbeitsdauer auf einen gleichbleibenden Wert steigt. Im allgemeinen werden Maschinen in drei verschiedenen Ausführungen für verschiedene Leistungen gebaut.

Wie E. Block¹⁴⁾ feststellte, lassen sich nach dem Elin-Hafergut-Schweißverfahren¹⁵⁾ Behälter besonders kleinerer Durchmesser mit wirtschaftlichen Vorteilen herstellen, wobei die Schweißnahtbeschaffenheit zufriedenstellende Ergebnisse gezeigt hat. O. Graf und F. Munzinger¹⁶⁾ stellten weitere

Untersuchungen an, und zwar an Kehl- und Stumpfnähten bei Stahl St 37 und St 52, wobei die Biege-, Zug- und Wechselfestigkeitseigenschaften ermittelt wurden. Die Ergebnisse der Zug- und Biegeversuche an Stumpfnähten fielen in den meisten Fällen sehr günstig aus. Nur bei Stahl St 52 wurde in einigen Fällen die Festigkeit des Grundwerkstoffes nicht erreicht. Bei Kehl- und Stumpfnähten lagen die Festigkeitswerte über den geforderten. Die Faltversuche bewiesen die hohe Verformungsfähigkeit der nach diesem Verfahren hergestellten Verbindungen. Die Wechselversuche fielen bei Stahl St 52 günstig aus, lagen jedoch bei Stahl St 37 unter den mit anderen Schweißverfahren bisher erzielten Ergebnissen. Es ist anzunehmen, daß das Verfahren, bei dem die Schweißnaht selbst von der jeweils angewendeten Elektrode abhängt, so entwickelt werden kann, daß auch die Wechselfestigkeit voll den Anforderungen entsprechen wird.

Aus verschiedenen Gründen ist man neuerdings beim Schweißen zum „Pulsationsschweißen“ oder „Schwellschweißen“ übergegangen, und zwar, wie W. Fahrenbach¹⁷⁾ berichtet, bei starker Wärmeaufnahme von Profilen, bei schlecht aufliegenden, dickwandigen Teilen, bei verzündeten Teilen, sowie bei Stählen, die eine breitere Erwärmungszone aus metallurgischen Gründen fordern. Diese Schweißung wird mit verhältnismäßig niedriger Stromstärke ausgeführt, die, da der Uebergangswiderstand zwischen den zu schweißenden Teilen die Haupterwärmungsquelle darstellt, eine größere Erwärmungszone um den Schweißpunkt ergibt als bei hoher Stromstärke. Diese Erwärmung kann bei dauerndem Schluß zu schadhafte Elektrodenverformungen trotz guter Kühlung führen. Versuche haben nun gezeigt, daß auch mit niedriger Stromstärke gute Schweißungen mit nicht zu großer Erwärmung der Elektroden möglich sind, wenn man mit mehreren Stromstößen im Verlauf der Schweißung arbeitet, wodurch auch bei geringer Stromstärke die Schweißtemperatur mit Sicherheit erreicht wird, andererseits aber die Schweißpausen eine Abkühlung der als ungünstig erkannten Zonen gestatten. Dieses Verfahren hat sich besonders bei Blechen über 6 mm Dicke gut bewährt.

R. F. Tylecote¹⁸⁾ untersuchte die Punktschweißung von Stählen größerer Dicke, und zwar im vorliegenden Falle an Flachstahl von 4,5×38 mm² Querschnitt. Die Festigkeits- und Gefügeuntersuchungen bestätigen die einwandfreien Verbindungen. Angaben über die Schweißbedingungen, wie Stromstärke, Anpreßdruck und Schweißzeit, werden nicht gemacht.

Für die Herstellung von Personenwagen wird die Schweißung in jüngster Zeit immer mehr angewendet. Von einiger Bedeutung sind Angaben von A. M. Unger¹⁹⁾ über die Formveränderungen der Wandbleche beim Punktschweißen an den vier Blechkanten. Die durch das Schweißen auftretenden Kantenverkürzungen betragen nur einige Millimeter, verursachen aber trotzdem bei den großen Flächen starke Verwerfungen. Daneben können Ausbeulungen beim Aufschiessen des Aussteifungsrahmens auftreten. Aus diesem Grunde wurde das Versteifungsgerippe für sich geschweißt und erst später die Blechhaut aufgeschweißt, wobei die Blechhaut in Richtung der Blechlänge zur Vermeidung von Verwerfungen gespannt wurde. Die Schweißvorrichtungen werden dabei dem Verwendungszweck weitgehend angepaßt.

Die Notwendigkeit zur Werkstoffersparnis hat im Werkzeugmaschinen- und Gerätebau zu neuen Wegen geführt, die durch den Ausdruck „Leichtstahlbauweise“ am besten gekennzeichnet sind. H. Heitzer und F. W. Griese²⁰⁾ berichten eingehend über die Fortschritte in jüngster Zeit. Die Forderungen, die an das Bauteil gestellt werden, lassen sich wie folgt gliedern: Bemessung nach Festigkeit, nach Starrheit und nach Knick- und Beulbeanspruchung. Die Bemessung nach Festigkeit macht bei den zahlreichen Stählen hoher Festigkeit keine Schwierigkeiten. Anders ist die Bemessung nach Starrheit, da in diesem Falle nur der Elastizitätsmodul den Ausschlag gibt, der aber bei allen Stählen nahezu gleich groß ist. Die Bemessung nach Knick- und Beulbeanspruchung setzt dagegen dem Verhältnis von Durchmesser zu Wanddicke gewisse Grenzen und bestimmt infolgedessen die Ausnutzbarkeit der Leichtstahlbauweise. Aus diesen Forderungen heraus haben sich mehrere Bauarten entwickelt, und zwar die Platten-, Zellen- und Schalenbauweise. Die Plattenbauweise wird der ersten obengenannten Forderung gerecht, während sowohl die Zellen- als auch die Schalenbauweise alle Forderungen berücksichtigen. Wesentlich

¹⁶⁾ Elektroschweißg. 12 (1941) S. 125/35.

¹⁷⁾ Masch.-Bau Betrieb 20 (1941) S. 517/19.

¹⁸⁾ Weld. J. 20 (1941) Nr. 8 (Suppl.: Engng. Found. Weld. Res. Com.) S. 359/68.

¹⁹⁾ Weld. J. 20 (1941) S. 243/46.

²⁰⁾ Elektroschweißg. 12 (1941) S. 69/79.

¹¹⁾ Autogene Metallbearb. 34 (1941) S. 200/04.

¹²⁾ Iron Steel Engr. 17 (1940) Nr. 1, S. 25/32.

¹³⁾ Weld. J. 20 (1941) S. 602/07.

¹⁴⁾ Wärme 64 (1941) S. 365/69.

¹⁵⁾ Hafergut, G.: Elektroschweißg. 10 (1939) S. 126/28.

sind allerdings bei den beiden letztgenannten Verfahren die Gefahren, die sich aus Verwerfungen und Spannungen ergeben können. Sie setzen infolgedessen besondere Erfahrungen, vor allen Dingen der richtigen Schweißnahtfolge und der zweckmäßigsten Konstruktion, voraus. Die Gewichtsparsnisse, die sich hieraus gegenüber gegossenen Maschinenteilen und solchen in Plattenbauweise ergeben, sind außerordentlich hoch. Es ist damit jedoch nicht gesagt, daß die Leichtbauweise in allen Fällen mit einer Kostenersparnis verbunden ist. An zahlreichen Beispielen werden ausgeführte Bauteile und die dabei maßgebenden Gesichtspunkte erörtert.

Die Arbeitsverfahren bei der Herstellung geschweißter Schienenfahrzeuge werden von M. Reiter²¹⁾ eingehend behandelt. Gearbeitet wird nach drei Verfahren: der Wangen-, der Gurt- oder Deckblech- und der vereinigten Bauweise. Bei erstgenanntem Verfahren werden sämtliche Einzelteile für sich hergestellt, so daß beim Zusammenbau nur noch Anschlußnähte zu schweißen sind. Die Vorteile dieses Verfahrens sind die geringen Schrumpfspannungen, denen als Nachteile die Schwierigkeiten beim Zusammenpassen entgegenstehen. Bei der Deckblechbauweise wird ebenfalls noch eine Teilfertigung vorgesehen, allerdings ohne daß zunächst die Obergurtbleche aufgeschweißt werden. Diese werden erst nach Fertigstellung und Zusammenbau der übrigen Teile unter Beachtung der auftretenden Schrumpfung durch Vorbiegen angeschweißt. Das vereinigte Verfahren, das vor allen Dingen für schwere Drehgestelle geeignet ist, verbindet die beiden oben angeführten Verfahren, und zwar werden die Obergurtbleche zunächst nur mit den Querversteifungen verbunden. Die Obergurt-Zwischenstücke werden anschließend angepaßt und durch X-Nähte mit den Querversteifungen verbunden. Dieses zwar umständliche Verfahren vereinigt die Vorteile der beiden erstgenannten Verfahren.

F. C. Fantz²²⁾ befaßt sich eingehend mit dem Schweißen an Hochdruckleitungen und dem heutigen Entwicklungsstand auf diesem Gebiet. Bisher war es üblich, Ventile und ähnliche Elemente mit Flanschverbindungen an Hochdruckrohrleitungen anzuschließen. Von dieser Verbindungsart, die heute in Deutschland allgemein üblich ist, geht man in Amerika immer mehr ab und wählt zum Anschluß vorwiegend Schweißverbindungen. Das setzt allerdings voraus, daß die Stahlzusammensetzung der Anschlußelemente und der Leitungen annähernd gleich ist und die Anschlüsse so ausgebildet werden, daß einwandfreie Verbindungen durch Schweißen hergestellt werden können. Das gleiche gilt für Rohranschlüsse und Rohrformstücke bis zu den größten Abmessungen, die als Schweißanschlußverbindungen ausgebildet werden. Bei Hochdruckrohrleitungen ist Anwärmung und Spannungsfreilüftung besonders bei großer Wanddicke und bei legierten Stählen nach den ASS-Vorschriften erforderlich, und zwar bei allen Verbindungen in Molybdänstahl, die dicker als 12,7 mm sind, ferner bei Kohlenstoffgehalten über 0,35 % und allgemein bei unlegierten Stählen über 18,7 mm Dicke. Der Verfasser vertritt neben anderen Fachleuten die Ansicht, daß beim Vorwärmen der Schweißteile sich das Spannungsfreilüften erübrige. Solange jedoch auf diesem Gebiet Meinungsverschiedenheiten bestehen, ist mit einer Lockerung der Vorschriften nicht zu rechnen.

Mit ähnlichen Versuchen beschäftigte sich E. R. Seabloom²³⁾, wobei die Verstärkung von Rohrabzweigungen und die dabei möglichen Fehlererscheinungen besonders berücksichtigt werden. Grundsätzlich sollen bei hohen Drücken an Rohranschlüssen oder Abzweigungen sattelförmige Verstärkungen angeordnet werden, die allerdings zweckmäßig ausgebildet sein müssen, andernfalls sie eher eine Schädigung als eine Verstärkung darstellen, da die dabei auftretenden Schrumpfspannungen ziemlich erheblich sein können. In der Schweißtechnik waren diese Verstärkungen auch bisher üblich, wobei die Verstärkungsringe sich nach dem durch die Ausschnitte verlorengegangenen Werkstoff richteten. Besonders ist auf nicht zu schroffe Uebergänge an der Ringverstärkung zu achten. In besonders schwierigen Fällen empfiehlt es sich, die Verstärkung so auszuführen, daß gleichzeitig das Hauptrohr gegen radiale Beanspruchungen gesichert wird. Bei Röhren von kleinem Durchmesser sind in den meisten Fällen Verstärkungen nicht erforderlich; man muß dann allerdings darauf achten, daß keine Kerbwirkung durch mangelhafte Wurzelverschweißung entsteht. Dies gilt besonders dann, wenn stoßweise oder schwingende Beanspruchungen auftreten.

Ueber die günstigsten Rohrverbindungen für den Schiffbau berichtet B. Ronay²⁴⁾. Untersucht wurden Rohre von Durchmessern unter 50 mm, sowie größere Rohre mit geringer und hoher Wanddicke. Kleinrohre werden zweckmäßig mit einer Ueberwurfmuffe unter Anwendung der Gasschweißung verbunden. Bei Großrohren, die vorwiegend als Stumpfschweißverbindungen geschweißt werden, ist auf gute Durchschweißung zu achten. Zweckmäßig werden bei der Lichtbogenschweißung hohe Stromstärken verwendet, ohne jedoch zu unterschneiden. Vorwärmung wirkt sich besonders bei großer Wanddicke vorteilhaft aus. Ueber die günstigsten Schweißbedingungen unter Benutzung von Einlegeringen sowie metallischen und nicht-metallischen Schweißringen zwecks guter Durchschweißung werden eingehende Angaben gemacht. Zu achten ist besonders bei Einlegeringen auf den Strömungswiderstand. Daher werden vorwiegend aufgeweitete Enden mit passenden Ringen angewendet, so daß der Rohrquerschnitt in der Naht der gleiche wie im übrigen Rohr ist. Die Schweißfolge richtet sich in erster Linie nach der Lage der Naht im Raum. Das günstige Glühverfahren ist nach Ronay die Induktionsbeheizung. Wilhelm Lohmann.

(Schluß folgt.)

Einfluß der Temperatur auf die Belastbarkeit von Schraubenfedern.

Bedingt durch die Forderung der Praxis nach Erhöhung der Arbeitstemperaturen von Schraubenfedern wurden von F. P. Zimmerli¹⁾ die Aenderungen der Federungseigenschaften unter ruhender Last in Abhängigkeit von der Belastungshöhe und -dauer bei verschiedenen Temperaturen eingehend untersucht.

Eine Reihe von Vorversuchen diente zur Klärung der Versuchsdurchführung sowie der Erfassung verschiedener Einflüsse auf die Aenderung der Federungseigenschaften.

Zunächst wurde geprüft, ob und in welcher Zeit bei höheren Temperaturen ein Grenzzustand im Verlauf der Zeit-Verformungs-Kurven von Federn erreicht wird. Hierzu wurden Federn aus ölschlußvergüteten und geschliffenen Drähten gewickelt und anschließend bei 427° angelassen. Danach wurden die Federn — deren Bauart und Abmessungen leider nicht angegeben sind — durch einmalige Belastung gesetzt, und zwar mit einer um etwa 45 kg höheren Belastung, als sie der Tragfähigkeit bis zum völligen Aneinanderliegen der Windungen entspricht. Nach Bestimmung der Federabmessungen (Länge, Windungs- und Drahtdurchmesser) und der Federkennlinien wurden je Versuchsreihe zehn gesetzte Federn in einer Vorrichtung mit Schrauben auf eine bestimmte Länge vorgespannt und in einem elektrisch beheizten Ofen einer bestimmten Prüftemperatur ausgesetzt. An den mit unterschiedlicher Versuchsdauer belasteten Federn wurden jeweils nach der Abkühlung an Luft erneut die Federabmessungen bestimmt sowie die Federkennlinien bei Raumtemperatur aufgenommen, und es wurde die jeweils infolge der Federsetzung gegenüber der Prüfbelastung eingetretene Lastabnahme (Spannungsabfall) in Prozent berechnet; die Versuche wurden so lange fortgesetzt, bis sich ein beständiger Grenzwert in der Setzung und damit Lastabnahme eingestellt hatte. Die Berechnung der Federbeanspruchung erfolgte unter Zugrundelegung der Formel von A. M. Wahl²⁾:

$$\tau_{\max} = \frac{8 \cdot D}{\pi \cdot d^3} \cdot \left[\frac{4 \cdot D/d - 1}{4 \cdot D/d - 4} + \frac{0,615}{D/d} \right] \cdot P,$$

wobei die einer bestimmten Federzusammendrückung entsprechende Belastung P aus der Federeichkurve entnommen wurde; es bedeuten: τ_{\max} = Spannung in der äußeren Faser auf der Windungsinenseite in kg/mm², d = Drahtdurchmesser in mm, D = mittlerer Windungsdurchmesser in mm, P = Belastung in kg. Aus den Versuchen geht hervor, daß bei den angeführten Prüfbedingungen die üblichen Federstähle in zwei Hauptgruppen, und zwar in unlegierte + niedriglegierte und hochlegierte Stähle, einzuordnen sind. Bei der ersten Gruppe wird unterhalb 200° ein Grenzzustand der Setzung oder Lastabnahme nach etwa 72 h erreicht; oberhalb 200° tritt dagegen kein Grenzzustand mehr auf, da hier die stetig fortschreitenden Setzungen zu einem Aneinanderliegen der Windungen führen. Versuche an Stählen der zweiten Gruppe lassen erkennen, daß bis etwa 290° ein Grenzzustand nach etwa zehn Tagen, wie es beispielsweise Bild 1 für einen Stahl mit 18 % Cr und 8 % Ni zeigt, eintritt. Obgleich die Setzung dieser Stähle oberhalb 290°

²¹⁾ Fortschr. Eisenbahnw. 96 (1941) S. 75/84; Progressus 6 (1941) S. 576/83.

²²⁾ Weld. J. 20 (1941) S. 505/13.

²³⁾ Weld. J. 20 (1941) S. 577/86.

²⁴⁾ Weld. J. 20 (1941) S. 25/39.

¹⁾ Trans. Amer. Soc. Mech. Engrs. 63 (1941) S. 363/68.

²⁾ Verh. 3. Int. Kongr. Techn. Mech., Stockholm, August 1930, Bd. 2. Stockholm 1931. S. 360/65.

verhältnismäßig gering ist, konnte kein beständiger Grenzwert mehr erreicht werden.

Durch eine Aenderung der Anzahl federnder Windungen wird die Lastabnahme nur unwesentlich beeinflusst. Für Federn eines unlegierten Stahles mit 0,91% C, die den Prüfbelastungen von 28 und 70 kg/mm² und einer Versuchsdauer von 72 h (Temperatur nicht angegeben) ausgesetzt waren, ergaben sich für zwei verschiedene Windungszahlen folgende Lastabnahmen:

Prüfbelastung . . . kg/mm ²	28	28	70	70
Windungszahl	5¼	10¼	5¼	10¼
Lastabnahme %	1,6	2,0	10,4	9,3

Um zu entscheiden, ob das Setzen der kaltgewickelten Federn vor oder nach einer Anlaßbehandlung (Spannungsfreigilbung), die zu einer Minderung der vom Kaltwickeln herrührenden Verformungen führt, günstig ist, wurden Federn aus schlußvergütetem Draht vor und nach dem Anlassen auf 400° gesetzt und bei verschiedenen Belastungen sowie bei Tempe-

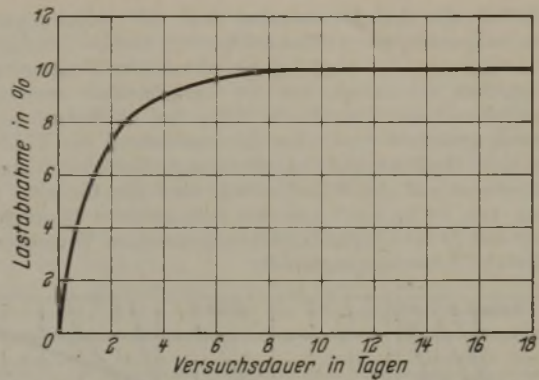


Bild 1. Aenderung der Belastungsfähigkeit von Schraubenfedern mit 2,7 mm Drahtdurchmesser aus Stahl mit 18 % Cr und 8 % Ni mit der Belastungszeit bei 84 kg/mm² Prüflast und 120° Prüftemperatur.

Zahlentafel 1. Chemische Zusammensetzung der Versuchsstähle und Härte der nach dem Kaltwickeln bei verschiedenen Temperaturen angelassenen Schraubenfedern.

Stahl	Draht-Dmr. mm	% C	% Mn	% P	% S	% Cr	Sonstiges %	Anlieferungszustand	Rockwell-C-Härte						
									Anlieferung	nach dem Anlassen bei					
										204°	260°	315°	370°	400°	
A	1,6	0,91	0,31	0,024	0,018	—	—	—	51	52	52	52,5	51	—	47,5
	2,7	—	—	—	—	—	—	—	—	52,5	53	51	51	—	48
	3,7	0,91	0,31	0,018	0,022	—	—	—	48	52	51	52	48	—	45,5
B	1,6	0,59	0,75	0,020	0,025	—	—	—	43 bis 47	49	50	50	47	—	43
	3,7	0,66	0,76	0,020	0,036	—	—	—	45	45	46	47,5	45	—	42
	4,1	0,62	0,73	0,018	0,055	—	—	geglüht	—	—	—	—	—	—	—
C	3,7	0,65	0,56	0,021	0,019	—	—	—	42,5	43	43	43	42,5	—	43
D	1,6	0,50	0,73	0,009	0,018	0,97	0,18 V	—	46, bis 49	49	49	49,5	49	—	46,5
	3,7	0,52	0,75	0,007	0,020	0,87	0,18 V	—	45,5	47	46	46	45,5	—	44,5
	3,7	0,54	0,69	0,011	0,026	0,89	0,17 V	geglüht	43,5	—	—	—	—	—	—
E	1,6	0,12	0,41	—	—	19,20	9,14 Ni	—	43 bis 45,5	45	45	45	46	—	45,5
	3,7	0,24	0,42	—	—	18,20	9,21 Ni	—	43,5 bis 45	44,5	45,5	45	45	—	43,5
F	3,7	0,70	1,34	0,022	0,024	—	—	vergütet	46	—	—	—	46	45	44
	3,7	0,70	1,34	0,022	0,024	—	—	geglüht	44	—	—	—	44	44	43
G	3,9	0,76	0,31	—	—	3,83	18,03 W ¹⁾	—	—	—	—	—	—	57 bis 59 ²⁾	52 bis 52,5 ³⁾

1) Dazu 1,10 % V. — 2) Anlaßtemperatur 620°. — 3) Anlaßtemperatur 675°.

peraturen bis 200° geprüft. Hierbei zeigten die nach dem Anlassen gesetzten Federn ein gleichmäßigeres und günstigeres Verhalten.

Abschließend wurde in den Vorversuchen noch der Einfluß des Drahtherstellungsverfahrens (Drahtlieferungen von vier Drahtziehereien) geprüft. Bei der Fertigung der Federn aus kaltgezogenen Drähten ergaben die Federn der einzelnen Drahtziehereien beträchtliche und bei Verwendung ölschlußvergüteter Drähte geringe Unterschiede in den Werten der prozentualen Lastabnahme.

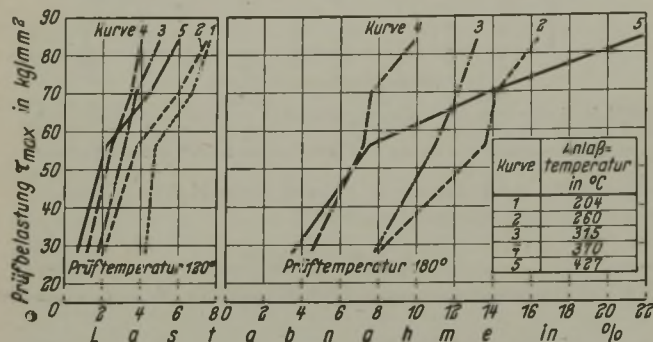
Die chemische Zusammensetzung der bei den Hauptversuchen benutzten Federstähle sowie deren Drahtdurchmesser sind in Zahlentafel 1 zusammengestellt. Die aus schlußvergüteten Drähten gewickelten Federn wurden 30 min bei Temperaturen von 204 bis 675° angelassen und danach einer Setzbehandlung durch einmaliges Zusammendrücken unterworfen. Angaben über die nach dem Anlassen der Federn erreichten Rockwell-C-Härten sind ebenfalls in Zahlentafel 1 wiedergegeben. Um die Streugrenzen in den Versuchswerten der prozentualen Lastabnahme zu erfassen, wurden die Versuche in der unter dem ersten Vorversuch angegebenen Weise bei mindestens vier Prüfbelastungen mit je zehn Federn der verschiedenen Stähle und unterschiedlicher Vorbehandlung bei verschiedenen Prüftemperaturen vorgenommen, und zwar betrug die Versuchsdauer bei den Federn aus unlegierten oder niedriglegierten Stählen 72 h und bei denen aus hochlegierten Stählen zehn Tage; insgesamt wurden 120 000 Federn geprüft. Als Beispiel der Versuchsauswertung enthalten die Bilder 2 und 3

Zahlentafel 2. Lastabnahme verschieden vorbehandelter Federn bei einer Prüfbelastung von 56 kg/mm² und verschiedenen Prüftemperaturen.

Stahl	Draht-Dmr. mm	Prüftemperatur °C	Lastabnahme in %											
			Federn aus schlußvergütetem Draht bei einer Anlaßtemperatur von						Schlußvergütete Federn nach Anlassen auf eine Rockwell-C-Härte von				Bemerkung ⁶⁾	
			204°	260°	315°	370°	400°	427°	39 bis 42	43 bis 46	48 bis 51			
A	1,6	120	4,8	3,8	3,2	2,5	—	2,2	—	—	—	—	—	—
		180	—	13,6	11,0	7,2	—	7,5	—	—	—	—	—	—
	3,7	120	6,8	4,5	4,2	2,5	—	2,7	—	—	—	—	—	
		180	—	13,5	9,5	6,8	—	7,8	—	—	—	—	—	
B	1,6	120	9,5	5,0	4,0	3,2	—	2,8	—	—	—	—	—	
		180	—	13,5	8,5	6,0	—	7,0	—	—	—	—	—	
	3,7	120	9,0	8,5	3,8	3,0	—	3,0	—	—	—	—	—	
		180	—	13,0	6,7	6,0	—	7,3	—	—	—	—	—	
4,1 ¹⁾	120	—	—	—	—	—	—	4,5	4,3	6,5	a	—		
	180	—	—	—	—	—	—	13,5	12,2	14,5	—	—		
C	3,7	120	12,3	9,5	6,0	5,5	—	5,0	—	—	—	—	—	
		180	—	—	13,0	10,2	—	8,5	—	—	—	—	—	
D	1,6	120	5,5	3,7	3,7	1,5	—	1,5	—	—	—	—	—	
		180	19,5	7,5	5,5	4,5	—	3,5	—	—	—	—	—	
	3,7	120	12,6	5,0	3,8	1,8	—	2,2	3,0	2,3	6,5	b	—	
		180	> 20	10,8	8,3	5,5	—	3,8	5,8	5,5	10,2	—	—	
E	1,6	120	4,8	2,5	1,8	1,6	—	1,3	—	—	—	—	—	
		180	14,2	9,0	5,3	3,7	—	1,8	—	—	—	—	—	
	230	—	16,5	11,5	6,8	—	3,5	—	—	—	—	—	—	
		290	—	—	—	14,0	—	9,0	—	—	—	—	—	
3,7	120	5,5	4,0	2,7	2,0	—	1,5	—	—	—	—	—		
	180	12,0	7,5	5,8	3,2	—	2,8	—	—	—	—	—		
	230	—	14,0	8,0	3,7	—	5,0	—	—	—	—	—		
	290	—	—	19,2	11,5	—	9,0	—	—	—	—	—		
F	3,7 ²⁾	120	—	—	—	1,5	1,2	1,2	—	—	—	—	—	
		180	—	—	—	3,8	3,6	3,6	—	—	—	—	—	
	3,7 ³⁾	120	—	—	—	2,5	1,6	1,8	1,7	1,5	3,0	c	—	
		180	—	—	—	5,5	3,5	3,7	6,8	6,2	7,8	—	—	
3,9	315	—	—	—	—	5,0 ⁴⁾	5,0 ⁵⁾	—	—	—	—	—		
	370	—	—	—	—	6,5 ⁴⁾	7,0 ⁵⁾	—	—	—	—	—		

1) Geglüht. — 2) Vergütet. — 3) Geglüht. — 4) Anlaßtemperatur 620°. — 5) Anlaßtemperatur 675°. — 6) Die Abschrecktemperatur der schlußvergüteten Federn betrug: a = 805°, b = 885°, c = 845°.

den Einfluß der Anlaßtemperatur auf die Belastungsänderung von Schraubenfedern eines unlegierten Stahles mit 0,9 % C (Drahtdurchmesser 1,6 mm) bei verschiedenen Temperaturen; es ist deutlich erkennbar, wie die Lastabnahme verschieden vorherbehandelter Federn durch die Höhe der Prüfbelastung und -temperatur geändert wird. Zur Kennzeichnung des Einflusses der Stahlart, Drahtstärke, Federfertigung, Vorbehandlung und Prüftemperatur auf die Belastbarkeit sind die für eine Prüfbelastung von 56 kg/mm² aus den Schaubildern (ähnlich den Bildern 2 und 3) der Originalarbeit entnommenen Versuchswerte in **Zahlentafel 2** zusammengestellt.



Bilder 2 und 3. Einfluß der Anlaßtemperatur auf die Belastungsänderung von Schraubenfedern mit 1,6 mm Drahtdurchmesser aus Stahl mit 0,9 % C bei verschiedenen Prüftemperaturen.

Aus den Ergebnissen der Hauptversuche lassen sich nachstehende Folgerungen ziehen:

1. Die üblichen Federstähle sind für Belastungen bis 56 kg/mm² und für Temperaturen bis 175° anwendbar; zwischen 175 und 200° sowie für Belastungen bis 84 kg/mm² ist die Anwendbarkeit unsicher, jedoch unter gewissen Bedingungen noch möglich.
2. Die Verwendung der üblichen Federstähle oberhalb 200° ist unmöglich.
3. Die Anwendung von schlußvergüteten Federn bei Belastungen im höheren Temperaturgebiet bringt gegenüber den aus schlußvergütetem Draht gefertigten Federn keine Vorteile.
4. Federn aus nichtrostenden Chrom-Nickel-Stählen und Schnellarbeitsstählen sind bei Belastungen unter höheren Temperaturen widerstandsfähiger als Federn aus den üblichen Stählen.
5. Federn, die auf eine mittlere Rockwell-C-Härte von 43 bis 46 schlußvergütet wurden, zeigen gegenüber den auf zu niedrige (39 bis 42) oder zu hohe (48 bis 51) Rockwell-C-Härte vergüteten Federn bessere Eigenschaften.
6. Um den größten Widerstand gegen Belastungseinwirkungen bei höheren Temperaturen zu erhalten, ist die Anlaßbehandlung (Spannungsfreiglühung) der Federn bei einer solchen — möglichst hohen — Temperatur vorzunehmen, daß gerade noch keine wesentliche Änderung der Härte oder sonstiger physikalischer Eigenschaften eintritt.
7. Der untersuchte schwedische Federdraht (Stahl C) zeigt gegenüber anderen Federstählen gleicher Güte nur eine geringe Beständigkeit bei Belastungseinwirkungen unter höheren Temperaturen.
8. Bei höheren Betriebsanforderungen an die Federbelastbarkeit sind Federn aus Mangan- und Mangan-Silizium- oder Chrom-Vanadin-Stählen zu verwenden. *Max Hempel.*

Martensitbildung bei Stahldrähten.

Ueber die Entstehung und den Einfluß von Martensitstellen auf die Eigenschaften von Stahldrähten in Seilen berichtet E. M. Trent¹⁾. Bei der Beanspruchung von Drahtseilen im Betrieb wird der Durchmesser der Außendrähte und dadurch die Belastbarkeit und die Haltbarkeit der Seile durch Verschleiß verringert. Von größerem Einfluß ist aber das Auftreten von Martensitstellen an der Oberfläche als Folge von ungünstigen Beanspruchungen im Betrieb, die sehr früh zum Bruch von Drähten und damit auch des Seiles führen können. So waren nach Feststellungen des Safety in Mines Research Board von 35 gebrochenen Seilen 24, d. h. 75 % infolge Martensitbildung an der Drahtoberfläche zu Bruch gegangen.

Auf das Auftreten solcher martensitischer Stellen auf der Oberfläche von Drähten hat im Schrifttum erstmalig E. Atkins²⁾

hingewiesen. Hiernach ist die Bildung von Martensit an der Oberfläche des Drahtes auf starke Reibung mit nachfolgender rascher Abkühlung durch den umliegenden kalten Seilwerkstoff zurückzuführen. Von den später über diese Erscheinungsform veröffentlichten Berichten — die vom Verfasser nicht erwähnt werden — sind von besonderem Wert die Untersuchungen von A. Pomp¹⁾, der ebenfalls feststellte, daß derartige Martensitstellen durch schroffes Abkühlen nach einer vorausgegangenen Erwärmung entstanden sind. Auch S. M. Dixon und M. A. Hogan²⁾ nahmen an, daß derartige Martensitstellen durch Reibung auf der Scheibe oder durch Schlagen gegen irgendeinen harten Gegenstand und damit zu örtlicher Erhitzung geführt haben; unmittelbar anschließend erfolgte die Abkühlung durch den Drahtwerkstoff selbst oder durch Wasser. Zu den gleichen Feststellungen kam der Berichterstatter³⁾. Bei der vorliegenden Untersuchung wurde über das bereits im Schrifttum Bekannte hinaus festgestellt, daß in einigen Fällen auf der Martensitschicht kleine Teilchen aufgeschweißt waren, die zweifelsohne von dem Gegenstand herrührten, mit dem die Drähte beim Verschleiß in Berührung gekommen waren.

Laboratoriumsversuche mit Drähten von 2,5 mm Dicke aus Stahl mit 0,6 % C und 0,7 % Mn ergaben, daß schon durch Abtrennen mit dem Meißel an der Schnittfläche Martensitstellen auftreten können. Beachtlich ist weiter die Feststellung, daß zur Bildung von Martensitstellen der den Verschleiß hervorrufoende Gegenstand raue Oberfläche haben muß. So trat bei Verschleißversuchen mit Wolframkarbidstähten, die in ähnlicher Weise durchgeführt wurden, wie sie bereits A. Pomp beschrieb, keine Martensitbildung auf. Erst bei Versuchen mit unlegierten Stählen als Bearbeitungswerkzeug war es möglich, Martensitstellen zu erhalten. Wegen der Wirkung solcher Martensitstellen auf die Drähte nimmt der Verfasser an, daß nur durch Mikrorisse in der Martensitschicht die Biegezahlen und vor allem der Ermüdungswiderstand verringert werden, während bei rißfreien Martensitstellen die Eigenschaften des Drahtes nicht ungünstig beeinflusst werden sollen. Irgendwelche Zahlenangaben über Dauerversuche wurden jedoch nicht gemacht. Vom Berichterstatter durchgeführte Untersuchungen von Drähten mit Martensitstellen an der Oberfläche weisen aber — wie auch zu erwarten war — darauf hin, daß bei Dauerbeanspruchung solche spröden Fehlstellen wegen der leichten Anrißbildung stets zu frühzeitigem Bruch führen müssen.

In vielen Fällen wurde ferner festgestellt, daß zwischen den meist kettenförmig angeordneten Martensitstellen Lochfraß auftrat, der sich unter der Martensitstelle im Drahtwerkstoff weiter fortsetzte. Derartige Korrosionserscheinungen konnten auch beim Beizen von Drähten mit rissigen Martensitstellen in 1prozentiger Schwefelsäure bereits nach sechsständiger Beizung hervorgerufen werden. Wurde die Beizung auf 14 h ausgedehnt, so blieb zwar die Martensitstelle erhalten, der Drahtwerkstoff unter der Fehlstelle war aber stark in Lösung gegangen.

Aus diesen Feststellungen wird der Schluß gezogen, daß beim Auftreten solcher kettenartig angeordneten Anfrassungen stets die Anwesenheit von Martensit wahrscheinlich ist.

Auf Grund der vorliegenden Feststellung und der bereits seit Jahren vorliegenden Erkenntnisse über den Einfluß solcher martensitischer Stellen auf die Lebensdauer von Seilen ist daher weitgehend dafür Sorge zu tragen, daß Seile im Betrieb nicht mit Bauteilen aus Stahl durch Anschlagen oder eine ähnliche gewaltsame Berührung in Verbindung kommen, da durch die hierbei eintretende örtliche Erhitzung mit anschließender schneller Abkühlung durch das Seil selbst oder durch Schachtwasser spröde Martensitstellen entstehen, die zu frühzeitigem Bruch des Seiles führen können. *Wilhelm Pungel.*

Kaiser-Wilhelm-Institut für Eisenforschung zu Düsseldorf.

Warmwalzversuche an ein- und zweiseitig plattiertem Stahl.

Um einen Ueberblick über die Kraftverhältnisse und den Werkstofffluß beim Warmwalzen von Verbundwerkstoffen zu erhalten, wurden auf einem Versuchswalzgerüst mit 180 mm Walzendurchmesser unter Messung des Walzdruckes im Temperaturbereich von 700 bis 1200° Stäbe ausgewalzt, die einmal

¹⁾ Wire Ind. 8 (1941) Nr. 89, S. 251/52, 255/56 u. 259; Nr. 90, S. 275/76.

²⁾ J. Iron Steel Inst. 115 (1927) S. 443/82; vgl. Stahl u. Eisen 47 (1927) S. 1459/60.

¹⁾ Mitt. K.-Wilh.-Inst. Eisenforsch. 16 (1934) S. 15/49; vgl. Stahl u. Eisen 54 (1934) S. 297.

²⁾ Safety in Mines Research Board Paper Nr. 92, 1936, S. 18.

³⁾ Stahl u. Eisen 57 (1937) S. 373/74.

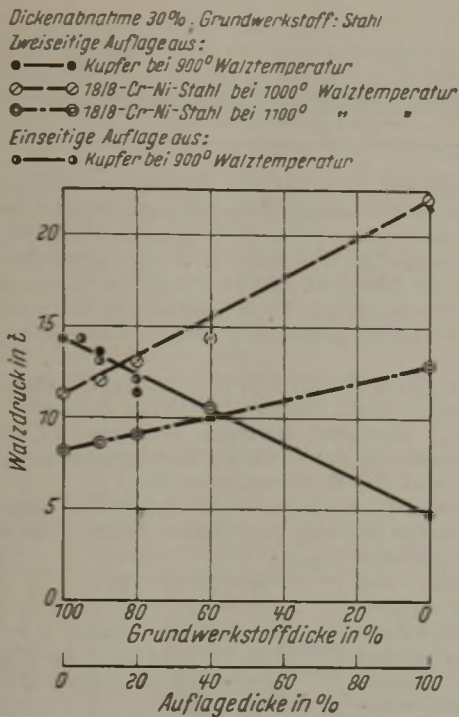


Bild 1. Einfluß der Auflage auf den Walzdruck beim Warmwalzen von plattiertem Stahl.

den als Grundwerkstoff oder als Auflage dienenden Werkstoffen, das andere Mal aus Verbundwerkstoffen mit verschiedener Auflagedicke bestanden. Als Grundwerkstoff wurde ein weicher Stahl, als Auflage Kupfer oder ein Stahl mit 18 % Cr und 8 % Ni benutzt, wobei die Dicke der ein- oder zweiseitigen Auflage 5, 10 oder 20 % der ganzen Stabdicke betrug. Soweit möglich, wurde neben dem Walzdruck auch die Breitenzunahme der Stäbe und ihre Voreilung gegenüber der Walzenoberfläche auf der Austrittsseite des Walzspaltes ermittelt.

Wie A. Pomp und W. Lueg¹⁾ berichten, waren die Unterschiede im Walzdruck bei den reinen Werkstoffen sehr groß, während die Breitenzunahme praktisch nicht und die Voreilung nur unwesentlich von der Art des Werkstoffes beeinflusst wurde. Der Einfluß der Walztemperatur und der Dickenabnahme war der gleiche wie beim Auswalzen anderer Werkstoffe unter den vorliegenden Arbeitsbedingungen. Aus den Walzversuchen mit den Verbundwerkstoffen, bei denen wegen des ungleichmäßigen Werkstoffflusses von Auflage- und Grundwerkstoff auf die Bestimmung von Breitenzunahme und Voreilung verzichtet werden mußte, konnte gemäß Bild 1 geschlossen werden, daß sich der Walzdruck eines solchen Walzgutes aus den Walzdrücken der einzelnen Werkstoffe in dem Verhältnis zusammensetzt, in dem die einzelnen Schichten an der ganzen Stabdicke beteiligt sind. Weitere Untersuchungen gaben Aufschluß über Ablauf der Umformung und den Werkstofffluß bei der Verarbeitung von Verbundwerkstoffen mit unterschiedlicher Querschnittshärte.

Werner Lueg.

¹⁾ Mitt. K.-Wilh.-Inst. Eisenforsch. 24 (1942) Lfg. 9, S. 123/37. — Gleichzeitig Vortrag vor der 49. Vollversammlung des Walzwerksausschusses des Vereins Deutscher Eisenhüttenleute im NSBDT. am 11. Dezember 1942 in Düsseldorf.

Patentbericht.

Deutsche Patentanmeldungen¹⁾.

(Patentblatt Nr. 51 vom 17. Dezember 1942.)

Kl. 18 c, Gr. 6/10, R 106 897. Warmbehandlung von Drähten in einem Turmofen. Hans Werner Rohrwasser, Schkeuditz b. Leipzig.

Kl. 18 c, Gr. 8/55, B 196 450. Verfahren zur Verbesserung der Koerzitivkraft von Dauermagneten mit durch Abkühlung im Magnetfeld erzielter Vorzugsrichtung. Erf.: Dr.-Ing. Helmut Krainer und Dr.-Ing. Franz Raidl, Kapfenberg (Steiermark). Anm.: Gebr. Böhler & Co., AG., Wien.

Kl. 18 c, Gr. 8/90, L 104 760. Glühofen zum Erhitzen von Werkstücken in einem Schutzgas mit anschließendem Abschrecken. Erf.: Ralph E. Cox, Schenectady, Neuyork. Anm.: Allgemeine Elektrizitäts-Gesellschaft, Berlin.

Kl. 18 d, Gr. 2/20, D 82 694. Stähle für hartgezogene Bandagendrähte. Erf.: Dr.-Ing. Gerhard Riedrich, Krefeld. Anm.: Deutsche Edelstahlwerke AG., Krefeld.

Kl. 18 d, Gr. 2/70, D 86 840. Gegen Lötbrüchigkeit und Ueberhitzung unempfindliche Stähle. Erf.: Dr.-Ing. Heinrich Cornelius, Berlin-Adlershof. Anm.: Deutsche Versuchsanstalt für Luftfahrt, e. V., Berlin-Adlershof.

Kl. 48 a, Gr. 14, R 106 212; Zus. z. Pat. 673 888. Verfahren zur Herstellung von Bändern und Blechen für Konservendosen, Blechemballagen u. dgl. Erf.: Dipl.-Ing. Erich-Günther Köhler und Vincenz Seul, Andernach (Rhein). Anm.: Rasselsteiner Eisenwerksgesellschaft, AG., Neuwied (Rhein).

Kl. 48 b, Gr. 13, K 157 270. Herstellung von diffusionsverchromten Gegenständen. Erf.: Dipl.-Chem. Dr. phil. Walter Koch, Essen-Haarzopf, und Dr. phil. Walther H. Creutzfeldt, Essen. Anm.: Fried. Krupp AG., Essen.

Kl. 49 c, Gr. 3/04, M 136 401. Hobelmaschine zum allseitigen Bearbeiten der Mantelflächen von Ingots und ähnlichen Werkstücken. Maschinenfabrik Heid AG., Wien-Stockerau.

Kl. 81 a, Gr. 13, B 187 186. Vorrichtung zum Abnehmen ringförmiger Drahtbunde von einer bewegten Förderbahn. Hermann Böcher, Köln-Kalk.

(Patentblatt Nr. 53 vom 31. Dezember 1942.)

Kl. 18 a, Gr. 6/01, O 23 356. Beschickungsvorrichtung für Schachtöfen, insbesondere Hochöfen. Dr.-Ing. Bernhard Osann, Berlin-Charlottenburg.

Kl. 18 d, Gr. 2/20, G 97 819. Verwendung von mangan-molybdän-legiertem Stahl für die Herstellung von feuerge-

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

schweißten Ketten. Gutehoffnungshütte Oberhausen AG., Oberhausen (Rhld.).

Kl. 18 d, Gr. 2/40, D 75 387. Korrosionssichere geschweißte Gegenstände. Erf.: Albert Klein, Krefeld. Anm.: Deutsche Edelstahlwerke AG., Krefeld.

Kl. 24 e, Gr. 9, D 83 542. Vorrichtung zur selbsttätigen Beschickung eines Gaserzeugers in Abhängigkeit von der Brennstoffhöhe im Schacht. Erf.: Franz Leitner, Mülheim (Ruhr). Anm.: Demag AG., Duisburg.

(Patentblatt Nr. 1 vom 7. Januar 1943.)

Kl. 7 a, Gr. 18, G 98 423. Walzwerk mit geschlossenen Walzenständern, deren Arbeitswalzen zum Zweck der Ueberkreuzstellung verstellbar sind. Paul Gleißner, Düsseldorf-Oberkassel.

Kl. 18 c, Gr. 11/20, B 191 933. Verfahren und Vorrichtung zum selbsttätigen Senken, Heben und Weiterbefördern von Lasten, z. B. von Gegenständen in Warmbehandlungseinrichtungen. Erf.: Helmuth Simon, Berlin-Karlshorst. Anm.: Blank & Flemmig, Industrieofenbau-Boyeöfen, Berlin-Kaulsdorf.

Kl. 21 h, Gr. 32/04, D 84 733. Schaltungsanordnung für Hochfrequenzanlagen, insbesondere für Anlagen zum elektroinduktiven Erhitzen. Deutsche Edelstahlwerke AG., Krefeld.

Kl. 31 c, Gr. 15/04, D 82 713. Verfahren und Vorrichtung zum Ausfüllen von Schwindungshohlräumen beim Gießen von Blöcken, Platten u. dgl. Erf.: Karl Hermann Werning, Berlin-Dahlem, und Alfred Daum, Berlin-Reinickendorf. Anm.: Dürener Metallwerke AG., Berlin-Borsigwalde.

Deutsche Gebrauchsmuster-Eintragungen.

(Patentblatt Nr. 53 vom 31. Dezember 1942.)

Kl. 7 a, Nr. 1 527 123. Umföhrung für das Walzgut bei Walzwerken. Fried. Krupp Grusonwerk AG., Magdeburg-Buckau.

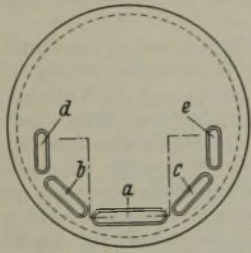
Kl. 7 b, Nr. 1 527 144. Drahtspindel, Carl Schmidt, Draht-, Drahtstifte- und Drahtwaren-Fabrik, Gutenstein (Niederdonau).

Deutsche Reichspatente.

Kl. 18 d, Gr. 2-0, Nr. 724 322, vom 10. Oktober 1937; ausgegeben am 24. August 1942. Gutehoffnungshütte, AG., in Oberhausen, Rhld. (Erfinder: Dipl.-Ing. Hubert Hauthmann in Oberhausen, Rhld.) *Stahl für nach dem Kaltspritzverfahren herzustellende Gegenstände mit hoher Zähigkeit.*

Als Werkstoff für vorgenannte Gegenstände wird Automatenstahl oder ein diesem ähnlicher Stahl verwendet, z. B. unberuhigter Stahl mit einem Kohlenstoffgehalt bis 0,90 % und einem Schwefelgehalt über 0,075 %, oder auch ein Stahl gleicher Zusammensetzung, der bei seiner Herstellung z. B. mit Silizium, Aluminium oder Titan beruhigt worden ist.

Kl. 80 b, Gr. 5₀₇, Nr. 724 264, vom 11. Januar 1938; ausgegeben am 21. August 1942. Hein & Co. vormalig Haigerer Hütte in Dortmund. (Erfinder: Karl Friedrich Muthmann in Haiger, Dillkr.) *Verfahren zur Erzeugung eines zum Zerblasen schmelzflüssiger Stoffe bestimmten Druckmittelstrahles zwecks Gewinnung von Schlackenwolle, Gesteinswolle od. dgl.*



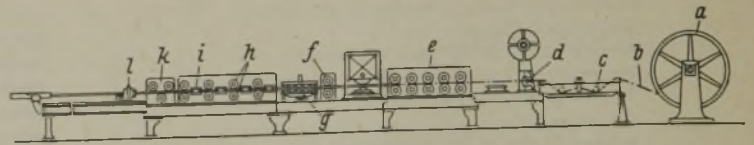
Die Austrittsöffnungen für den Druckmittelstrahl, z. B. Dampf, werden in eine Abschlußplatte eingelassen, die auf das Druckmittelzuführungsrohr aufgeschraubt wird. Da der Schlackenfluß auf den aus der Mitteldüse austretenden Druckmittelstrahl unmittelbar auftrifft und somit dieser Strahl die größte Kraft für das Verblasen benötigt, erhält die Düse a den größten Querschnitt, und die Düsen b, c sowie d, e zum seitlichen Erfassen des Schlackenflusses erhalten, entsprechend dem geringeren Kraftbedarf, kleinere Abmessungen. Der freie Durchlaß für den Druckmittelstrahl erweitert sich von der Stelle des kleinsten Querschnittes f sowohl zur Austrittsseite g als auch zur Eintrittsseite h hin, und zwar so, daß die Zusammenziehung des Düsenquerschnittes von der Eintrittsseite bis zum engsten Querschnitt auf einer kurzen Strecke erfolgt, während die Erweiterung dieses engsten Querschnittes bis zum äußeren Düsenrand sich über eine wesentlich größere Länge erstreckt.

Kl. 7 b, Gr. 12, Nr. 724 382, vom 29. September 1940; ausgegeben am 25. August 1942. Mannesmannröhren-Werke in Düsseldorf. (Erfinder: Willi Gerhards in Remscheid und Ulrich Petersen in Buß a. d. Saar.) *Verfahren zur Herstellung plattierter Rohre.*

Die zum Auswalzen bestimmten Hohlblöcke aus Stahl und Kupfer werden unter Anwendung einer zur Lotbildung dienenden Zinkzwischenlage ineinandergesteckt, dann durch mechanisches Auf- oder Einschrumpfen zur dichten Anlage gebracht und bis zur Lotbildung erwärmt, worauf sie, nachdem die Lotzwischenlage fest geworden ist, schließlich warm ausgewalzt werden. Die Zinkzwischenlage, die vorzugsweise auf den Stahlblock aufgebracht wird, ist möglichst dünn zu halten.

Kl. 7 b, Gr. 8₀₁, Nr. 724 547, vom 14. Mai 1933; ausgegeben am 28. August 1942. Maschinenfabrik August Seuthe in Hemer (Kr. Iserlohn). *Maschine zur Herstellung von geschweißten Rohren.*

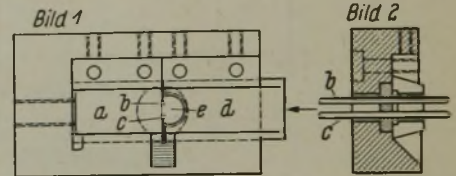
Der vom Hängel a ablaufende Bandstahlstreifen b gelangt über ein Entfettungsbad c zu einer Kantenbearbeitungsmaschine d, die die Kanten abschneidet, dann zur Rohrwalzmaschine e, wo er zum Schlitzrohr gebogen wird. Dieses wird in einer elektrischen Widerstandsschweißmaschine verschweißt und geht nach Durchlaufen der Richtrollen f in die Kühlvorrichtung g. Das Rohr tritt



dann unmittelbar darauf in eine Reduziermaschine ein, die aus abschaltbar hintereinander angeordneten senkrechten Walzenpaaren h und waagerechten Walzenpaaren i besteht; in diesen wird es abwechselnd oval und wieder rund gedrückt. Das austretende Rohr durchläuft die Richtmaschine k und gelangt zur Abschneidevorrichtung l, die es gestattet, in fortlaufendem Verfahren verschiedene gewünschte Längen abzuschneiden.

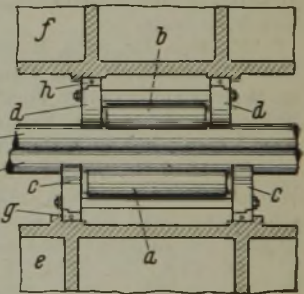
Kl. 7 e, Gr. 4, Nr. 724 610, vom 21. Juni 1938; ausgegeben am 31. August 1942. Meyer, Roth & Pastor in Köln-Raderberg. (Erfinder: Hermann Steinkraus in Köln-Raderberg.) *Klemmbacke für Drahtverarbeitungsmaschinen, in denen gleichzeitig zwei Drähte verarbeitet werden.*

Der festen Klemmbacke a mit den beiden Rinnen für die Drähte b, c, die gleichen Durchmesser haben, liegt die bewegliche Klemmbacke oder auch das Lagerstück d gegenüber. Dieses hat ein drehbar gelagertes besonderes Druckstück e mit ebenfalls zwei Rinnen gleichen Durchmessers für die Drähte b, c. Das Druckstück e spricht auf jede noch so geringe Ungleichheit in den Durchmessern der beiden Drähte b und c sofort selbsttätig an und hält diese Drähte immer fest angedrückt.



Kl. 7 c, Gr. 1, Nr. 724 823, vom 5. Juli 1938; ausgegeben am 7. September 1942. Maschinenbau-AG., vormalig Ehrhardt & Sehmer, in Saarbrücken. (Erfinder: Josef Maas in Saarbrücken.) *Blechrichtmaschine mit durch Stützwalzen abgestützten Richtwalzen.*

Die Stützwalzen a, b sind gruppenweise in je zwei einteiligen Lagerkörpern c und d gelagert, die durch Bolzen od. dgl. miteinander verbunden werden. Zwischen den Lagerkörpern c und d und dem Maschinenkörper e, f sind Paßleisten mit L-förmigem Querschnitt g, h angeordnet, die zwischen Vorsprüngen od. dgl. am Maschinenkörper liegen und deren Höhe so bemessen ist, daß nach ihrer Entfernung die Stützwalzen von den Richtwalzen i, k freikommen und zusammen mit ihren Lagerkörpern als Ganzes nach vorn oder hinten, d. h. senkrecht zu den Längsachsen der Stütz- und der Richtwalzen, aus der Maschine herausgezogen werden können.



Wirtschaftliche Rundschau.

Die neue Eisenbewirtschaftung.

Auf einer Tagung der Reichsvereinigung Eisen sprach Professor Dr. Hettlage, Berlin, über Sinn und Aufgaben der neuen Eisenbewirtschaftung. Man müsse, so stellte er einleitend fest, an jedes Bewirtschaftungssystem gewisse Grundanforderungen stellen. Der elementare Satz: Es darf nicht mehr verteilt werden, als vorhanden ist, ist das erste Gebot einer jeden Bewirtschaftung. Das alte System hat dieses Gebot nicht befolgt und ist daran gescheitert. Ein gut funktionierendes Bewirtschaftungssystem muß ferner, wie die Erfahrungen in der Bewirtschaftung anderer Mangelwaren zeigen, eine gewisse Anpassungsfähigkeit und Beweglichkeit haben, muß ausreichend sicher sein und schnell arbeiten. Man muß von ihm auch fordern, daß es zeitbeständig ist. Die bisherige Bewirtschaftungsmethode hat nicht allen diesen Anforderungen genügt. Sie war aber besser als ihr Ruf.

Die unkontrollierte Ausgabe von Bezugsrechten brachte ferner eine Aufblähung der Auftragsbestände und der Lagerhaltung mit sich. Auch diese Auswirkungen mußten bei der Neuregelung bereinigt werden. Man durfte das Totgewicht der alten Aufträge nicht im neuen System mitschleppen. Praktisch wurden die bestehenden Aufträge zum Teil dadurch hinfällig, daß die ihnen zugrunde liegenden Bezugsrechte, die alten Kon-

trollnummern, mit Beginn der neuen Bewirtschaftungsmethode außer Kurs gesetzt wurden. Auch juristisch wurden alle vor dem 1. Juli 1940 erteilten Aufträge hinfällig, wenn sie nicht bis zum 30. Juni 1942 fertiggestellt waren. Darüber hinaus sind alle Aufträge hinfällig, deren Lieferfristen über den 1. Januar 1944 hinausgehen. Ferner gelten alle Aufträge als annulliert, die seit dem 1. Januar 1942 nicht in Arbeit waren. Durch eine weitere Heranführung der Verfallfristen an die Gegenwart könnte notfalls eine noch gründlichere Bereinigung der Auftragsbestände erreicht werden.

Der weiteren unerwünschten Begleiterscheinung einer überhöhten Kontingentierung, der Ansammlung hoher Lagerbestände wurde durch die Beschlagnahme und Ablieferungspflicht zu Leibe gegangen. Von einer juristischen Beschlagnahme konnten nur bescheidene Erfolge erhofft werden. Die später eingeleitete Schrottaktion, die sehr erfolgreich verlaufen ist, hat zu einer weiteren Verminderung der Lager beigetragen.

Das alte Kontingentierungssystem wies den weiteren Mangel auf, daß die Eisenzuteilung an einen bestimmten Auftrag gebunden war. Von den zugeteilten Eisenbezugsrechten wurde deshalb Gebrauch gemacht, ob die dafür erhaltenen Eisenmengen zur Durchführung des Auftrages notwendig waren oder nicht.

Es war ähnlich wie bei Etatsbewilligungen, die ohne Rücksicht auf die Notwendigkeit am Ende des Jahres ausgegeben werden, da man nie weiß, ob man die nicht ausgegebenen Summen im kommenden Etatsjahr neu bewilligt bekommt. Aus diesem Grunde wurde im neuen System die Anonymität des Eisens eingeführt. Die Bezugsrechte behalten ihre Gültigkeit auch nach dem Ablauf des Auftrages oder des Vierteljahres, in dem sie erteilt wurden. Dadurch ist ein gewisser Sparanreiz für den eisenverarbeitenden Betrieb gegeben.

Die im alten System aufgetretenen Mängel werden in Zukunft vermieden. Es wird vor allem dafür gesorgt, daß nicht mehr verteilt wird, als vorhanden ist. Das ist Aufgabe der zentralen Planung, die die Gesamtkontingente eines neuen Zuverteilungsvierteljahres ausgibt. Die zentrale Planung wird die Vergabe der Kontingente in Zukunft beschleunigen, damit die weitere Verplanung möglichst frühzeitig vor Vierteljahresanfang stattfinden kann.

Professor Dr. Hettlage sprach dann eingehender über Einrichtung und Erfahrung der zentralen Verrechnungsstelle, die die Kontrolle über den Verkehr mit Eisenbezugsrechten ausübt. Man hat bewußt vermieden, den gesamten Verkehr in Eisen- und Metallbezugsrechten über eine zentrale Verrechnungsstelle zu leiten. Es sollen dort nur die Erstzuteilungen und ihre unmittelbare Weitergabe kontrolliert werden. Da die Weitergabe der Bezugsrechte durch den Erstempfänger nur mit einem von der Verrechnungsstelle bestätigten Scheck erfolgen kann, ist sichergestellt, daß nicht mehr Bezugsrechte in die Wirtschaft gelangen, als ursprünglich von der zentralen Planung freigegeben wurden. Die Sicherungsfunktion wird von einer verhältnismäßig kleinen und beweglichen Organisation durchgeführt. Insgesamt werden für Eisen nur etwa 300 Konten geführt, von denen ungefähr die Hälfte auf die Wehrmachtsteile entfallen. Für die Metalle ist die Kontenzahl noch geringer. Die Verrechnung der Bezugsrechte spielt sich in modernsten bankmäßigen Formen ab, so daß ein verhältnismäßig geringer Personalbestand zur Durchführung dieser Aufgaben ausreicht. Die Buchung der Bezugsrechte bei den Verrechnungsstellen liefert außerdem für die zentrale Planung statistische Unterlagen, die wertvollen Aufschluß über den Einsatz von Metallen für die einzelnen Fertigungen geben.

Während der wirtschaftspolitische Schwerpunkt in der zentralen Verrechnung liegt, wurde die praktische Durchführung der Weitergabe von Bezugsrechten an die Verbraucher in die Betriebe selbst verlegt. Die gesamte Verrechnung von Bezugsrechten, die vom Erstempfänger an die Unterlieferer weitergegeben werden, spielt sich außerhalb der Verrechnungsstelle in den Büchern der eisen- und metallverarbeitenden Industrie ab.

Man könnte darin eine gewisse Gefahr erblicken, da die Verantwortung für richtige Buchung und Uebertragung der privaten Wirtschaft überlassen wird. Es mögen wohl Einzelfälle vorkommen, in denen das Vertrauen, das damit in die Betriebe gesetzt wird, sich nicht rechtfertigt. Im großen und ganzen wird die gesetzwidrige Schaffung von „Eisengeld“ ebenso selten sein wie Falschmünzerei im Geldverkehr und das System auch nicht ernstlich gefährden können.

Wenn Umstellungsschwierigkeiten aufgetreten sind, so darf nicht das neue Bewirtschaftungssystem dafür verantwortlich gemacht werden. Bei jeder Währungssanierung, auch der der „Eisenwährung“, müssen Verzicht und Bereinigungen mit in Kauf genommen werden. Man darf diese Uebergangsschwierigkeiten nicht dem neuen System zur Last legen, ebensowenig wie man für die Vermögensverluste in der Geldinflation von 1918 bis 1923 die Stabilisierung der Reichsmark verantwortlich machen kann. Der Vermögensschwund ist zwar im Zeitpunkt der Stabilisierung am deutlichsten in Erscheinung getreten und vielen erst offenbar geworden, war aber keineswegs eine Folge der Stabilisierung, sondern des vorangegangenen Währungszufalles. Die jetzigen Uebergangsschwierigkeiten, die der Redner eingehender darlegte, sind demnach vor allem eine Folge der Inflation der Eisenwährung und können nicht ihrer Stabilisierungsmethode zur Last gelegt werden. Ohne eine grundsätzliche Bereinigung der Bezugsrechte, wie auch der Auftrags- und Lagerbestände, war den aufgetretenen Mißständen nicht beizukommen.

Professor Dr. Hettlage kam zum Schluß seiner Ausführungen auf andere Fragen der Eisenwirtschaft, auf das Problem der Eisenpreise, die Gewährung von Prämien für Materialeinsparungen und die Entschädigungen für Schrottablieferung zu sprechen. Er gab der Ueberzeugung Ausdruck, daß sich das neue Bewirtschaftungssystem nach Ueberwindung der Uebergangsschwierigkeiten in der Praxis bewähren und zu einer höheren Leistungsfähigkeit der Rüstungsindustrie beitragen wird.

Ausbau der Reichsvereinigung Eisen. — Die Erfahrungen der letzten Monate haben bewiesen, daß die Reichsvereinigung Eisen für die Durchführung der ihr gestellten Aufgaben bezirklicher Außenstellen bedarf. Deshalb hat der Leiter der Reichsvereinigung Eisen, Kommerzienrat H. Röchling, durch Anordnung vom 18. Dezember 1942 mit sofortiger Wirkung Außenstellen errichtet, deren Aufgaben von den bestehenden Bezirksgruppen der Wirtschaftsgruppe Eisen schaffende Industrie übernommen werden. Zahl und örtlicher Zuständigkeitsbereich der Außenstellen werden der bezirklichen Organisation des Hauptringes Eisenerzeugung im Reichsministerium für Bewaffnung und Munition angepaßt. Die Leiter der Bezirksgruppen der Wirtschaftsgruppe Eisen schaffende Industrie werden gleichzeitig Leiter der Außenstellen der Reichsvereinigung Eisen (RVE). Die Außenstellen der RVE sind geschäftsführende Stellen der Leiter der Bezirksausschüsse der RVE und der Bezirksbeauftragten des Hauptringes Eisenerzeugung. Zu Außenstellen der RVE wurden bestimmt:

1. die Bezirksgruppe Nordwest der Wirtschaftsgruppe Eisen schaffende Industrie, Düsseldorf, für den Bereich des Bezirksbeauftragten Nordwest des Hauptringes Eisenerzeugung,
2. die Bezirksgruppe Südwest der Wirtschaftsgruppe in Saarbrücken für den Bereich des Bezirksbeauftragten Südwest (einschließlich Moselland),
3. die Bezirksgruppe Mitteldeutschland in Berlin für den Bereich des Bezirksbeauftragten Mitteldeutschland,
4. die Bezirksgruppe Oberschlesien der Wirtschaftsgruppe in Gleiwitz für den Bereich des Bezirksbeauftragten Oberschlesien,
5. die Bezirksgruppe Südost der Wirtschaftsgruppe in Wien für den Bereich des Bezirksbeauftragten der Ostmark des Hauptringes Eisenerzeugung.

Die Außenstellen führen die Bezeichnung „Außenstelle Nordwest oder Südwest usw. der Reichsvereinigung Eisen“; sie sind an die Weisungen der Geschäftsführung der RVE gebunden. Für die Aufgabenverteilung zwischen den Außenstellen der RVE und den Bezirksgruppen der Wirtschaftsgruppe sind die von Kommerzienrat Hermann Röchling als Vorsitzender der RVE und als Leiter der Wirtschaftsgruppe Eisen schaffende Industrie erlassenen „Richtlinien für die Zusammenarbeit und Arbeitsteilung zwischen der Reichsvereinigung Eisen und der Wirtschaftsgruppe Eisen schaffende Industrie“ maßgebend. Organisatorische Änderungen bei den Bezirksgruppen der Wirtschaftsgruppe und den Außenstellen der RVE bedürfen der Zustimmung des Leiters der RVE.

Auftragsregelung für kaltgewalzten Bandstahl. — Nach einer im Reichsanzeiger Nr. 305 vom 30. Dezember 1942 veröffentlichten Anordnung Nr. 16 des komm. Reichsbeauftragten für technische Erzeugnisse, die am 1. Januar 1943 in Kraft tritt, dürfen Aufträge über kaltgewalzten Bandstahl ab 1. Januar nur erteilt und angenommen werden, wenn der Verwendungszweck angegeben ist. Die Hersteller haben jeweils bis zum 10. jedes Monats, erstmalig am 10. Februar 1943, ihren mengenmäßigen Bestand an Aufträgen, unterteilt nach den Verwendungszwecken, der Wirtschaftsgruppe Werkstoffverfeinerung und verwandte Eisenindustrieweige, Fachabteilung Werkstoffverfeinerungsindustrie, Hagen i. W., Körnerstr. 27, zu melden. Eine Anlage zu dieser Anordnung enthält eine Erzeugnisliste über den Verwendungszweck für kaltgewalzten Bandstahl.

Erzeugungs- und Absatzlenkung für Eisen- und Stahldraht und Erzeugnisse daraus. — Anordnung 17 des komm. Reichsbeauftragten für technische Erzeugnisse (Reichsanzeiger Nr. 305 vom 30. Dezember 1942) bestimmt, daß die Annahme von Aufträgen auf Lieferung von Eisen- und Stahldraht und Erzeugnissen daraus für den Inlandsbedarf ohne Angabe des Verwendungszweckes verboten ist. Die Hersteller haben der Wirtschaftsgruppe Werkstoffverfeinerung und verwandte Eisenindustrieweige, Fachabteilung Drahtwerke, Hagen i. W., Körnerstraße 27, vierteljährlich ihren Auftragsbestand für den Inlandsbedarf, nach Verwendungszwecken unterteilt, zu melden.

Stahlwerks-Verband, Aktiengesellschaft, Düsseldorf. — Das Jahr 1941 stellte im Vergleich zum Vorjahr gesteigerte Anforderungen an die Leistungsfähigkeit der deutschen Eisen- und Stahlindustrie, die trotz allen durch den Krieg bedingten Erschwernissen erfüllt wurden. Der Stahlwerks-Verband hat im Rahmen der gelenkten Kriegswirtschaft erweiterte Aufgaben erhalten, die in verständnisvoller Zusammenarbeit mit den amtlichen Stellen und den Organisationen der Eisen schaffenden Industrie gelöst werden konnten.

Die im Stahlwerks-Verband zusammengeschlossenen Verbände wurden wiederum freiwillig auf der bisherigen Grundlage bis zum 30. Juni 1944 verlängert.

Vereinsnachrichten.

Ludwig Czimatis †.

Nach einem arbeitsreichen Leben, das noch bis in seine letzten Wochen hinein dem Schutz der in Gewerbe und Industrie tätigen Volksgenossen vor Berufskrankheiten und Unfallgefahren gewidmet war, ist Geh. Regierungsrat Dr. Ludwig Czimatis, ein treues Mitglied unseres Vereins, das fast ein halbes Jahrhundert hindurch in unseren Reihen gestanden hat, am 21. November 1942 von uns gegangen.

Ludwig Czimatis war geboren am 26. Januar 1861 als Sohn eines Fürstlich Wittgensteinschen Beamten auf Schloß Wittgenstein bei Laasphe, wo er schon in frühester Jugend zu der Eisenindustrie des Lahn- und Dillgebiets in enge Beziehung trat; so hatte er Gelegenheit, während seiner Studienzeit in der dem freiherrlichen Zweig des Hauses v. Wittgenstein gehörigen Friedrichshütte im Holzkohlen-Hochofenbetrieb praktisch zu arbeiten. In den Jahren 1879 bis 1882 studierte er Naturwissenschaften an der Technischen Hochschule zu Aachen, wo er sich dem Wissenschaftlichen Verein der Chemiker und Hüttenleute, dem späteren Corps Montania, anschloß, dem er bis an sein Ende die Treue gehalten hat. Zum Abschluß der Studien ging er zur Universität Tübingen und promovierte dort am 8. August 1882 zum Dr. phil.; er konnte also am 8. August 1942 sein diamantenes Doktor-Jubiläum begehen; die Universität hatte ihm schon zehn Jahre vorher zum goldenen Jubiläum sein Doktor-Diplom ehrenvoll erneuert. Am 1. September 1882 trat er auf dem Werk von L. Poensgen in Düsseldorf-Eller als Betriebschemiker ein; am 1. März 1884 ging er in gleicher Eigenschaft zur Chemischen Fabrik Rhenania in Stolberg und wurde später bei dieser Gesellschaft in Oberhausen Betriebsleiter.

Nach neunjähriger Tätigkeit in der Praxis trat Dr. Czimatis 1891 in den Preussischen Gewerbeaufsichtsdienst über, zunächst bei der Regierung in Oppeln und dann als Gewerbeinspektor in Kattowitz, wo er auch als erster preussischer Gewerbeaufsichtsbeamter Vorsitzender in Schiedsgerichten der Sozialversicherung wurde. 1898 vertauschte er seinen Wirkungskreis in Oberschlesien mit Solingen, wo er neun Jahre lang als Gewerbeinspektor und fast ebenso lange als Gewerbegerichtsvorsitzender wirkte und seine Fürsorge der Gesundheit der Volksgenossen in der Metallindustrie, besonders in den Schleifereiwerkstätten, sowie der Unfallverhütung widmete.

1908 wurde Dr. Czimatis zum Regierungs- und Gewerbeberater bei der Regierung in Breslau ernannt, wo er bis 1921 blieb. Dann berief ihn der Handelsminister trotz eindringlicher Vorstellungen, ihn seinem vertrauten Wirkungskreis zu erhalten, als Oberregierungsrat an das Polizeipräsidium Berlin und ernannte ihn gleichzeitig zum Mitglied der dem Ministerium angegliederten Technischen Deputation für Gewerbe sowie des Prüfungsamtes für höhere Gewerbeaufsichtsbeamte; zwei Jahre später wurde er dann auf den verantwortungsvollen, arbeitsreichen Posten des Oberregierungs- und Obergewerbeberaters für den Regierungsbezirk Düsseldorf versetzt, an dem er während der Besetzungszeit recht erhebliche Schwierigkeiten zu überwinden hatte; über die nach den Bestimmungen des Altersgesetzes gegebene Zeit hinaus bekleidete er ihn auf Beschluß des Staatsministeriums bis Ende März 1927 und schied erst dann unter besonderer Würdigung seiner Arbeit aus dem Staatsdienste aus.

Während seiner verantwortungsvollen Tätigkeit als Gewerbeaufsichtsbeamter hat sich Geheimrat Dr. Czimatis immer von der Grundauffassung leiten lassen, daß Betriebsführer und Gefolgschaft unter Zurückstellung materieller Gesichtspunkte und unter Wahrung der Rechtsgleichheit die Verantwortung für den Arbeitsschutz tragen müssen. Die Durchführung dieser Aufgabe war außerordentlich schwierig in einer Zeit, in der das unselige Betriebsrätegesetz von 1920 grundsätzliche Gegensätze zwischen „Unternehmern und Arbeitern“ aufgerichtet und in den Betriebsräten eine Einrichtung mit ausgesprochen zwispaltigem Charakter geschaffen hatte, die oft zur Verwerfung der besten Vorschläge für den Arbeitsschutz führte, wenn sie von Unternehmerseite ausgingen. Dr. Czimatis hat aber stets als aufrechter Mann seine auf ruhiger Sachlichkeit begründete Auffassung durchgesetzt und sich dadurch die Hochachtung und Wertschätzung aller beteiligten Kreise erworben. So konnte er, als lange nach seinem Ausscheiden aus dem aktiven Dienst durch die nationale Erhebung der Gedanke der Volksgemeinschaft in die Tat umgesetzt worden war, in einem Rückblick auf die Entwicklung des Arbeitsschutzes aus innerer Ueberzeugung heraus sagen:

„Jetzt gilt es, alles Wertvolle aus der Vergangenheit zu übernehmen, fest auf dem Boden der Gegenwart zu stehen und für die Zukunft in der Gesinnung zu arbeiten, die höchste Leistungsfähigkeit der zu verantwortlicher Tätigkeit zusammengeschlossenen Schaffenden erstrebt und erzielt.“

In diesem Sinne hat Dr. Czimatis auch nach seinem Austritt aus dem Staatsdienst die früher begonnene literarische Tätigkeit, in der er auch dem Präsidenten Dr. Syrup bei seinem Handbuch des Arbeitsschutzes und der Betriebssicherheit ein geschätzter Mitarbeiter war, fortgesetzt. Nachdem ihn die Industrie- und Handelskammern Düsseldorf und Solingen auf Grund seiner vielseitigen reichen Erfahrungen als Sachverständigen öffentlich angestellt und vereidigt hatten, war er als Gutachter und Berater bis in die letzten Monate hinein in unverminderter Arbeitsfrische tätig; wichtige Aufgaben waren ihm auch hier noch dauernd anvertraut, und überall wurde dem klaren Urteil des äußerlich stillen und bescheidenen Mannes die verdiente Anerkennung gezollt.

Außerhalb seiner beruflichen Tätigkeit ist Dr. Czimatis nicht viel an die Öffentlichkeit getreten; seine Freizeit verbrachte er in seiner Häuslichkeit mit seiner Gattin, mit der zusammen er vor einigen Jahren die goldene Hochzeit begehen konnte, und seiner Tochter, während sein Sohn, der durch seine Tätigkeit als Leiter des Reichsamts für Wirtschaftsausbau in der Industrie hochgeschätzte Oberst Dr.-Ing. Albrecht Czimatis, jetzt als Kommandeur eines Artillerieregiments an der Ostfront kämpft. Besonders ausgeprägt war seine Liebe zu seiner Heimat. Bei aller Verbundenheit zu den Stätten seiner früheren Wirkungskreise Breslau, Solingen und Düsseldorf zog es ihn immer wieder in sein geliebtes Lahntal, und so fanden auch seine sterblichen Ueberreste auf seinen besonderen Wunsch ihre letzte Ruhestätte in seinem Geburtsort Laasphe.

Sein Andenken wird bei allen, die je im Leben mit ihm zu tun hatten, in hohen Ehren gehalten werden.



Ludwig Czimatis.

Eisenhütte Oberschlesien,

Bezirksverband des Vereins Deutscher Eisenhüttenleute im NS.-Bund Deutscher Technik.

Mittwoch, den 20. Januar 1943, 15.30 Uhr, findet im Bismarckzimmer des Kasinos der Donnersmarckhütte, Hindenburg (Oberschl.) die

1. Sitzung des neugegründeten Werkstoffausschusses der Eisenhütte Oberschlesien

statt mit nachstehender Tagesordnung:

1. Einführung des Vorsitzenden.
 2. Aufgaben und Ziele des Werkstoffausschusses.
- Berichterstatter: Dr.-Ing. A. Niedenthal, Bismarckhütte.

3. Die Entwicklung der Stähle während der Kriegszeit. Berichterstatter: Dr.-Ing. H. Schmitz, Düsseldorf.
4. Das Stabilisierungs-Glühverfahren der Baildonhütte. (Arbeit: O. Kukla, W. Küntscher und H. Sajosch.)
5. Magnetische Reißkontrolle von Schwarzmaterial im Walzwerk der Baildonhütte. (Arbeit: O. Kukla, W. Küntscher und P. Block.) Berichterstatter zu 4 und 5: Dr.-Ing. W. Küntscher, Kattowitz.
6. Aussprache über Werkstofffragen, insbesondere Stähle für Walzdorne.
7. Verschiedenes.