STAHL UND EISEN

ZEITSCHRIFT FÜR DAS DEUTSCHE EISENHÜTTENWESEN

Herausgegeben vom Verein Deutscher Eisenhüttenleute

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

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

HEFT 36 | 5. SEPTEMBER 1940 | 60. JAHRGANG

Neuzeitliche Verfahren zur Phosphatierung von Eisen und Stahl.

Von Ludwig Schuster in Frankfurt a. M.

(Phosphatierung mit sauren Zink- oder Manganphosphatlösungen im Langzeitverfahren und im Kurzzeitverfahren bei Nitratgehalt der Phosphatbäder. Chemische Umsetzungen bei Bildung des Phosphatüberzuges. Beschaffenheit der Phosphatüberzüge. Vorteile des Kurzzeit- (Bonder-) Verfahrens. Anwendung der Phosphatierung zum Rostschutz, zur besseren Kaltverformbarkeit (Ziehvorgang) und zur Verschleißminderung von Werkstücken.)

Die Phosphatierungsverfahren zum Rostschutz von Stahl und Eisen haben in den letzten Jahren eine sehr starke Verbreitung gefunden und sich auch bei weiteren Anwendungsgebieten erfolgreich eingeführt.

Beizt man Werkstücke aus Stahl und Eisen in den üblichen Beizsäuren, beispielsweise Salz- oder Schwefelsäure, so sind die gebeizten Teile nach Verlassen des Beizbades noch rostanfälliger als vorher. Dies ist auf die während des Beizens durch Inlösunggehen von Eisen entstehenden leichtlöslichen Eisensalze zurückzuführen, die trotz sorgfältiger Spülung nicht völlig aus den Poren der Metalloberfläche entfernt werden können und das Rosten begünstigen. Beim Beizen mit Phosphorsäure tritt ein verstärktes Nachrosten dagegen nicht ein, weil die entstehenden Eisenphosphate unlöslich sind und auf der Eisenoberfläche einen sehr dünnen, nicht sichtbaren Belag von Eisenphosphaten bilden, der vor verstärktem Nachrosten schützt. Von diesem Verhalten der Phosphorsäure macht man praktisch durch Verwendung von Beizlösungen mit Phosphorsäure Gebrauch. Durch die Beizung findet eine schwache Passivierung der Metalloberfläche statt, die sich bei nachträglicher Lackierung günstig auswirkt. Betrieblich haben sich eine Reihe von Phosphorsäurebeizverfahren, beispielsweise ein Beizen in 15prozentiger heißer Phosphorsäure, eingeführt. Noch besser ist die Verbindung von zwei Phosphorsäurebeizbädern, bei denen in 15prozentiger Phosphorsäure vor- und in 1- bis 2prozentiger Phosphorsäure nachgebeizt wird, da gerade die weniger konzentrierten Lösungen die Ausbildung des dünnen, nicht sichtbaren Eisenphosphatüberzuges begünstigen.

Schon vor über dreißig Jahren[1]) hat man versucht, den beim Beizen mit Phosphorsäure entstehenden dünnen, unlöslichen Phosphatbelag zu verstärken. Dies gelingt durch Benutzung saurer Schwermetallphosphatlösungen. Zunächst wurden saure Eisenphosphatlösungen herangezogen, doch zeigte es sich, daß reine Eisenphosphatlösungen Phosphatüberzüge von sehr geringer Korrosionsbeständigkeit und schlechtem Haftvermögen auf der Metalloberfläche ergaben. Dies ließ sich durch Heranziehung anderer Schwermetallphosphatlösungen verbessern, jedoch gelang es viele Jahre nicht, diese Phosphatlösungen betrieblich einzuführen, weil über die Konzentrationsverhältnisse, den p_H-Wert, den Gehalt an freier und gebundener Phosphorsäure, kurzum über die physikalisch und chemisch günstigsten Arbeitsbedingungen keine klaren Untersuchungsergebnisse vorlagen. Erst nach dem Weltkrieg wurden die Untersuchungen vertieft und Phosphatrostschutzlösungen gefunden, die auch betrieblich zufriedenstellende Phosphatüberzüge lieferten.

[1]) Engl. Patent 8667 (1906).

Chemische und physikalische Grundlagen der Phosphatierung.

Obwohl in dem reichen Patentschrifttum über Phosphatrostschutzverfahren eine große Anzahl von Vorschlägen für geeignete Metallphosphatlösungen gemacht wurde, haben sich betrieblich nur saure Zink- und Manganphosphatlösungen durchsetzen können. Von den Schwermetallphosphaten (Me = Mangan, Zink oder zweiwertiges Eisen)

$Me(H_2PO_4)_2$ = primäres Metallphosphat
$MeHPO_4$ = sekundäres Metallphosphat
$Me_3(PO_4)_2$ = tertiäres Metallphosphat

sind nur die primären Phosphate in Wasser löslich, die sich auch nicht unverändert in Wasser lösen, da sie zum Teil schon bei Verdünnung und besonders bei Temperaturerhöhung zu unlöslichen sekundären oder tertiären Phosphaten hydrolisieren. Um diese unerwünschten Salzausscheidungen zu vermeiden, ist es notwendig, den primären Metallphosphatlösungen noch freie Phosphorsäure zuzusetzen, da eine befriedigende Ueberzugsbildung nur gewährleistet wird, wenn die Gegenstände in ein heißes Phosphatbad eingebracht werden. Daher ist es notwendig, den primären Metallphosphatlösungen noch freie Phosphorsäure zuzusetzen.

Behandelt man eiserne Gegenstände in derartigen Lösungen, so bildet sich auf der metallischen Oberfläche eine unlösliche Schicht von Eisen- und Mangan- oder Eisen- und Zinkphosphat aus. Da die Phosphatrostschutzlösungen immer freie Phosphorsäure, also Wasserstoffionen, enthalten, findet zunächst ein Beizangriff an der metallischen Oberfläche statt, wodurch Wasserstoff entwickelt wird und Eisen in Lösung geht:

$$Fe + 2\,H_3PO_4 = Fe(H_2PO_4)_2 + H_2. \qquad (1)$$

Durch das gelöste Eisen wird die Wasserstoffionenkonzentration herabgesetzt und Phosphorsäure neutralisiert. Das Gleichgewicht

$$3\,Me(H_2PO_4)_2 \rightleftarrows Me_3(PO_4)_2 + 4\,H_3PO_4 \qquad (2)$$

wird in dem Maße, in dem Eisen in Lösung geht, nach der rechten Seite verschoben, d. h. die in Lösung befindlichen primären Metallphosphate — je nach dem verwendeten Verfahren Mangan- oder Zinkphosphat — hydrolisieren unter Ausscheiden von unlöslichen sekundären und tertiären Phosphaten. Weil vorzugsweise die Verarmung an Wasserstoffionen und damit die Störung des Hydrolysengleichgewichtes an der Grenzfläche Metall/Phosphatlösung stattfindet, scheiden sich die unlöslichen Phosphate an der Eisenoberfläche aus und verwachsen mit ihnen. Durch die Verschiebung des Hydrolysengleichgewichtes zugunsten der Bildung von unlöslichen Phosphaten wird gleichzeitig Phosphorsäure frei, so daß die Wasserstoffionenkonzentration wieder zunimmt und der ursprüngliche Säuregrad der Lösung, also das gewünschte Verhältnis von freier zu gesamter Phosphorsäure, wiederhergestellt wird.

Dieses Hydrolysengleichgewicht ist nach eigenen Untersuchungen grundlegend für das Wesen der Phosphatierung. Die im Schrifttum[2]) vielfach angegebenen anderen Gleichungen treffen den Umsetzungsablauf der Phosphatierung nur unbefriedigend. Bei den im Betrieb angewendeten Konzentrationen an Zink- oder Manganphosphaten verläuft bei Siedetemperatur die Hydrolyse vorzugsweise zu tertiären Phosphaten. Es kann angenommen werden, daß in untergeordnetem Maße auch die primären Phosphate nach folgender Gleichung mit der Eisenoberfläche sich umsetzen:

$$Fe + Me(H_2PO_4)_2 = FeHPO_4 + MeHPO_4 + H_2, \quad (3)$$

weil in der Schicht neben tertiären Phosphaten immer auch sekundäre Phosphate anwesend sind.

Geht man also von reinen Mangan- oder Zinkphosphatlösungen aus, so erhält man zunächst Phosphatüberzüge aus sekundären und tertiären Mangan- oder Zinkphosphaten. Das Phosphatierungsbad reichert sich nach längerem Gebrauch immer mehr an Eisen an, wodurch sich auch der Phosphatüberzug selbst mit Eisenphosphaten ansammelt. Je mehr Metalloberfläche durch das Phosphatierungsbad durchgesetzt wird, desto stärker ist die Anreicherung des Bades an Eisen, so daß auch eine dauernde Verschiebung des Verhältnisses des Eisenphosphates zu den Fremdmetallphosphaten in der Phosphatschicht stattfindet. Hierbei besteht zwischen den Mangan- und Zinkphosphatlösungen insofern ein starker Unterschied, als bei Anwendung von Zinkphosphatlösung die Anreicherung an Eisen im Ueberzug geringer ist als bei Manganphosphatlösung, weil das tertiäre Zinkphosphat unlöslicher als das entsprechende Eisenphosphat ist und daher vorzugsweise ausfällt und auf der Metalloberfläche verwächst.

Die Phosphatierung setzt sich also immer aus dem Beizen und der eigentlichen Ueberzugsbildung zusammen. Die Ueberzugsbildung ist beendet, wenn sich die Metalloberfläche in eine nichtmetallische Schicht von unlöslichen Phosphaten verwandelt hat. Dieser Ueberzug verhindert den weiteren Zutritt der Phosphatlösung zur Metalloberfläche. Im allgemeinen kann mit der Beendigung der Wasserstoffentwicklung auch das Ende der Phosphatierung angenommen werden. Während also die Fremdmetalle, die in erster Linie den Korrosionsschutz des erzeugten Ueberzuges gewährleisten, aus der Lösung geliefert werden (Mangan oder Zink), bildet sich das Eisen(II)-phosphat sowohl in der Lösung als auch im Ueberzug aus der Metalloberfläche selbst.

Die zwangsläufig bedingte Anreicherung des Eisens im Phosphatierungsbad bei längerem Gebrauch und die dadurch gegebene Anreicherung der Eisenphosphate im Ueberzug bedingt trotz Zuführung neuer Fremdmetallphosphatlösung ein Absinken des Korrosionsschutzes der erzeugten Schichten in Abhängigkeit von der Anreicherung an Eisenphosphat im Ueberzug. Dies hat zur Folge, daß die Bäder immer wieder vollständig erneuert werden müssen, wenn man befriedigende Phosphatüberzüge erhalten will.

Die verschiedenen Verfahren der Phosphatierung.

In Deutschland haben vor allem das Atramentverfahren sowie das Parker- und Bonderverfahren Bedeutung erlangt. Saure Manganphosphatlösungen sind bekannt unter dem Namen Atramentol und Parkerlösung I, saure Zinkphosphatlösungen unter dem Namen Atramentol Zi und Parkerlösung II. Die Behandlungszeit für diese Lösungen beträgt bei Anwendung der Manganphosphatlösung 60 min und bei Benutzung der Zinkphosphatlösung etwa 30 bis 45 min.

Da die Bildungszeit des Phosphatüberzuges von 30 bis 60 min bei einer Eingliederung des Phosphatierungsverfahrens in den fortlaufenden Betrieb oder bei großer Massenfertigung recht nachteilig ist, hat man im letzten Jahrzehnt versucht, die Ueberzugsbildung zu beschleunigen. Von den vielen vorgeschlagenen Beschleunigungsmitteln haben sich lediglich Nitratzusätze zu Phosphatierungsbädern durchsetzen können[3]). Die Wirkungsweise der Nitrate ist folgendermaßen erklärlich. Der bei der Phosphatierung durch den vorausgehenden Beizvorgang entstehende Wasserstoff haftet auf der Eisenoberfläche und erschwert dadurch den Zutritt neuer Phosphatlösung. Die Nitrate des Bades oxydieren nun entsprechend der Gleichung

$$2\,HNO_3 + 2\,H_2 = N_2 + 3\,H_2O$$

den Wasserstoff zu Wasser und verschieben durch Herausschaffen eines Umsetzungsteilnehmers aus dem System das Gleichgewicht zugunsten der Ueberzugsbildung, was sich in einer erheblichen Beschleunigung der Bildung des Phosphatüberzuges auswirkt.

Andere Beschleunigungsmittel haben sich deshalb nicht bewährt, weil sie entweder mit den Kationen des Bades sich umsetzen oder Nebenerzeugnisse des Oxydationsmittels in der Lösung entstehen, die sich im Bad anreichern und eine einwandfreie Ueberzugsbildung stören oder durch Verschiebung des optimalen p_H-Wertes die gute Wirkungsweise des Phosphatierungsbades nachträglich beeinflussen. Bei der Oxydation durch Nitrate entsteht aus dem Wasserstoff Wasser, während gleichzeitig die Nitrate oder die durch die Wasserstoffionen im Bad selbstverständlich vorhandene Salpetersäure zu gasförmigem Stickstoff reduziert werden. Daher ist einleuchtend, daß durch die Verwendung von Nitraten keine der Ueberzugsbildung schädliche Nebenumsetzungen stattfinden können, da der durch Reduktion der Nitrate und Salpetersäure gebildete Stickstoff gasförmig aus dem Bad entweicht.

Beim Verfahren mit nitrathaltiger Phosphatlösung (Bonderverfahren der Metallgesellschaft, A.-G., Frankfurt a. M.) gelingt es, gute Phosphatüberzüge bereits in 1 bis 5 min zu erzeugen. Neben dem Vorteil der kurzen Behandlungszeit haben die nitrathaltigen Phosphatlösungen gegenüber den Langzeitverfahren noch weitere Vorteile, wie geringere Schlammbildung während des Arbeitens des Bades, so daß sich die zu phosphatierenden Teile, wie es öfter bei den Langzeitverfahren vorkommt, nicht mit Badschlamm belegen, ferner eine größere Angriffsfähigkeit gegenüber schwerer angreifbaren Stahloberflächen. Die

[2]) U. a. Justh, R.: Korrosion u. Metallsch. 12 (1936) S. 204; Macchia, O.: Korrosion u. Metallsch. 12 (1936) S. 214.

[3]) DRP. 643 869 vom September 1931.

letzte Eigenschaft ist deshalb von Bedeutung, weil sich mit dem Bonderverfahren auch auf niedriglegierten Stählen noch einwandfreie Phosphatüberzüge erzeugen lassen, während bei Langzeitverfahren diese Stahlgüten nicht mehr angegriffen werden. Edelstähle wie nichtrostender Stahl mit 18 % Cr und 8 % Ni können jedoch auch durch das Bonderverfahren nicht phosphatiert werden.

Von besonderer Bedeutung ist die größere Beständigkeit und höhere Lebensdauer der nitrathaltigen Bäder. Arbeitet man mit einem nitratfreien Phosphatbad, so findet eine immer stärkere Anreicherung des Bades an Eisen statt, während das Fremdmetall (Mangan oder Zink) trotz dauernder Ergänzung des Bades dem Durchsatz entsprechend immer stärker abfällt. In *Bild 1* ist der prozentuale Abfall an Mangan und Zink bei Anwendung von sauren Mangan- und Zinkphosphatlösungen ohne Nitrate und bei Anwendung des Bonderverfahrens in Abhängigkeit von der durchgesetzten Eisenoberfläche wiedergegeben. Schon nach geringem Durchsatz haben die nitratfreien Bäder erhebliche Mengen an Mangan oder Zink verloren. Bei einem Durchsatz von 0,4 m² Stahloberfläche je l Phosphatlösung sind schon 70 % des Mangans und fast 50 % des Zinks aus der Badlösung verschwunden, während ein Abfall des Zinks im Bonderbad nur anfänglich stattfindet, dann sich jedoch die Zinkkonzentration gleichhält. Die mit dem stetigen Abfall an Mangan oder Zink in den nitratfreien Lösungen verbundene fortgesetzte Anreicherung des Ueberzuges an Eisenphosphaten bewirkt eine schnelle Verminderung des Rostschutzes der erzeugten Ueberzüge. Die gestrichelte Linie in *Bild 1* gibt in etwa die Grenze des brauchbaren Rostschutzes der nitratfreien Lösungen wieder. Schon nach verhältnismäßig kleinem Durchsatz an Stahloberfläche sind daher die Bäder unbrauchbar geworden und müssen für gute Ueberzüge erneuert werden. In den nitrathaltigen Phosphatlösungen findet dagegen entsprechend dem Gleichbleiben der Zinkkonzentration eine stetige Anreicherung des Eisens in der Lösung nicht statt. Das Eisen wird als unlösliches Eisen(III)-phosphat aus der Lösung ausgeschieden. Dies bewirkt eine hohe Lebensdauer des Bades und stets gleichbleibenden, von der durchgesetzten Stahloberfläche unabhängigen Rostschutz.

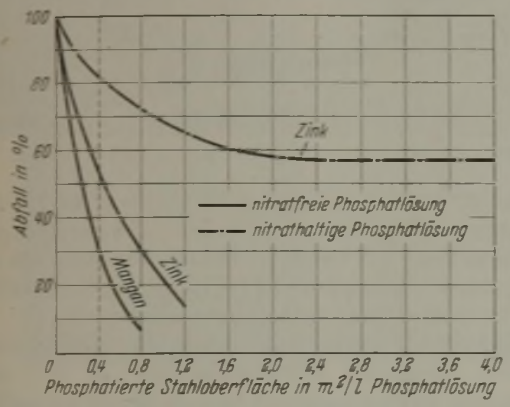


Bild 1. Abfall des Mangan- und Zinkgehaltes in Phosphatierungsbädern ohne und mit Nitratgehalt mit steigender Ausnutzung des Bades.

Beim Kurzzeitverfahren findet, bedingt durch die sehr geringe, bereits nach wenigen Minuten beendigte Wasserstoffentwicklung, nur eine geringe Wasserstoffaufnahme des Stahles statt, während bei den Langzeitverfahren die Wasserstoffaufnahme, die sich als Beizsprödigkeit bemerkbar macht, durch die länger anhaltende Wasserstoffentwicklung viel stärker ist. Die praktisch bei Anwendung des Bonderverfahrens nicht auftretende Beizsprödigkeit ist beispielsweise für die Phosphatierung von Stahlfedern von Bedeutung.

Der physikalische und chemische Aufbau des nach dem Kurzzeitverfahren erzeugten Phosphatüberzuges ist der gleiche wie bei den Langzeitverfahren. Die nach dem Bonderverfahren hergestellten Phosphatüberzüge sind deshalb in der Korrosionsbeständigkeit den Phosphatüberzügen, die nach dem Parker- und Atramentverfahren hergestellt wurden, gleichwertig. Dies ist leicht verständlich, wenn man sich vergegenwärtigt, daß die Nitrate des Bades sich nicht an der Ausbildung der Schicht beteiligen, sondern lediglich den Zweck haben, die Phosphatierung durch Oxydation des dabei entstehenden Wasserstoffs zu beschleunigen.

Die Beschleunigung der Phosphatierung findet beim Bonderverfahren nicht durch erhebliche Mengen von Kupfersalzen im Bad statt, eine im Schrifttum[4]) manchmal vertretene Auffassung. Träger der Beschleunigung sind ausschließlich die Nitrate. Die Bonderbäder sind entweder völlig frei oder enthalten nur wenige Milligramm Kupfersalze. Dieser geringe Zusatz hat dann lediglich den Zweck, die Gleichmäßigkeit des Ueberzuges zu verbessern. Diese kleinen Mengen Kupfer liegen nicht etwa als freies Kupfer im Ueberzug, sondern, durch die Nitrate oxydiert, als nichtmetallisches Kupferoxyd vor. Eine nachträgliche Beeinflussung des Korrosionsschutzes etwa durch Elementbildung Kupfer—Eisen kann daher nicht stattfinden.

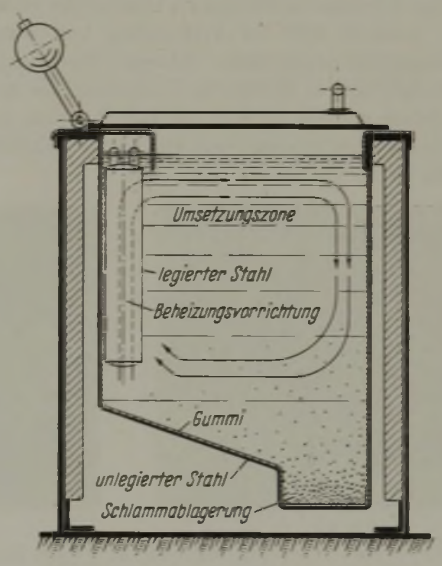


Bild 2. Dampfbeheiztes Phosphatierungsbad beim Kurzzeitverfahren.

Durchführung der Phosphatierung.

Bevor die zu phosphatierenden Teile in das eigentliche Phosphatbad gelangen, müssen sie von Schmutz, Fett, Oel und Zunder befreit sein. Eine metallisch reine Oberfläche ist immer Voraussetzung für eine gute Phosphatierung. Die Entfettung kann entweder durch alkalische Entfettungsmittel (beispielsweise P_3 der Firma Henkel & Cie., G. m. b. H., Düsseldorf; Siliron der I.-G. Farbenindustrie, A.-G., Frankfurt a. M.) oder durch organische Lösungsmittel wie Trichloräthylen erfolgen. Als Beizmittel dient meistens Salz- oder Schwefelsäure. Vor dem Einbringen in das Phosphatbad soll immer gut gespült werden, um alkalische oder saure, vom Beizen und Entfetten herrührende Bestandteile von der Oberfläche zu entfernen.

[4]) U. a. Macchia, O.: Korrosion u. Metallsch. 12 (1936) S. 200.

Die so gereinigten Gegenstände gelangen in das eigentliche Phosphatierungsbad. Die Phosphatierung findet meist bei Siedetemperatur (95 bis 98°) statt, in einigen Fällen wird die Temperatur auch auf 70 bis 80° herabgesetzt. Je nach dem angewendeten Verfahren verbleiben die Teile die zur Ausbildung des Ueberzuges benötigte Zeit in diesem Bad und werden anschließend gespült und getrocknet. *Bild 2* zeigt ein für das Kurzzeitverfahren übliches Phosphatierungsbad[5]). Durch den abgeschrägten Boden mit

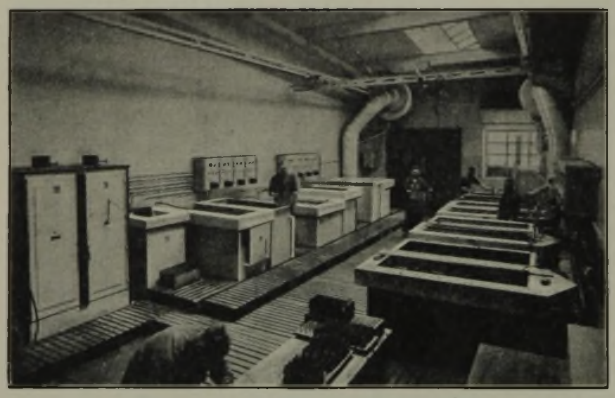


Bild 3. Tauch-Phosphatierungsanlage.

Schlammrinne ist ein gutes Absetzen des Badschlammes gewährleistet. Die Beheizungsvorrichtung gewährleistet gleichmäßige Erwärmung und guten Umlauf der Badflüssigkeit. Der Behälter wird zur Vermeidung von Wärmeverlusten zweckmäßig abgeschützt. Kleinere Werkstücke, beispielsweise Schrauben, werden in Trommeln, die im Phosphatierungsbad gedreht werden, behandelt. Eine gesamte Tauch-Phosphatierungsanlage mit zugehörigen Entfettungs- und Spülbädern zeigt *Bild 3.*

Um eine gute Einschaltung der Phosphatierung im fortlaufenden Betrieb zu ermöglichen, werden die Ueberzüge nicht nur im Tauch-, sondern auch im Spritzverfahren erzeugt. Praktisch sind nur nitrathaltige Lösungen als Spritzlösungen anwendbar. Die Phosphatschicht ist beim Spritzverfahren meist schon in 0,5 bis 2 min gebildet. Gespritzt wird meist mit einer Düsenanordnung, wobei die Badflüssigkeit dauernd umgepumpt wird. Das zu phosphatierende Gut bewegt sich an der Düsenanordnung vorbei. Die abfließende Phosphatierungslösung gelangt in den Vorratsbehälter zurück. *Bild 4* zeigt eine Spritzbonderanlage zum Phosphatieren von Kraftwagen-Kotflügeln.

Der Phosphatüberzug besteht immer aus unlöslichen sekundären und tertiären Schwermetallphosphaten, wobei der Anteil an Fremdmetallphosphaten die Güte des erzielten Korrosionsschutzes bestimmt. Die Phosphatierung bedeutet eine starke Vergrößerung der Werkstückoberfläche. Der Phosphatüberzug bildet eine in die Oberfläche des Eisens eingewachsene, fest verzahnte Kristallhaut, die nicht so dicht wie beispielsweise ein metallischer Ueberzug ist. Der Ueberzug verhält sich wie ein Löschpapier und saugt besonders organische Stoffe mit Begierde auf. In den Kanälen und Kapillaren der Schicht werden die organischen Stoffe außerordentlich stark festgehalten. Diese

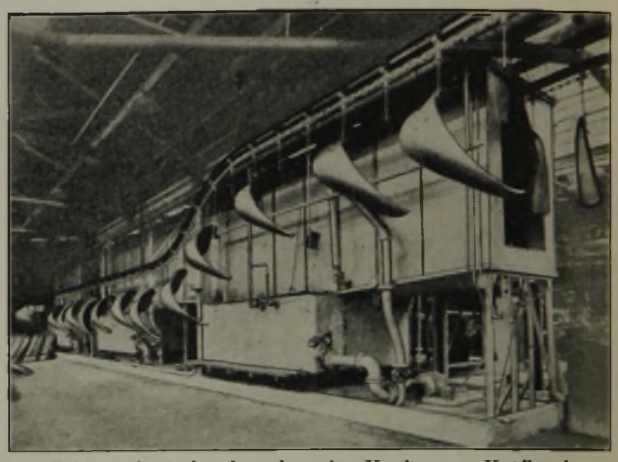


Bild 4. Spritzbonderanlage für Kraftwagen-Kotflügel.

Eigenschaft der Phosphatschicht ist für die praktische Anwendung von großer Bedeutung, da beispielsweise durch eine Nachbehandlung mit Oelen der Oelfilm sehr stark von der Phosphatschicht gebunden oder bei Lackierung der Lackfilm stark durch die Phosphatschicht verankert wird.

Bilder 5 bis 7 zeigen verschiedene, nach dem Bonderverfahren hergestellte Phosphatüberzüge. Je nach dem gewünschten Anwendungszweck kann die Kristallbeschaffenheit und Dicke weitgehend durch Veränderung der wirksamen Badbestandteile beeinflußt werden. Die Ueberzugsdicke beträgt bei den Kurzzeitverfahren etwa 3 bis 15 μ. Die dickeren Ueberzüge dienen besonders zur Nachbehandlung mit Oelen, während die dünneren Ueberzüge mehr bei nachträglicher Lackierung oder für Sondergegenstände in Frage kommen.

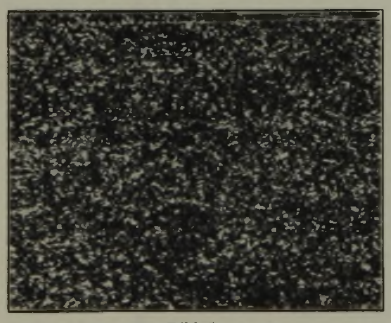


Bild 5.

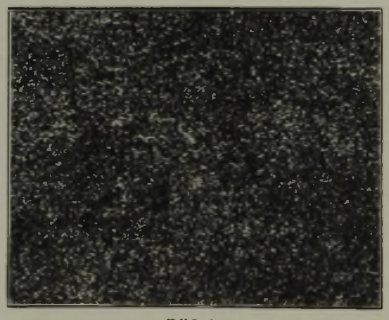


Bild 6.

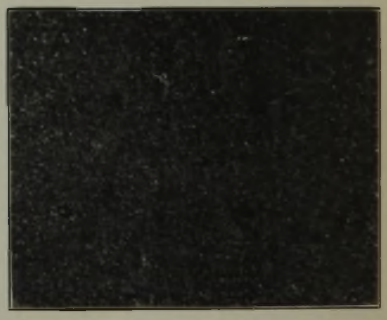


Bild 7.

Bilder 5 bis 7. Phosphatüberzüge nach dem Kurzzeitverfahren mit verschiedener Kristallbeschaffenheit. (× 10)

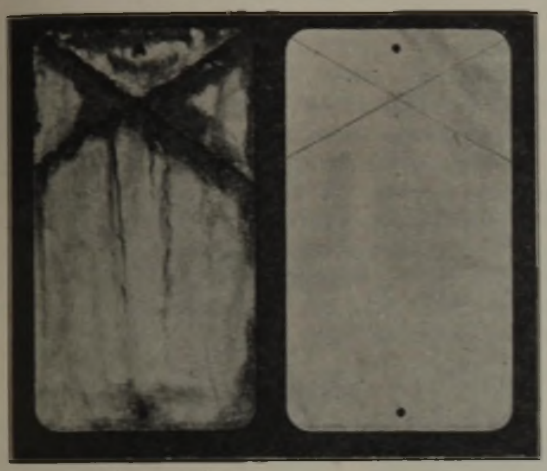
Die Verformbarkeit der Phosphatschicht ist beschränkt. Dies bedingt, daß die Phosphatierung für Rostschutzzwecke im allgemeinen am fertigen Gegenstand vorzunehmen ist. Bis zu einem gewissen Verformungsgrad können phosphatierte Teile besonders bei dünnen Phosphatschichten noch verformt werden.

Der Korrosionsschutz nicht nachbehandelter Phosphatüberzüge ist nicht ausreichend. Erst durch die Nachbehandlung mit Oelen oder Lacken wird eine erhebliche Steigerung des Korrosionsverhaltens des phosphatierten Gegenstandes erreicht. Beispielsweise besteht die Nachbehandlung für Kleineisenteile, wie Schrauben, Federn und

[5]) DRP. 689 446 vom Dezember 1936.

Getriebeteile, meistens in einem Einölen, wobei zur Verleihung eines besseren Aussehens auch ein Schwärzen vor der Oelung üblich ist. Teile, die besonders hohen Korrosionsanforderungen genügen müssen, werden lackiert.

Da die metallische Eisenoberfläche durch die Phosphatierung in eine nichtmetallische Schicht umgewandelt ist, unterbindet der Phosphatüberzug das gefürchtete Unterrosten. *Bild 8* gibt zwei lackierte Bleche wieder, von denen eines gebondert ist. Der Lacküberzug wurde vor dem Salzsprühkorrosionsversuch bis zum Metalluntergrund geritzt. Die Verbesserung der Korrosionsbeständigkeit durch Phosphatierung ist deutlich sichtbar, wobei besonders an den Schnittkanten das Unterkriechen des Rostes, das zum Abblättern des Lacküberzuges führt, bei nichtphosphatierter Oberfläche hervortritt.



Nicht gebondert. Gebondert.

Bild 8. Einfluß der Phosphatierung auf die Korrosionsbeständigkeit lackierter Bleche beim Salzsprühversuch.

Anwendung der Phosphatierung.

Die Phosphatierung als Rostschutz.

Phosphatierung ist für die verschiedensten Werkstückteile eingeführt. Im folgenden seien einige Anwendungsgebiete genannt. Kraftfahrzeug- und Fahrradindustrie: Karosserien, Kotflügel, Rahmen, Felgen, Brems- und Kupplungsteile, Zylinder, Getriebeteile, Laufbüchsen, Tachometerteile, Scheinwerfer, Winker, Signalhörner und Werkzeuge. Flugzeugindustrie: Rohrabschnitte, Stützböcke, Spanndrähte, Steuerwellen und Motorteile. Elektroindustrie: Schaltergehäuse und Kühlschränke. Feinmechanische Industrie: Photo- und optische Geräte, Schreib- und Nähmaschinen. Maschinenindustrie: Eisenteile aller Art, Färbereimaschinen, Gasbadeöfen, Preßluftwerkzeuge, Textilmaschinen, Feuerlöscher, Kühlschränke und Waagen. Blechwaren- und Kleineisenindustrie: Verpackungsbänder, Konservendosen, Schrauben, Federn, Beschläge, Druckknöpfe und Schlösser. Bauwesen: Fensterrahmen, Gitter, Beschläge, Leitungsrohre, Fittings und Abflußrohre.

Ein bemerkenswertes Anwendungsgebiet ist die Herstellung von Konservendosen nach dem Bonderverfahren. Die Fertigung der Dosen geht hierbei meist von kaltgewalztem Bandstahl aus, der in üblicher Weise zugeschnitten wird. Die Dosenrümpfe werden geschweißt, was eine besonders sichere Verbindung gewährleistet und ein Aufplatzen der Naht verhindert. Nach Auffalzen des Bodens gelangen die Dosen, in besonderen Horden aufgesteckt, durch eine selbsttätige Bonderanlage und werden anschließend mit Sonderlacken nachbehandelt. Als Lacke kommen besonders ofentrocknende Erzeugnisse in Frage, die eine hohe Korrosionsbeständigkeit gegen die Füllgüter haben. *Bild 9* zeigt eine Bonderanlage für Konservendosen.

Die Phosphatierung kann auch vielfach als Ersatz für metallische Ueberzüge, beispielsweise aus Nickel oder Chrom, dienen. Je nach der Korrosionsbeanspruchung wird in der Nachbehandlung geölt oder lackiert. Die häufig übliche mehrfache Lackierung wird durch Anwendung einer vorausgehenden Phosphatierung vielfach dadurch verbilligt, weil die Anzahl der einzelnen Lacküberzüge herabgesetzt werden kann.

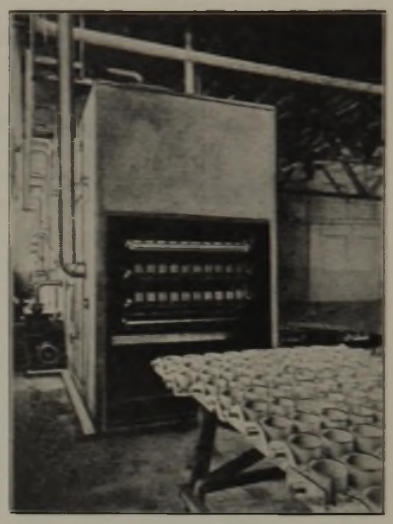


Bild 9. Phosphatierungsanlage für Konservendosen.

Das Bonderverfahren ist auch zum Phosphatieren von Zink und Zinklegierungen benutzbar, wobei die Gegenstände in den gleichen Bädern behandelt werden können, wie sie für Stahl und Eisen üblich sind. Auch bei diesen Metallen wird eine ähnliche Verbesserung des Korrosionsschutzes wie bei Stahl und Eisen erzielt.

Phosphatierung zur Erleichterung der Kaltverformung.

Bei der spanlosen Kaltverformung von Stahl und Eisen wird durch das Aufbringen von nichtmetallischen anorganischen, fest verwachsenen Ueberzügen die Kaltverformung sehr erleichtert[6]). Hier sind Phosphatüberzüge besonders bei starken Verformungen unter erheblicher Querschnittsverminderung des Werkstückes geeignet. Die praktische Bedeutung der Phosphatierung bei diesem Anwendungsgebiet soll am Beispiel des Rohrzuges (Stopfenzug) gezeigt werden (*Bild 10*). Durch einmaliges Bondern der Chrom-Molybdän-Stahlluppe wird in fünf Zügen eine Gesamtquerschnittsabnahme von 80 % erreicht, wobei das bisher notwendige Zwischenglühen und Beizen vollkommen eingespart werden kann. *Bild 11* gibt als zweites Beispiel kaltgezogene, elektrisch geschweißte Rohre aus unlegiertem Stahl mit

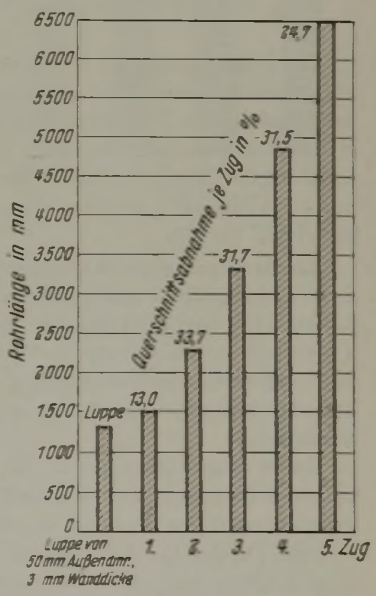


Bild 10. Ergebnisse über das Kaltziehen von nahtlosen Rohren ohne Zwischenglühung und Beizen bei einmaligem Phosphatieren der Luppe.

Stahl VCMo 125 mit 0,22 bis 0,29 % C, 0,5 bis 0,8 % Mn, 0,9 bis 1,2 % Cr und 0,15 bis 0,25 % Mo; Gesamtabnahme des Rohrquerschnitts beim Ziehen 80 %.

[6]) DRP. 673 405 vom Juni 1934.

rd. 40 kg/mm Zugfestigkeit wieder. Das Rohr wurde zunächst gebondert und dann in fünf Zügen ohne Zwischenglühung gezogen. Nach dem bisherigen Verfahren war es notwendig, mindestens zwei bis drei Zwischenglühungen einzulegen. Durch die Einsparung der Glühungen erübrigt sich entsprechend auch das Beizen, so daß die durch das Beizen entstehenden Metallverluste bis zu 5 % vermieden werden. Weiterhin erlaubt die Phosphatierung, den Verformungsgrad und die Verformungsgeschwindigkeit zu steigern, so daß es vielfach gelingt, die erforderliche Anzahl von Zügen zu senken. Die Einsparung der Zwischenglühungen und oftmals erreichte Steigerung der Ziehgeschwindigkeit bedingen eine erhebliche Verkürzung des Fertigungsvorganges. Die Verwendung eines Kupferüberzuges als Ziehmittel hat den beim Phosphatüberzug nicht vorliegenden Nachteil, daß das fertiggezogene Werkstück vielfach korrosionsanfälliger als der Ausgangswerkstoff ist, da es meist schwierig ist, die Kupferteilchen durch Beizen restlos von der Metalloberfläche zu entfernen.

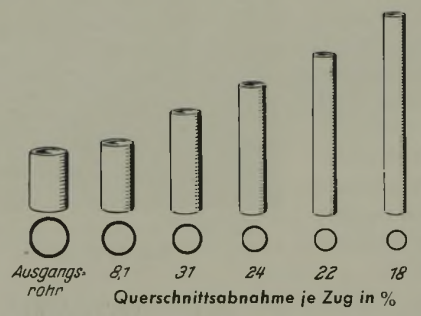


Bild 11. Kaltziehfähigkeit elektrisch geschweißter Rohre aus unlegiertem Stahl mit rd. 0,12 % C bei Phosphatierung.
(Ausgangsrohr von 26 mm Außendurchmesser und 1,2 mm Wanddicke ohne Zwischenglühungen mit einer Gesamtabnahme des Rohrquerschnitts von 69 % gezogen.)

Der Ziehvorgang geht bei vorheriger Phosphatierung des Werkstückes reibungsloser und elastischer vor sich, was sich schonend auf die Ziehwerkzeuge auswirkt und damit die Standzeit erhöht. In vielen Fällen konnte durch Anwendung des Bonderverfahrens die Standzeit der Werkzeuge um ein Vielfaches gegenüber der vorher üblichen Standzeit gesteigert werden.

Bei Anwendung des Bonderverfahrens eignen sich besonders dünnflüssige, wäßrige Schmiermittel wie wasserlösliche Oele oder Seifenwasser. Es ist also auch bei starker Querschnittsverminderung des Werkstückes nicht notwendig, hochwertige Schmiermittel zu verwenden, ein Vorteil, dem bei Knappheit an Oelen und Fettstoffen Bedeutung zukommt.

Außer dem Rohrziehen ist das Phosphatieren auch für andere Fertigungen der Kaltverformung wie Ziehen von verschiedenartigen Profilen in erheblichem Maße im Gebrauch. Da das Bonderverfahren sich besonders für starke Querschnittsabnahmen, also kräftige Züge, eignet, ist es vorzugsweise bei diesen Kaltverformungen eingeführt. Für das eigentliche Tiefziehen und Verformen ohne große Wanddickenverminderung ist die Phosphatierung bisher weniger in Benutzung, jedoch sind auch Ansätze vorhanden, nach denen das Verfahren gegenüber den bisherigen Vorteile bietet.

Für das Anwendungsgebiet Kaltverformung wird ausschließlich das Bonderverfahren benutzt, weil die physikalische Beschaffenheit der Bonderschicht für die Kaltverformung besonders geeignet ist. Auch die erwähnte Vermeidung der Beizsprödigkeit ist für das Ziehen von Wichtigkeit. Die Durchführung des Bonderverfahrens bei Anwendung für das Ziehen erfolgt in derselben Weise wie bei Phosphatüberzügen für Rostschutzzwecke. Selbstverständlich muß die Nachbehandlung nach Verlassen des Bonderbades des zu verformenden Werkstückes nicht mit der gleichen Sorgfalt vorgenommen werden als bei gegen Rost zu schützenden Werkstücken.

Worauf die günstige Wirkung der Phosphatschicht für die Kaltverformung beruht, steht noch nicht eindeutig fest. Vielleicht gibt die Eigenschaft, Oelfilme besonders stark festzuhalten, einen Hinweis, da während des Ziehens der Oelfilm von der Phosphatschicht nicht abreißt. Durch den Phosphatüberzug wird die Reibung zwischen Werkstoff und Werkzeug herabgesetzt, was sich durch eine Verminderung der aufzuwendenden Ziehspannung bemerkbar macht. Neuere Untersuchungen deuten allerdings darauf hin, daß die günstige Wirkung des Phosphatüberzuges nicht allein durch das Nichtabreißen des Oelfilms während des Ziehvorganges erklärt werden kann.

Phosphatierung kann auch zur Verminderung der Reibung mit gutem Erfolg bei gleitenden Maschinenteilen angewendet werden. So haben sich beispielsweise phosphatierte Kolbenringe gut bewährt, wodurch die Einlaufzeit von Verbrennungsmotoren herabgesetzt werden konnte. Auch für Lager, besonders Kugellager, Nockenwellen, Ventilschäfte bewirkt die Phosphatierung einen besseren Lauf der gleitenden Teile.

Zusammenfassung.

Die neuzeitlichen Phosphatierungsverfahren für Stahl und Eisen beruhen auf der Behandlung der sorgfältig gereinigten Werkstücke mit sauren Zink- oder Manganphosphatlösungen, die auf der Werkstückoberfläche einen festhaftenden Ueberzug aus Metallphosphaten erzeugen. Bei den Langzeitverfahren ist der Ueberzug in 30 bis 60 min gebildet. Beim Kurzzeitverfahren (Bonderverfahren) wird durch Nitratzusatz zu dem Phosphatierungsbad die Bildungszeit der Phosphatschicht auf wenige Minuten beschleunigt. Die Phosphatüberzüge werden zur Erzielung der stark rostschützenden Wirkung nachträglich mit Oel oder Lack behandelt.

Neben der leichteren Einschaltmöglichkeit der Phosphatierung in den fortlaufenden Betrieb durch die kürzere Behandlungszeit bietet das Kurzzeitverfahren gegenüber den Langzeitverfahren den Vorteil eines stets gleichmäßigen Korrosionsschutzes, der weitgehend von der Durchsatzmenge an Eisenwerkstoff unabhängig ist, sowie den einer geringeren Schlammbildung und höheren Lebensdauer des Bades. Die Kristallbeschaffenheit und Dicke des Phosphatüberzuges läßt sich weitgehend beeinflussen.

Die Anwendungsgebiete der Phosphatierung für Rostschutzzwecke sind vielseitig. Neben einfachen Handtauchanlagen sind große, selbsttätige Anlagen in Betrieb. Bei großflächigen Teilen ist die Phosphatierung im Spritzverfahren zweckmäßig. Die Phosphatierung wird ferner zur leichteren Kaltverformung von Stahl und Eisen, besonders bei starker Querschnittsabnahme, angewendet. Das Aufbringen von Phosphatüberzügen auf die Werkstücke nach dem Kurzzeitverfahren ermöglicht für den Ziehvorgang ein Einsparen des Zwischenglühens und Beizens sowie Verminderung der Zahl der Züge. Der reibungslosere und weichere Ablauf des Ziehvorganges erhöht die Standzeit der Ziehwerkzeuge merklich. Auch zur Herabsetzung der Reibung von gleitenden Maschinenteilen hat sich die Phosphatierung bewährt.

Erforschung und Bekämpfung der interkristallinen Korrosion des unlegierten Stahles.

Von Eduard Houdremont, Hubert Bennek und Hanns Wentrup in Essen.

[Schluß von Seite 763.]

(Einfluß der Stahlzusammensetzung, vor allem des Kohlenstoff- und Aluminiumgehaltes, der betrieblichen Warmverarbeitung und der Wärmebehandlung auf die Anfälligkeit eines Stahles zu interkristalliner Korrosion. Theorie der interkristallinen Korrosion des unlegierten Stahles.)

Zusammenhang zwischen Anfälligkeit zu interkristalliner Korrosion und anderen Stahleigenschaften.

Einfluß der Stahlzusammensetzung.

Bereits im Jahre 1926 teilte A. Fry[4]) mit, daß ein weitgehend mit desoxydierenden Mitteln behandelter Stahl[22]) nur in geringem Maße Versprödung durch Alterung zeige und auch eine im Vergleich zu üblichem Kesselblechstahl erhöhte Beständigkeit gegen interkristalline Korrosion habe. Diese Ansicht, die auf Versuchen in heißer konzentrierter Natronlauge begründet war, bestätigte M. Ulrich[23]). Seine Ergebnisse standen allerdings im Gegensatz zu denjenigen von S. W. Parr und F. G. Straub[24]), die keinen Unterschied im Verhalten des alterungssicheren Izettstahles und des für Kesselbauzwecke üblichen amerikanischen „Flange-Steel" fanden. Zu diesen Feststellungen ist aber zu sagen, daß sie zu einer Zeit gemacht wurden, in der man viele Einflüsse, die später als ungünstig für die Beständigkeit des alterungssicheren Stahles gegen interkristalline Korrosion erkannt wurden, aus Mangel an Erfahrungen noch nicht übersah. Eine einwandfreie Bestätigung der zunächst im Einzelfall festgestellten Ueberlegenheit des alterungssicheren Stahles ergab sich dann aus einer längeren planmäßigen Ueberprüfung unberuhigter und stark desoxydierter Siemens-Martin-Stähle. Die Ergebnisse dieser Versuche, die von 1927 bis 1930 durchgeführt wurden, sind aus *Bild 5* zu ersehen. Bei dem unberuhigten Siemens-Martin-Stahl waren nur 11 % der untersuchten Schmelzen beständig, wogegen von den stark desoxydierten Schmelzen 76 % während der 300 Tage dauernden Prüfzeit keine Neigung zur Rißbildung zeigten. Der Einfluß, den eine mehr oder weniger starke Behandlung mit desoxydierenden Mitteln auf die Laugenbeständigkeit von unlegiertem Stahl ausübt, geht auch aus den Versuchsergebnissen in *Bild 13* hervor.

Warum auch beim alterungssicheren Stahl noch gegen interkristalline Korrosion unbeständige Schmelzen vorkommen, läßt sich aus *Bild 14* entnehmen, in dem dargestellt ist, wie die Beständigkeit weichen Flußstahles gegen interkristalline Korrosion vom Gehalt an metallischem Aluminium abhängt[25]).

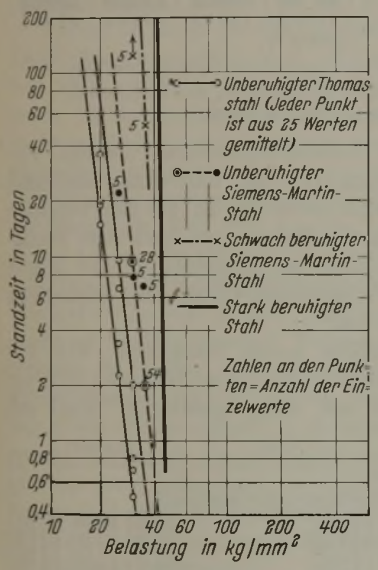


Bild 13. Beständigkeit verschieden beruhigter Stähle mit rd. 0,10 % C in Kalziumnitrat-Ammoniumnitrat-Lösung von 100° in Abhängigkeit von der Belastung. (Hebelproben.)

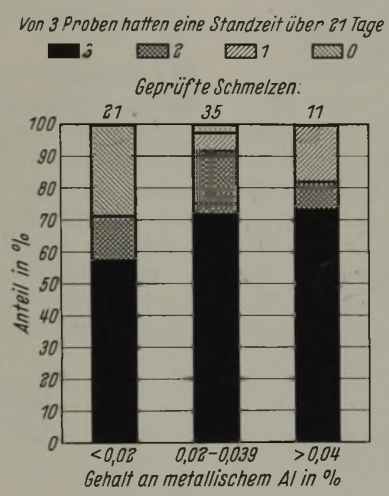


Bild 14. Einfluß des Aluminiumgehaltes auf beruhigten Siemens-Martin-Stahl in Kalziumnitrat-Ammoniumnitrat-Lösung bei 100°. (Bügelproben ohne Walzhaut aus normalgeglühtem Stahl.)

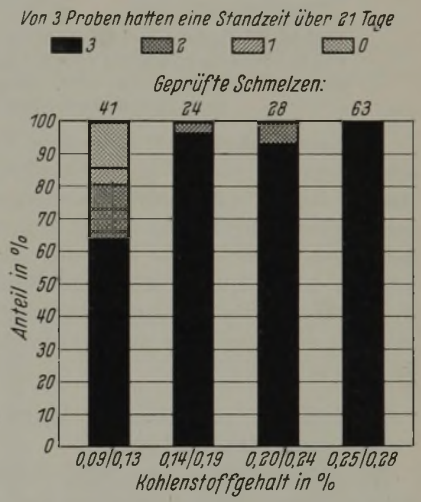


Bild 15. Einfluß des Kohlenstoffgehaltes auf beruhigten Siemens-Martin-Stahl in Kalziumnitrat-Ammoniumnitrat-Lösung bei 100°. (Bügelproben ohne Walzhaut aus normalgeglühtem Stahl.)

Neben dem Aluminiumgehalt spielt für die Laugenbeständigkeit weiterhin der Kohlenstoffgehalt des Stahles eine hervorragende Rolle, worauf auch F. Nehl und W. Werner[26]) schon hinwiesen. Um dies zu erläutern, sind in *Bild 15* die Ergebnisse an alterungssicheren Stählen

[22]) DRP. 545 166 vom April 1926 und 566 584 vom August 1926.

[23]) Ulrich, M.: Z. bayer. Rev.-Ver. 34 (1930) S. 13/17, 34/37, 49/51, 64/67, 88/89, 98/100, 129/30.

[24]) Parr, S. W., und F. G. Straub: Univ. Illinois Bull. Engng. Exp. Station (1928) Bull. Nr. 177.

[25]) Unter Aluminiumgehalt ist hier, wie im folgenden, immer nur der Gehalt des Stahls an metallischem Aluminium verstanden. Die hier angewendeten Verfahren zur genauesten Bestimmung des metallischen Aluminiums im Stahl wurden im Chemischen Laboratorium der Firma Fried. Krupp A.-G. entwickelt. Sie haben wesentlich mit dazu beigetragen, die Ueberwachung der Herstellung alterungs- und laugenbeständigen Stahles zu verbessern und ihre Sicherheit zu erhöhen. Es sei deshalb an dieser Stelle der Mitwirkung der Herren Dr. P. Klinger, Dr. H. Fucke und Dr. W. Koch im Rahmen der vorstehenden Arbeiten dankbar gedacht. Ueber Einzelheiten der Analysenverfahren wird der Chemikerausschuß des Vereins Deutscher Eisenhüttenleute, der sich zur Zeit mit den Fragen der Aluminiumanalyse befaßt, demnächst in einer zusammenfassenden Darstellung berichten.

[26]) Stahl u. Eisen 59 (1939) S. 1155/57 (Werkstoffaussch. 481).

verschiedenen Kohlenstoffgehaltes ohne Berücksichtigung ihres Aluminiumgehaltes gegenübergestellt.

Ueber weitere Einflüsse, die für die Beständigkeit eines Stahles gegen interkristalline Korrosion von Wichtigkeit sind, wird auf Grund einer Großzahluntersuchung später gesondert berichtet werden.

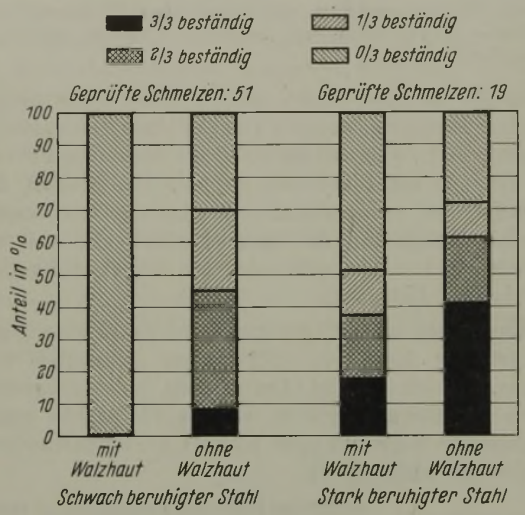


Bild 16. Einfluß der Walzhaut auf die Beständigkeit von Siemens-Martin-Stahl in Kalziumnitrat-Ammoniumnitrat-Lösung von 100°. (Bügelproben aus normalgeglühtem Stahl.)

Zusammenfassend läßt sich sagen, daß der Behandlung des unlegierten Stahles mit desoxydierenden Mitteln und darüber hinaus auch seinem Kohlenstoffgehalt eine ausschlaggebende Bedeutung für die Erzielung der Beständigkeit gegen interkristalline Korrosion zukommt. Diese Feststellung zeigt, daß die Mittel zur Bekämpfung der interkristallinen Korrosion des unlegierten Stahles also dieselben sind, die zur Erreichung mechanischer Alterungsbeständigkeit angewendet werden.

Einfluß der betrieblichen Warmverarbeitung.

Verschiedentlich genügten Stähle, die sich bei der laboratoriumsmäßigen Vorprüfung als laugensicher bewährt hatten, nicht den Anforderungen des Betriebes. Da die Proben stets allseitig bearbeitet waren, während das Blech oder Rohr fast ausnahmslos seine Walzhaut behält, entstand der Verdacht, daß unterschiedliche Oberflächenbeschaffenheit die Ursache dieses Verhaltens sein könnte. Versuche an Proben mit und ohne Walzhaut bestätigten dann, daß tatsächlich die Walzhaut maßgeblichen Einfluß auf das Ergebnis der Laugenprüfung hat *(Bild 16)*. Die mit jeder Warmverarbeitung verbundene Veränderung der Oberfläche des Stahles kann also seine Beständigkeit gegen interkristalline Korrosion herabsetzen.

Diese zunächst bei Blechen gemachte Erfahrung wurde auch bei der Rohrherstellung nachgeprüft[26a]). Das Ergebnis dieser Untersuchung, bei der für jede Verfahrensstufe 10 bis 25 Proben aus fünf verschiedenen Schmelzen geprüft wurden, enthält *Bild 17*. Proben, die nach dem Vorwalzen der Blöcke aus den Rundstangen entnommen und ohne Walzhaut geprüft wurden, waren bei sämtlichen Schmelzen zu 100 % laugenbeständig; bei Prüfung mit Walzhaut waren sie jedoch mit einer Ausnahme schlecht. Etwa das gleiche Verhalten zeigten Stangen, die beim Vorwärmen zum Rohrwalzen aus dem Stoßofen vor dem Schweißherd gezogen wurden, um den besonderen Einfluß der hohen Temperatur des Schweißherdes feststellen zu können. Auch hinter dem Schweißherd ergab sich keine wesentliche Veränderung des Bildes. Die fertigen Rohre, die zunächst ohne Warmbehandlung mit Walzhaut geprüft wurden, hatten dann wieder

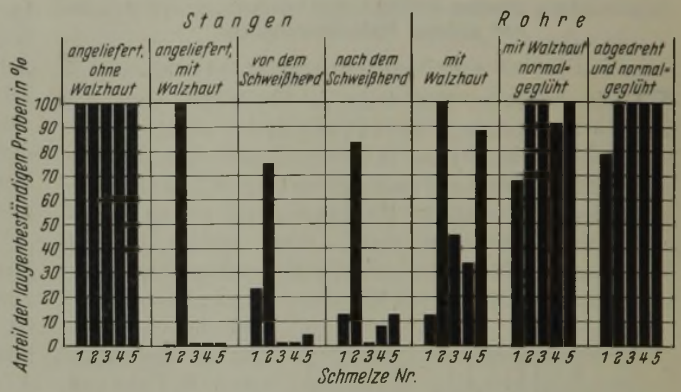


Bild 17. Einfluß der Warmverarbeitung auf die Laugenbeständigkeit von Stangen und Rohren aus Siemens-Martin-Stahl.

eine gegenüber dem Anlieferungszustand deutlich verbesserte Laugenbeständigkeit, die durch anschließendes Normalglühen noch weiter erhöht wurde. Die zum Vergleich durchgeführte Prüfung von Rohren, die nach dem Fertigwalzen abgedreht und dann normalgeglüht wurden, zeigte, daß eine merkliche Verbesserung durch diese Maßnahme nicht mehr zu erzielen war.

Einen näheren Einblick in die Vorgänge, die zur Veränderung der Oberfläche beim Wärmen führen, ergaben Glühversuche mit alterungssicherem Stahl mit

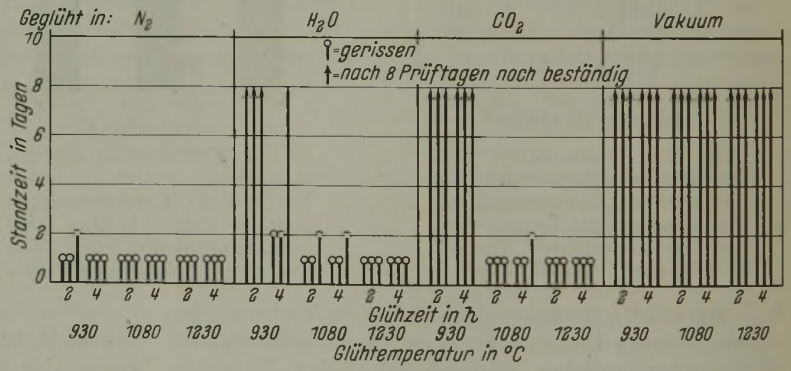


Bild 18. Einfluß der Glühung in verschiedenen Gasen auf die Beständigkeit von beruhigtem Siemens-Martin-Stahl mit rd. 0,10 % C in siedender Kalziumnitrat-Ammoniumnitrat-Lösung. (Bügelproben im normalgeglühten Zustande.)

rd. 0,10 % C. Nach *Bild 18* veränderten im Vakuum geglühte Proben sämtlich ihre Laugenbeständigkeit nicht. Von den in Kohlensäure geglühten blieben nur die bei 930° behandelten Proben beständig. Nach Glühen in Wasserdampf fielen auch bei dieser Temperatur schon die 4 h geglühten Proben aus. Beim Glühen in Stickstoff wurden schließlich sogar auch die nur 2 h behandelten unbeständig; die Behandlung mit Stickstoff wirkte also am stärksten.

Ob die rein oxydierenden Gase, wie Wasserdampf und Kohlensäure, unmittelbar über die Sauerstoffaufnahme des Stahles oder nur mittelbar durch die Verminderung des Kohlenstoffgehaltes in der Oberfläche verschlechternd wirken, ist nicht ohne weiteres zu entscheiden. Wahrschein-

[26a]) Die Versuche wurden mit Unterstützung der Mannesmannröhren-Werke, A.-G., durchgeführt, denen hierfür auch an dieser Stelle nochmals gedankt sei.

licher ist jedoch der zweite Weg, da festgestellt wurde, daß eine Behandlung mit Stickstoff bei gleichzeitiger Aufkohlung der Oberfläche durch Kohlenoxyd nicht mehr so schädlich wirkt. So wurden bei 6stündigen Glühversuchen bei 1100° Proben, die in reinem Stickstoff behandelt waren, schlecht, während solche, die in einem Gemisch von 80 % N und 20 % CO geglüht wurden, beständig blieben. Eine Verhinderung der Entkohlung ist also schon ein wirksames Mittel gegen den schädlichen Einfluß des Stickstoffs.

der oxydierenden oder reduzierenden Seite hin oder durch Veränderung der Wärmzeiten und -temperaturen die Oberflächenschädigung zu vermeiden, waren bisher auch nur von gewissem Nutzen, brachten jedoch noch keine sichere Abhilfe. Immerhin bietet dieser Weg noch weitere Möglichkeiten, die jedoch je nach den Betriebsbedingungen von Werk zu Werk verschieden sein werden. Besonders kommt dabei der Vermeidung unnötig hoher Vorwärmtemperaturen Bedeutung zu. Eine wirkliche Verbesserung erbrachte bisher nur die Erhöhung der Aluminium- und Kohlenstoffgehalte

× 200

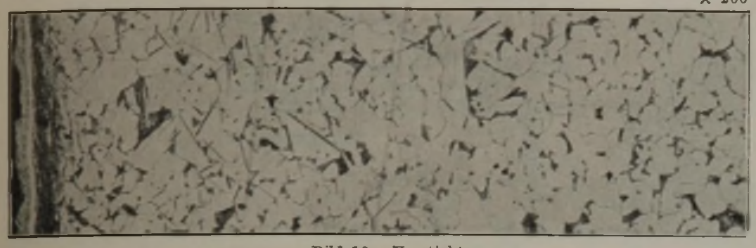


Bild 19. Verstickt.

× 500

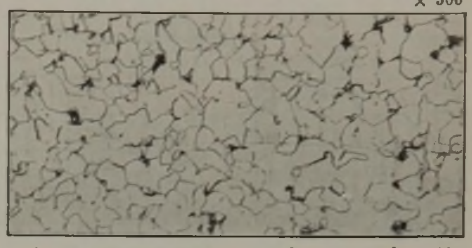


Bild 20. Verstickt, anschließend ½ h bei 930° geglüht und an Luft abgekühlt.

Bild 19 und 20. Gefüge von laugenbeständigem Stahl nach 24 h Versticken bei 500° mit Ammoniak.

Für die Art, in der der Stickstoff wirkt, sind noch folgende Feststellungen bemerkenswert. Proben, die 3, 6, 12 und 24 h bei 500° verstickt wurden, waren überraschenderweise gegen die Laugenkorrosion vollkommen beständig. Erst nachdem sie ½ h bei 930° geglüht und anschließend an Luft abgekühlt worden waren, wurden sie unbeständig. Dieses Verhalten kann nur so gedeutet werden, daß die Anwesenheit des Stickstoffs allein nicht genügt, um Empfindlichkeit gegen interkristalline Korrosion hervorzurufen, sondern daß hierzu vielmehr noch der Stickstoff in einem bestimmten Gefügezustand vorliegen muß. Bei den verstickten Proben, die in ihrer Oberfläche sämtlich grobe Stickstoffausscheidungen zeigten *(vgl. Bild 19)*, war dieser Gefügezustand nicht vorhanden; er wurde erst durch die anschließende Normalglühung hergestellt, nach welcher das Gefüge das in *Bild 20* wiedergegebene Aussehen hatte. In ihm sind keine deutlichen Stickstoffausscheidungen mehr zu erkennen.

Eine Bestätigung für die Rolle des Stickstoffs konnte neuerdings auch durch unmittelbare Bestimmung des Stickstoffgehaltes in der Walzhaut gewonnen werden, nachdem P. Klinger und W. Koch[27]) ein geeignetes Analysenverfahren hierfür entwickelt hatten. In der Oberfläche stark geglühter Bleche aus alterungsbeständigem Stahl wurden in Tiefen von 0,1 bis 0,2 mm Stickstoffgehalte von 0,01 bis 0,02 % im Mittel gefunden gegenüber 0,003 bis 0,005 % im übrigen Blech, während die Gehalte der Oberfläche an metallischem Aluminium etwa dem Durchschnitt der Bleche entsprachen. Die Stickstoffgehalte solcher Oberflächen liegen also in derselben Größenordnung wie diejenigen von Thomasstahl, der gegenüber interkristalliner Korrosion bekanntlich wenig beständig ist.

Zur Bekämpfung der Oberflächenbeschädigung laugensicheren Stahles wurden bereits die verschiedensten Maßnahmen ausprobiert. Ein einfaches Abbeizen der Zunderhaut hatte keinen Erfolg, da hierbei die beschädigte Schicht nur sehr unvollkommen entfernt wird. Versuche, durch Ueberzüge metallischer oder oxydischer Art die Oberfläche zu schützen, durch Veränderung der Ofengase nach

des Stahles selbst. Aus *Bild 21*, in dem Ergebnisse für verschiedene betriebsmäßig verarbeitete Proben zusammengestellt sind, geht hervor, daß bei den vorliegenden Walz- und Glühbedingungen hinreichend gute Laugenbeständigkeit mit Walzhaut erst bei 0,20 bis 0,24 % C unter gleichzeitiger Einhaltung eines hohen Aluminiumgehaltes zu erzielen war; nach den jeweiligen Verarbeitungsbedingungen können natürlich diese Gehalte an Kohlenstoff und Aluminium sich ändern.

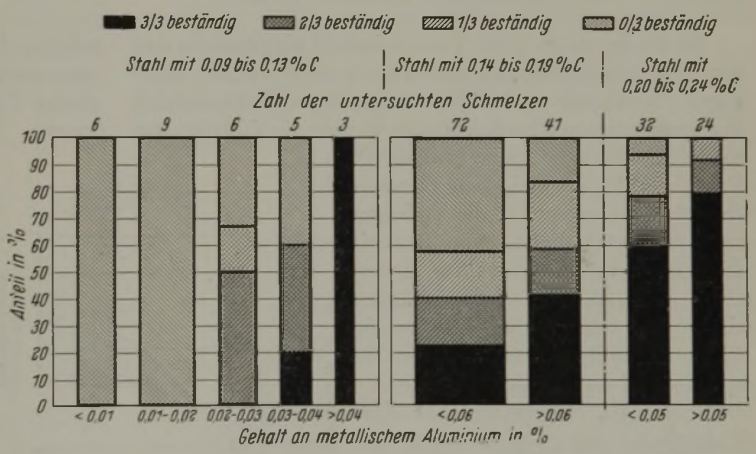


Bild 21. Laugenbeständigkeit von Stahl mit Walzhaut nach üblichen Wärm- und Walzbedingungen.
(Bügelproben nach Normalglühung 21 Tage in Kalziumnitrat-Ammoniumnitrat-Lösung bei 100° geprüft.)

Einfluß verschiedener Wärmebehandlungen.

Schon frühzeitig wurde erkannt, daß ähnlich, wie dies bei der Alterungssicherheit der Fall ist, auch die Beständigkeit eines Stahles gegen Laugenangriff durch die Wärmebehandlungen beeinflußt wird[28]).

Zu den Wärmebehandlungen, die auf die Laugenbeständigkeit ungünstig wirken, gehört vor allem ein Glühen bei zu hoher Temperatur (z. B. Ueberhitzung beim Normalglühen), wobei langsame Abkühlung die Verschlechterung noch verstärkt. Ein Bild von dem Ausmaß dieser Verschlechterung geben u. a. die Versuche nach *Bild 22*; während nach Normalglühung bei 930° zwei Drittel der geprüften Schmelzen laugenbeständig waren, war es

[27]) Techn. Mitt. Krupp 5 (1937) S. 61/67.

[28]) DRP. Nr. 566 584 vom August 1936 und Nr. 575 001 vom Juli 1926; Fry, A.: Z. bayer. Rev.-Ver. 32 (1928) S. 137/40, 150/53, 164/66, 183/84.

nach zweistündiger Glühung bei 1200° kein einziger Stahl mehr.

Welche besondere Wirkung die Ofenabkühlung gegenüber der Luftabkühlung auf die Neigung zu interkristalliner Korrosion hat, zeigen weitere Versuchsergebnisse in *Bild 23*; aus ihnen können gleichzeitig Rückschlüsse über die Wirkung höherer Aluminiumgehalte als 0,02 % auf die Ueberhitzungsempfindlichkeit gezogen werden. Die langsamere Abkühlung verschlechtert fast durchweg die Laugenbeständigkeit. Auch in *Bild 23* kommt wieder der günstige Einfluß von Aluminium zum Ausdruck.

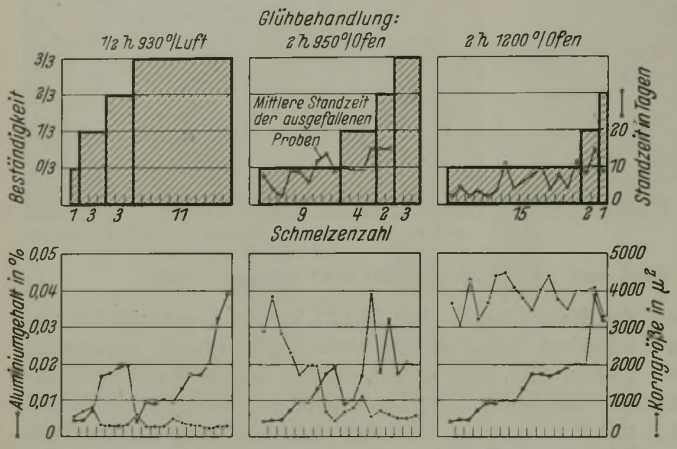


Bild 22. Einfluß einer Ueberhitzung auf die Beständigkeit von Stahl mit 0,10 bis 0,12 % C in Kalziumnitrat-Ammoniumnitrat-Lösung bei 100°.
(Bügelproben ohne Walzhaut geprüft.)

Zu den Behandlungen unter Ac_1 gehört auch das rekristallisierende Glühen zwischen 600 und 700° nach vorausgegangener Kaltverformung. Ueber seine günstige Wirkung unterrichten Versuche, deren Ergebnis in *Bild 26* dargestellt ist; sie umfaßten dieselben 18 Stähle, die zu den Ueberhitzungsversuchen *(Bild 22)* verwendet wurden. Bei Beurteilung der Versuchsergebnisse ist zu beachten, daß bei keiner der Rekristallisationsbehandlungen eine starke Vergröberung des Kornes, wie sie z. B. durch starke Ueberhitzung hervorgerufen wurde, erreicht werden konnte. Dies hängt mit der Tatsache zusammen, daß aluminiumhaltige Schmelzen nicht nur allgemein ein feineres Ausgangskorn als aluminiumfreie Stähle haben, sondern auch bei Rekristallisation erheblich weniger zu Kornvergröberung neigen; W. Tofaute und V. Lwowski[31]) haben dies nachgewiesen. Diese Feststellungen schließen natürlich nicht aus, daß trotzdem einmal unter ungünstigen Bedingungen auch bei höheren Aluminiumgehalten eine stärkere Kornvergröberung und damit eine Verschlechterung der

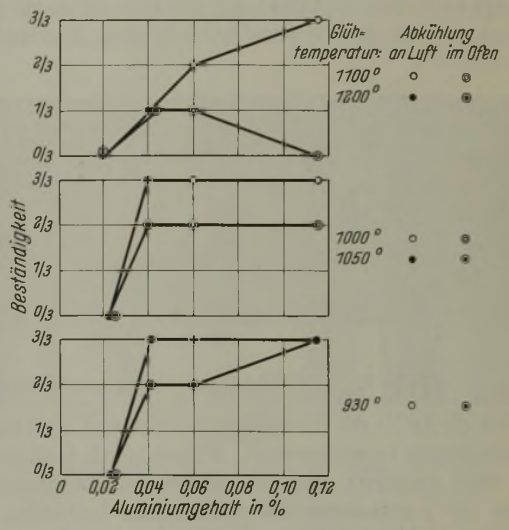


Bild 23. Einfluß der Abkühlungsgeschwindigkeit nach der Ueberhitzung auf die Laugenbeständigkeit von aluminiumhaltigem Stahl.
(Bügelproben ohne Walzhaut in Kalziumnitrat-Ammoniumnitrat-Lösung von 100° geprüft.)

Bereits im Jahre 1926[29]) wurde darauf hingewiesen, daß eine Warmbehandlung unterhalb und um Ac_1 Stahl gegen bestimmte chemische Angriffe widerstandsfähig machen kann; auch im Schrifttum wurden die Vorteile einer solchen Behandlung später erwähnt[30]). Praktische Verwendung fand sie schon frühzeitig besonders für die Verbesserung der Beständigkeit von Schweißungen gegen interkristalline Korrosion. Wie groß die Verbesserungen sind, die sich durch eine solche Wärmebehandlung erzielen lassen, ist aus *Bild 24* zu entnehmen. Von den 18 Schmelzen, von denen nach Normalglühung keine vollkommen beständig war, zeigten nach zweistündiger Glühung bei 730° oder 650° mit anschließender verlangsamter Abkühlung nur noch fünf oder vier bei einer von den drei jeweils untersuchten Proben interkristalline Korrosion. Eine Wärmebehandlung bei Temperaturen unterhalb Ac_1 wirkt sich natürlich auch auf Stahl vorteilhaft aus, der durch Warmverarbeitung in seiner Oberfläche verändert und dadurch gegen Laugenangriff empfindlich gemacht wurde, wie aus *Bild 25* für dieselben Schmelzen wie in *Bild 24*, aber bei Prüfung mit Walzhaut hervorgeht. Ein Erfolg tritt hier erst bei höheren Aluminiumgehalten ein.

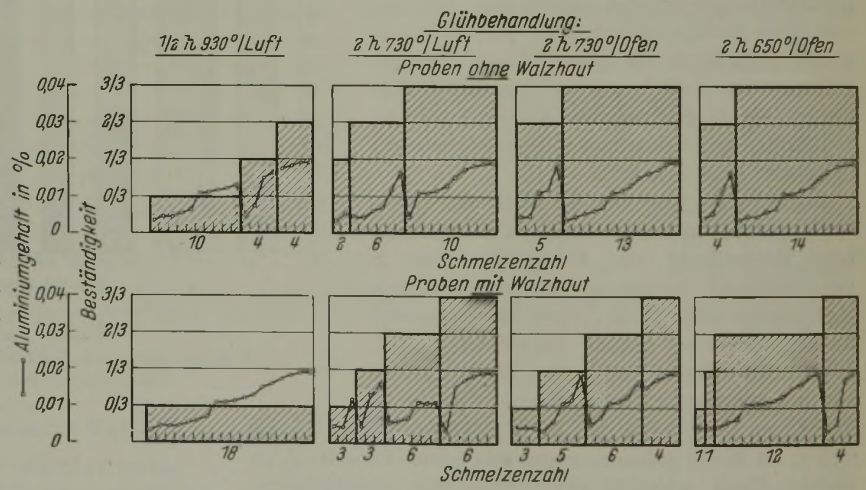


Bild 24 und 25. Einfluß von Glühungen bei Temperaturen um den A_1-Punkt auf die Laugenbeständigkeit von Siemens-Martin-Stahl mit und ohne Walzhaut.
(Bügelprobe in Kalziumnitrat-Ammoniumnitrat-Lösung bei 100° 21 Tage geprüft.)

[29]) DRP. 566 584 vom August 1926.

[30]) Rist, R.: „Die Wärme", Sonderdruck v. 24. 10. 1936, S. 19. Werkstoff-Handbuch Stahl und Eisen, 2. Aufl. Hrsg. Verein Deutscher Eisenhüttenleute. Düsseldorf 1937. Bl. T 3–5, Bl. Y 10–4, Bl. Q 31–3. Nehl, F., und W. Werner: Stahl u. Eisen 59 (1939) S. 1155/57 (Werkstoffaussch. 481).

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

Laugenbeständigkeit eintritt. Um einen derartigen Fall handelt es sich wohl bei den Versuchen, über die A. Fry[32]) berichtete; allerdings war hier der verwendete stark desoxydierte Stahl mit 0,07 % C auch noch erheblich kohlenstoffärmer, als es der weichste üblicherweise hergestellte laugensichere Stahl ist.

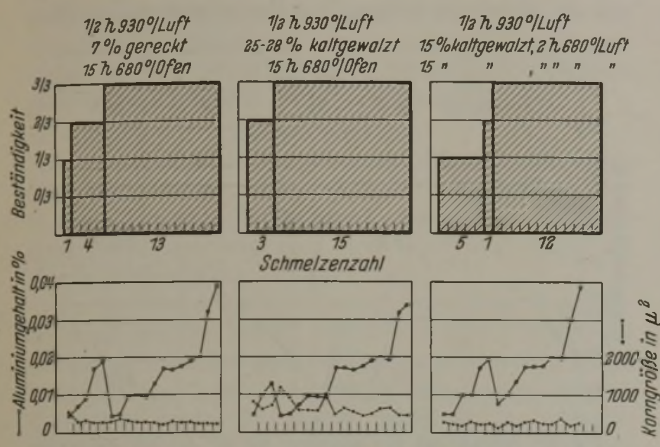


Bild 26. Einfluß von Rekristallisationsglühungen auf die Beständigkeit von Siemens-Martin-Stahl mit 0,10 bis 0,12 % C in Kalziumnitrat-Ammoniumnitrat-Lösung von 100°. (Bügelproben ohne Walzhaut über 21 Tage geprüft.)

Es sei noch darauf hingewiesen, daß ein laugenbeständiger Stahl auch dann seine Beständigkeit verlieren kann, wenn er Martensit enthält oder Zwischenstufengefüge hat. Bei den weichen Stählen kann dies bekanntlich nur bei sehr schroffer Abkühlung der Fall sein. Bei den kohlenstoffreicheren Stählen ist es jedoch praktisch leichter einmal möglich. Vor allem wird es aber natürlich bei vergüteten unlegierten und legierten Stählen vorkommen, wenn die Anlaßtemperaturen niedrig gehalten werden. So wurde z. B. ein weicher Stahl mit 0,10 % C und 0,06 % Al, der nach Glühen bei 930° mit anschließender Luft- oder Oelabschreckung beständig war, nach Abschrecken in Eiswasser unbeständig. Das gleiche zeigte sich bei einem Stahl mit rd. 0,25 % C, der im normalgeglühten Zustand vollkommen laugensicher war; er verlor durch Abschrecken von 900° in Wasser seine Beständigkeit gegen interkristalline Korrosion vollständig, konnte dann aber, wie dies *Bild 27* zeigt, durch Anlassen wieder beständig gemacht werden. Die Verbesserung begann bei halbstündigen Anlaßbehandlungen zwischen 400 und 500°; eine halbstündige Behandlung bei 600° stellte die restlose Beständigkeit wieder her. In *Bild 28* ist auch noch das Verhalten eines legierten Stahles mit 0,30 % C, 2,0 % Ni und 2,5 % Cr in Abhängigkeit von der Anlaßtemperatur dargestellt. Von praktischer Bedeutung ist das Verhalten vergüteter Stähle gegenüber Laugenangriff dort, wo neben Sicherheit gegen interkristalline Korrosion erhöhte Festigkeit verlangt wird, wie z. B. in der Kältetechnik.

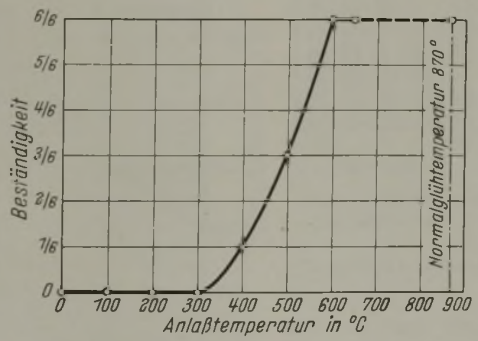


Bild 27. Einfluß eines Abschreckens von 900° in Eiswasser und anschließenden halbstündigen Anlassens auf die Laugenbeständigkeit eines stark beruhigten unlegierten Stahles mit 0,26 % C. (Hebelprobe mit 40 kg/mm² Belastung in Kalziumnitrat-Ammoniumnitrat-Lösung von 100° 21 Tage geprüft; nach dem Anlassen an Luft abgekühlt.)

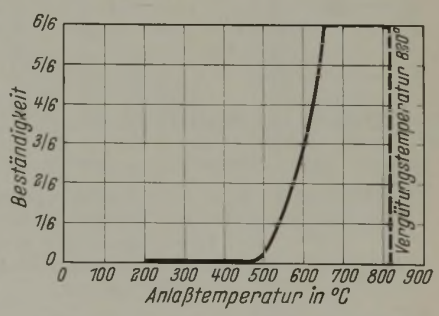


Bild 28. Einfluß eines Abschreckens von 820° in Oel und anschließenden 2stündigen Anlassens auf die Laugenbeständigkeit eines Stahles mit 0,30 % C, 2,0 % Ni und 2,5 % Cr. (Hebelprobe mit 50 kg/mm² Belastung in Kalziumnitrat-Ammoniumnitrat-Lösung von 116° 21 Tage geprüft; Proben nach dem Anlassen in Oel abgeschreckt.)

Wärmebehandlungsversuche zur Theorie der interkristallinen Korrosion des unlegierten Stahles.

In Ergänzung der Warmbehandlungsversuche mit alterungsbeständigen Stählen wurden noch weitere Versuche mit unbeständigen Stählen durchgeführt, um diejenigen Gefügevorgänge zu klären, die den Stahl in seinen Korngrenzen empfindlich machen. Ihre ersten Ergebnisse sind im folgenden mitgeteilt.

Zunächst galten die Versuche der Feststellung des Einflusses verschiedener Abkühlungsgeschwindigkeiten von einer Temperatur oberhalb und unterhalb der α-γ-Umwandlung. Verwendet wurden für diese Versuche vier verschiedene Stähle mit etwa gleichem Kohlenstoffgehalt von 0,1 %: ein unberuhigter Thomasstahl (T), ein unberuhigter (U), ein schwach beruhigter (O) sowie ein stärker beruhigter (D) Siemens-Martin-Stahl. Nach *Bild 29* ergab nach Glühen bei 930° Abschrecken in Oel am häufigsten gute Beständigkeit. Nach Normalglühung und anschließender Behandlung bei 680° steigerte sich dagegen bei sämtlichen Stählen die Beständigkeit mit langsamer werdender Abkühlung *(Bild 30)*.

Aus den Versuchen ergibt sich weiter, daß bei dem unberuhigten Stahl U durch Abkühlung von 930° in Oel, und auch durch Ofenabkühlung nach Anlassen bei einer Temperatur unterhalb Ac_1 die Laugenbeständigkeit weitgehend verbessert wird.

Es wurden deshalb mit diesem Stahl zwei Versuchsreihen durchgeführt, bei denen untersucht wurde,

1. durch welche Anlaßbehandlung die mit Oelabschreckung erzielte verbesserte Laugenbeständigkeit wieder rückgängig gemacht und
2. die bei einfacher Normalglühung vorliegende Unbeständigkeit verbessert wird.

Zu diesem Zweck wurden bei der ersten Versuchsreihe Proben, die durch Abschrecken in Oel nach halbstündigem Glühen bei 930° weitgehend unempfindlich gegen Laugenangriff gemacht worden waren, bei steigenden Temperaturen angelassen und von der Anlaßtemperatur in Luft abgekühlt. Da Anlassen kurz unterhalb der Umwandlung mit anschließender Luftabkühlung bei unberuhigtem Stahl keine Beständigkeit gegen interkristalline Korrosion ergibt, mußte so bei einer bestimmten Temperatur die Laugenbeständigkeit wieder verschlechtert werden. Bei der zweiten Versuchsreihe wurden die nach Normalglühung unbeständigen Proben bei steigenden Temperaturen mit anschließender Ofen-

[32]) Fry, A.: Journées de la Lutte contre la Corrosion. Paris, 19. bis 24. November 1938. Paris 1939. S. 350/62. Vgl. Stahl u. Eisen 59 (1939) S. 800/01.

abkühlung angelassen. Nach den vorhergehenden Ergebnissen mußte sich hier bei einer bestimmten Temperatur eine Verbesserung der Laugenbeständigkeit bemerkbar machen.

Die Ergebnisse der Versuchsreihe über den Einfluß des Anlassens auf die von 930° in Oel abgeschreckten Proben sind in *Bild 31* dargestellt. Sie zeigen zunächst nochmals, daß Oelabschreckung allein nur eine verbesserte, aber noch keine völlige Laugenbeständigkeit ergibt. Durch Anlassen bei 100° kann aber schon die völlige Beständigkeit hergestellt werden. An dieser Beständigkeit ändert sich bis zu Temperaturen von 600° und Anlaßdauern bis zu 800 h

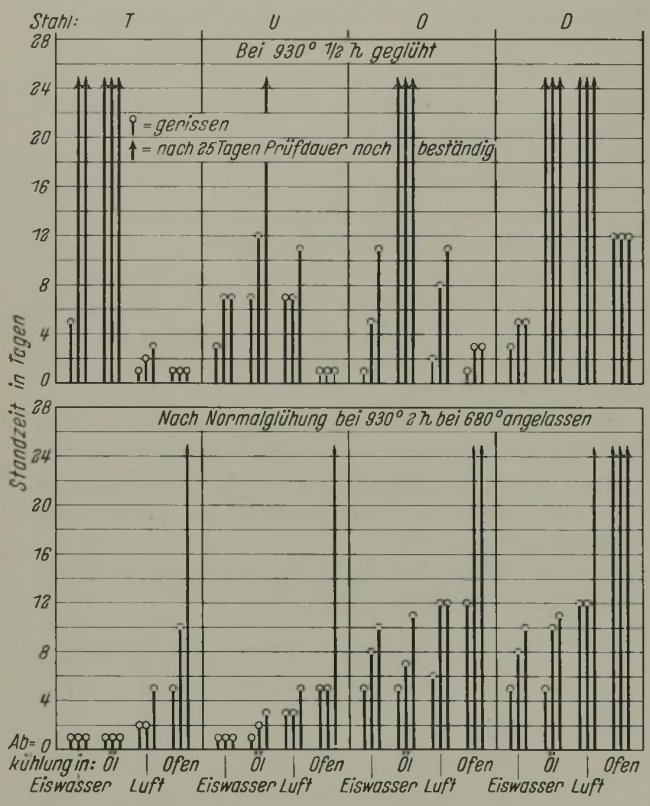


Bild 29 und 30. Einfluß der Abkühlungsgeschwindigkeit nach dem Glühen bei 930° oder bei 680° auf die Laugenbeständigkeit verschiedenartiger Stähle.
(Bügelproben in Kalziumnitrat-Ammoniumnitrat-Lösung bei 100° geprüft.)

nichts. Bei Temperaturen oberhalb 600° tritt dann aber bei den untersuchten Anlaßzeiten von 4, 8 und 12 h eine deutliche Verschlechterung ein, so daß bei 700° die günstige Wirkung der Oelabschreckung schon wieder weitgehend aufgehoben ist.

Bild 32 gibt die Laugenbeständigkeit der normalgeglühten Proben in Abhängigkeit von der Anlaßzeit und Anlaßtemperatur wieder. Man erkennt deutlich zwei Bereiche völliger Beständigkeit; sie liegen im Gebiet kurzer Anlaßdauern bei Temperaturen von 300 bis 400° und 625 bis 650°. Die Zonen völliger Laugenunbeständigkeit sind von den Gebieten völliger Beständigkeit durch Gebiete beschränkter Laugenbeständigkeit getrennt.

Aus den Versuchen geht einwandfrei hervor, daß die Gefügeausbildung, die einen Stahl gegen interkristalline Korrosion empfindlich macht, durch bestimmte Abkühlungsbedingungen und Anlaßbehandlungen hervorgerufen und auch wieder aufgehoben werden kann. Da bekanntlich nur Ausscheidungsvorgänge aus übersättigten Mischkristallen in dieser Weise beeinflußbar sind, müssen die Ergebnisse als ein unmittelbarer Beweis dafür angesehen werden, daß auch bei der interkristallinen Korrosion des unlegierten Stahles derartige Vorgänge eine Rolle spielen. Bisher konnte dies nur mittelbar aus der Tatsache geschlossen werden, daß der gegen interkristalline Korrosion empfindliche Flußstahl auch alterte, d. h. einer Aushärtung unterlag, die seine Festigkeitseigenschaften veränderte, und daß die Mittel zur Bekämpfung der interkristallinen Kor-

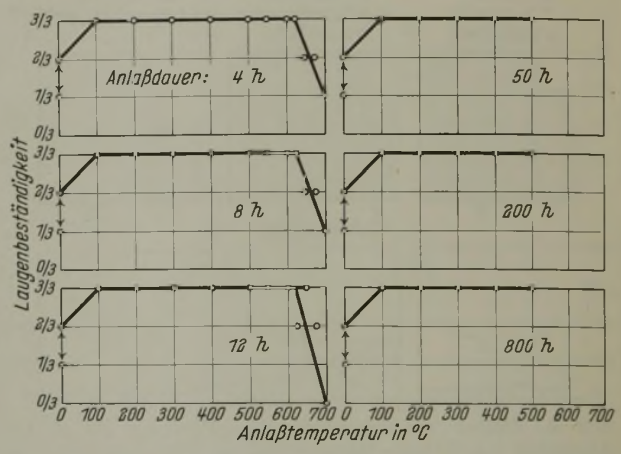


Bild 31. Laugenbeständigkeit eines unberuhigten Siemens-Martin-Stahles in Abhängigkeit von der Anlaßbehandlung nach dem Abschrecken von 930° in Oel.
(Bügelproben in Kalziumnitrat-Ammoniumnitrat-Lösung von 100° 21 Tage geprüft; Proben nach dem Anlassen an Luft abgekühlt.)

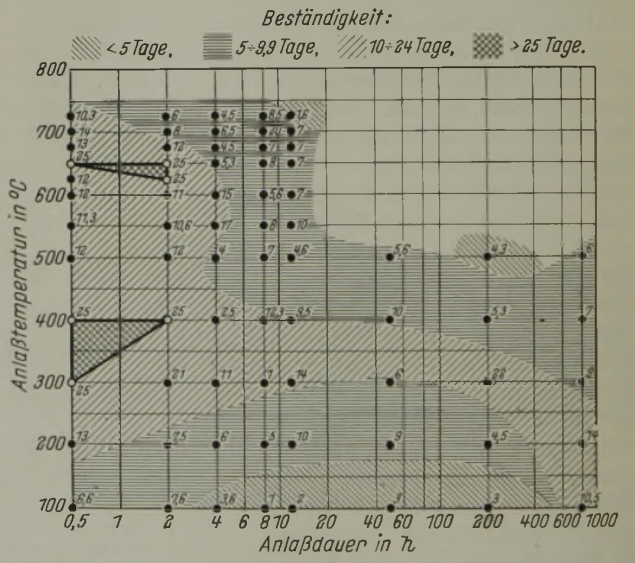


Bild 32. Einfluß der Anlaßbehandlung auf die mittlere Standzeit von Bügelproben aus unberuhigtem Siemens-Martin-Stahl in Kalziumnitrat-Ammoniumnitrat-Lösung von 100°.
(Proben ½ h bei 930° geglüht, an Luft abgekühlt, dann angelassen und wieder an Luft abgekühlt.)

rosion mit denen zur Bekämpfung dieser Alterung in vielen Punkten gleich waren. Als Träger der Uebersättigung muß der Ferrit angesehen werden.

Ueber diese Feststellung hinaus sollen aber aus den vorliegenden Versuchen zunächst noch keine weiteren Schlüsse gezogen werden. Es sollen vielmehr erst weitere Unterlagen beschafft werden, bevor Einzelheiten über das unterschiedliche Verhalten der verschiedenen Stähle, über den Einfluß der Umwandlung auf die Ausscheidungsvorgänge und über Urheber und Mechanismus der Ausscheidungen erörtert werden. Es sei lediglich darauf hingewiesen, daß die Feststellung eines Zusammenhanges zwischen der interkristallinen Korrosion des unlegierten Stahles und Aus-

scheidungsvorgängen im Gefüge auch den Einfluß der Korngröße auf die Beständigkeit verständlich erscheinen läßt. Er beruht nämlich darauf, daß ein aushärtender Bestandteil bei gleichbleibender Gesamtmenge um so stärker auf den Korngrenzen vertreten sein wird, je gröber das Korn ist. Unter sonst gleichen Bedingungen ist also ein grobkörniger Stahl gegen Korrosionsangriff auf seinen Korngrenzen empfindlicher als ein feinkörniger. Hiermit erklärt sich die Steigerung der Korrosionsempfindlichkeit nach Ueberhitzung oder kritischer Rekristallisation.

Zusammenfassung.

Die interkristalline Korrosion des unlegierten Flußstahls tritt offenbar unter folgenden drei Vorbedingungen ein: 1. einem kritischen Gefügezustand des Stahles, 2. einer kritischen Zusammensetzung des Korrosionsmittels und 3. einer mechanischen Beanspruchung.

Der kritische Gefügezustand des Stahles hängt, wie eingehend bewiesen wurde, sowohl von seiner Zusammensetzung als auch bei gleicher Zusammensetzung von der Vorbehandlung ab, der er z. B. durch Wärmen oder Anlassen unterworfen wurde. Dies kommt daher, daß der kritische Gefügezustand durch Ausscheidung bestimmter Gefügebestandteile, die sich im Ferrit in übersättigter Lösung befinden, hervorgerufen wird. Da die Empfindlichkeit des Stahles gegen interkristalline Korrosion genau wie die Alterungsempfindlichkeit mit steigendem Aluminium- und Kohlenstoffgehalt abnimmt, während sie mit verminderter Desoxydation und wachsendem Stickstoffgehalt zunimmt, liegt die Vermutung nahe, daß für beide Erscheinungen die gleichen Gefügebestandteile und Gefügeveränderungen verantwortlich sind. Ueber ihre Natur können jedoch zur Zeit, wie dies ja auch bei den Alterungsurhebern der Fall ist, nähere Angaben noch nicht gemacht werden. Vieles spricht dafür, daß der Stickstoff einer der Urheber ist.

Das Korrosionsmittel muß nach den vorliegenden Tatsachen so zusammengesetzt sein, daß es einerseits das Korn nicht angreift, anderseits aber noch die Korngrenzen mit genügender Geschwindigkeit auflöst. Dieser Bedingung der teilweisen Passivierung genügen in besonderem Maße Nitrate, da bei ihnen die Anionen den Stahl zu passivieren streben. Die passivierende Wirkung ist jedoch nicht so stark, daß auch die aktiveren Korngrenzen unangreifbar würden. Auch Natronlauge kann die für eine interkristalline Korrosion des unlegierten Stahles notwendigen Bedingungen erfüllen, besonders dann, wenn ihr bestimmte Zusätze gemacht werden.

Die mechanische Spannung wirkt wohl auf die interkristalline Korrosion vor allem dadurch beschleunigend, daß sie den Stahl insgesamt und bevorzugt auf den Korngrenzen aktiver macht. Außerdem wird sie rein mechanisch das Weiterreißen nach Rißbeginn fördern. Die Tatsache, daß die interkristalline Korrosion mit der Alterung des Stahles in Zusammenhang steht und diese Alterung — wie bekannt — durch Kaltverformung stark gefördert wird, führt ferner zu der Vermutung, daß die mechanische Spannung, besonders bei erhöhter Temperatur, auch noch mittelbar durch Beeinflussung des Gefügezustandes des Stahles wirkt.

* * *

An den Bericht schloß sich folgende Erörterung an, bei der gleichzeitig der Vortrag von G. Berndt[33]) berücksichtigt wurde.

H. Buchholtz, Huckingen: Die Erkenntnis, daß die Laugenrißbeständigkeit des unlegierten Stahles an eine weitgehende Desoxydation, darüber hinaus aber auch an einen bestimmten Mindestkohlenstoffgehalt gebunden ist, wird durch mannigfache Untersuchungsergebnisse und Beobachtungen bestätigt, die bei der Erschmelzung weitgehend desoxydierter Stähle und ihrer Verarbeitung besonders zu Rohren in den Betrieben der Mannesmannröhren-Werke gesammelt wurden. Im Bericht der Herren Houdremont, Bennek und Wentrup wurde schon darauf hingewiesen, daß die Verarbeitung zum Rohr bei Beobachtung bestimmter Temperaturen und des Ofengases die Laugenrißbeständigkeit nicht ungünstig beeinflußt, sofern die metallurgischen Voraussetzungen erfüllt sind. Daran erinnert sei, daß der Rundstahl mit Walzhaut vor dem Einsetzen und auch nach dem Erhitzen im Rollofen eine erhebliche Laugenrißanfälligkeit aufwies, während Rohre vor der Normalglühung, erst recht aber im normalgeglühten Zustande, weitgehend laugenrißbeständig waren. Es gelingt, den besten Gefügezustand im Laufe der Rohrverarbeitung einzustellen, allerdings ist der Erfolg an eng begrenzte Verarbeitungsbedingungen gebunden.

Die Laugenrißbeständigkeit ist also nach dem Stand unserer heutigen Erkenntnisse sehr weitgehend eine Frage der chemischen Zusammensetzung der äußersten Oberflächenschicht. Einmal in der äußersten Randschicht entstandene Korngrenzenanrisse werden bei weiterer Beanspruchung in den darunter liegenden Schichten trotz günstiger Zusammensetzung und Gefügebeschaffenheit keineswegs abgelenkt und aufgehalten, sondern führen sehr bald zum vollständigen Versagen des Querschnitts. Um so wichtiger ist mithin die Beschaffenheit der äußersten Randschicht. Das Rohr mit seiner im Vergleich zur Werkstoffdicke großen Oberfläche ist naturgemäß gegen alle Einflüsse der Weiterverarbeitung im Betrieb besonders empfindlich. Daher ist auch nicht verwunderlich, daß es den weiterverarbeitenden Betrieben meist nicht sofort gelingt, aus metallurgisch laugenrißbeständigen Schmelzen auch laugenrißbeständige Rohre zu fertigen.

Die Voraussetzung dafür ist neben einer weitgehenden Desoxydation mit Aluminium zunächst ein bestimmter Mindestkohlenstoffgehalt. *Bild 33* gibt eine Auswertung aus einer inzwischen abgeschlossenen Entwicklungszeit in der Herstellung laugenrißbeständiger Rohre wieder, und zwar für Schmiedeproben mit Glühhaut, die zur Vorprüfung der Schmelze dienten, sowie von Rohrproben mit Walzhaut in fertig wärmebehandeltem Zustande. Zur Bewertung der Kurven sei darauf hingewiesen, daß die Schmelze jeweils nach Verarbeitung auf die verschiedensten Rohrabmessungen bereits als unbeständig bezeichnet wurde, falls unter den aus jeder Rohrabmessung stammenden sechs Proben im Verlaufe von 20 Tagen Prüfdauer eine Probe ausfiel. Das Ergebnis einer derartigen Laugenrißprüfung muß also als sehr sicher bezeichnet werden. Den Kurven ist zu entnehmen, daß eine 90prozentige Laugenrißbeständigkeit bei Schmiedeproben mit Glühhaut bei etwa 0,19 % C erreicht wird. Zur Erzielung der gleichen Laugenrißbeständigkeit im gewalzten und fertig wärmebehandelten Rohr mit Walzhaut ist dagegen ein noch höherer Kohlenstoffgehalt von etwa 0,22 % erforderlich.

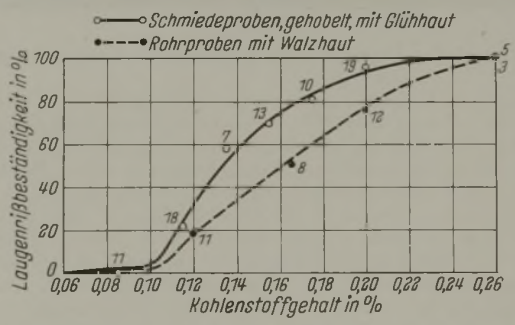


Bild 33. Einfluß des Kohlenstoffgehaltes auf die Laugenrißbeständigkeit von aluminiumberuhigten unlegierten Stählen.

Die Verarbeitung zum Rohr mit seiner großen Oberfläche erfordert die Beachtung engbegrenzter Verarbeitungsbedingungen, falls eine befriedigende Laugenrißbeständigkeit gewährleistet werden soll. Die Zusammenhänge zwischen Ofengas, Entkohlung und Sauerstoffaufnahme in der äußersten Randschicht sind besonders in koksgasbeheizten Oefen ziemlich verwickelt, zumal da die Gaszusammensetzung im Ofenraum sowohl örtlich als auch während der Wärm- und Glühdauer schwankt. Grundsatz für die Ofenführung bleibt, die Entkohlung durch Vermeiden zu

[33]) Arch. Eisenhüttenw. 14 (1940/41) S. 59/66 (Werkstoffaussch. 506).

hoher Temperaturen und zu langer Wärmzeiten vor dem Walzen der Luppen möglichst gering zu halten. Dabei kommt meiner Ansicht nach der Entkohlung eine größere Bedeutung zu als der Aufnahme von Stickstoff in der äußersten Randschicht. Auch die in *Bild 28 und 30* des Berichtes der Herren Houdremont, Bennek und Wentrup wiedergegebenen Randgefüge, die die Bindungsform der aufgestickten Proben zeigen sollen, deuten darauf hin, daß während der Normalglühung eine Randentkohlung und damit eine zusätzliche Minderung der Laugenrißbeständigkeit erfolgte.

In diesem Zusammenhange ist folgender Versuch bemerkenswert. Laugenrißanfälliger weicher Stahl wurde bei 830° schwach aufgekohlt und verzögert an Luft abgekühlt. Er erwies sich nach dieser Behandlung als voll laugenbeständig. Anschließend wurde er wiederum durch eine Normalglühung schwach entkohlt, darauf fielen die Proben bereits nach wenigen Tagen als laugenrissig aus, und zwar liefen die interkristallinen Risse auch durch die aufgekohlte Schicht. Die entkohlten Randschichten bestimmen also die Laugenrißbeständigkeit des gesamten Querschnitts.

Der Hinweis im Bericht der Herren Houdremont, Bennek und Wentrup, daß auch konzentrierte Salpetersäure bei Raumtemperatur interkristalline Korrosion im weichen unlegierten Stahl hervorruft, findet seine Bestätigung durch Beobachtungen, die in jüngster Zeit an geschweißten Kesseln für die Lagerung von Mischsäure — 90 % HNO_3 und 10 % H_2SO_4 — gemacht wurden. Die Kessel wurden auf Wunsch des Kunden ungeglüht aufgestellt und zeigten schon nach wenigen Monaten durchgehende Risse neben der Rundschweißnaht. Aehnliche Erscheinungen an geschweißten Vorrichtungen aus nicht kornzerfallsbeständigen austenitischen Chrom-Nickel-Stählen wurden früher bereits beobachtet. Die sonst an Mischsäurekesseln auftretenden Korrosionen sind durch furchenartige Abtragungen in kaltverformten Bereichen gekennzeichnet. Der Rißverlauf ist jedoch nicht interkristallin.

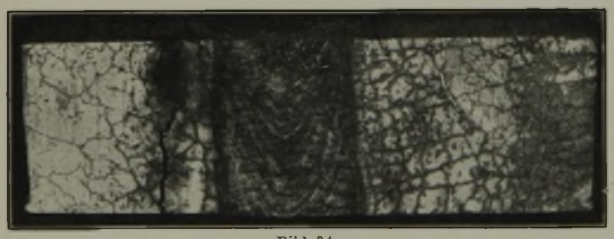


Bild 34.

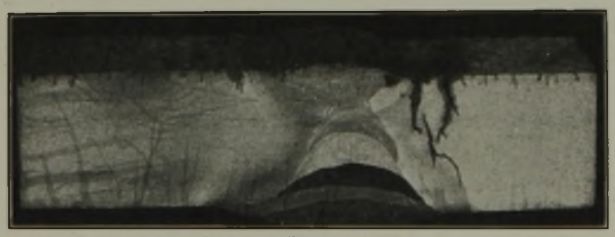


Bild 35.

Bild 34 und 35. Interkristalline Korrosion an Mischsäurekesseln.

Für den Fall der interkristallinen Korrosion durch Mischsäure zeigt *Bild 34* die Innenfläche des Kessels neben der Schweißnaht, *Bild 35*, allerdings seitenvertauscht, einen Querschliff durch die Naht nach Aetzung nach A. Fry. Die Oberfläche zeigt deutlich zahlreiche netzartig verlaufende Risse, vornehmlich neben, aber auch auf der Schweißnaht. Die besonders rissige Zone ist etwa 20 mm von der Naht entfernt. Bei der mikroskopischen Untersuchung erwies sich der Rißverlauf als eindeutig interkristallin. Im vorliegenden Fall sind alle Voraussetzungen für das Auftreten interkristalliner Spannungskorrosion gegeben, da 1. der Werkstoff mit 0,10 % C metallurgisch als laugenrißanfällig anzusehen ist, 2. die bei der Verarbeitung und Schweißung entstandenen Kaltverformungen und Ausscheidungen unverkennbar sind, 3. zusätzliche Wärmespannungen als Folge der Schweißung wahrscheinlich sind und 4. die Mischsäure als ein Korrosionsmittel mit auserwählt passivierender Wirkung für die Kornflächen anzusprechen ist. Die Tatsache, daß diese Erscheinungen bei spannungsfrei geglühten Kesseln sonst gleichen Werkstoffes, gleicher Bauart und gleichem Korrosionsmittel nicht auftreten, beweist, daß es genügt, nur eine der Bedingungen für das Auftreten interkristalliner Korrosion zu beseitigen, um sie ganz zu verhüten.

C. Carius, Essen: Herr Berndt hat versucht, der Frage der Spannungskorrosion von unlegiertem Stahl von der Seite des Lösungsmittels näherzutreten. Zunächst ist sehr bemerkenswert, daß die Stahlpotentiale in siedenden Lösungen, beginnend von unedlen, sehr edlen (positiven) Potentialen zustreben. Untersuchungen, die in der Versuchsanstalt der Fried. Krupp A.-G. über die Ursache dieses Vorganges durchgeführt wurden, haben ergeben, daß siedende Kalziumnitratlösungen Sauerstoff abgeben, daß der NO_3'-Rest zerfällt. Das Oxydationsvermögen und im Zusammenhang mit ihm die Veredelung der Stahlpotentiale wird also durch den infolge Zerfalls des Nitrations frei werdenden Sauerstoff verursacht. Der Stahl wird je nach der Sauerstoffkonzentration der Lösung im Laufe von Tagen oder innerhalb einiger Stunden passiv; sein Potential erreicht hierbei das der Sauerstoffkonzentration der Lösung entsprechende Gleichgewichtspotential. Im Verlauf dieses Vorganges entstehen bei verspannten Proben Risse, deren Weiterbildung zum Bruch führen kann.

Die Zeit-Potential-Kurven weisen, wie gezeigt wurde, Schwankungen auf. Normalgeglühte, nichtverformte und gereckte Proben und auch verspannte Bügelproben, rißanfällige und rißfeste Stähle zeigen unterschiedslos dies Schwingen des Potentials. Eine Unterscheidung der Stähle für die Laugenbeständigkeit nach Zeit-Potential-Kurven ist hiernach nicht möglich. Zur Beurteilung ihres Verhaltens in Laugen ist man also auch nach Aufnahme von Zeit-Potential-Kurven auf die Feststellung ihres Zustandes durch Inaugenscheinnahme der Proben angewiesen. Kennzeichnend ist das Schwingen von Potentialen für das Verhalten von Stählen in Lösungen, deren Oxydationsvermögen gerade eben zur Passivierung hinreicht. So treten die Schwingungen in 58prozentiger Salpetersäure auf. Auch hier stellen sie sich unabhängig von der Vorbehandlung des Stahles ein. Hiernach können sie nicht auf Ausscheidungen an den Korngrenzen oder durch anderweitige, Korngrenzenstörungen verursachende Vorgänge zurückgeführt werden. Will man nun aus dem Passivierungsverlauf des Stahles auf örtlich verschiedene Angreifbarkeit, deren Vorhandensein doch offenbar Voraussetzung der Rißbildung ist, schließen, so muß man zunächst über die durch das Lösungsmittel bedingten Störungen des Passivierungsverlaufes Klarheit gewinnen und diese beseitigen. Hierauf könnte man beispielsweise durch Feststellen unterschiedlicher Passivierungspotentiale an verformten und verspannten Proben Schlüsse auf das Vorliegen von Ungleichmäßigkeiten oder durch anderweitige Vorgänge bedingte Störungen im Gefüge ziehen.

Herr Berndt hat zur Erklärung der Rißbildung die Wirkung von osmotischen Druckzellen angenommen, deren Bildung in den stark konzentrierten Lösungen an der Stahloberfläche zwischen Korrosionsmittel und Korrosionserzeugnissen seiner Ansicht nach möglich sein soll. In diesen Zellen sollen starke Druckgefälle zu Zerreißungen der Korngrenzen führen. Wenn das zuträfe, müßte ein nichtverformter Stahl gleichermaßen reißen, wie beispielsweise eine unter Spannung stehende Bügelprobe, oder unter Korngrenzenzerfall zerstört werden. Ein solcher Fall ist aber bisher nicht bekannt geworden. Meines Erachtens ist es unerläßlich, sich mit dem Passivierungsverlauf von unlegiertem Stahl sowohl in oxydierenden Lösungen als auch in nichtoxydierenden Lösungen eingehend zu befassen, wenn man in die Zusammenhänge zwischen Stahlgefüge und der Wirkungsweise des Lösungsmittels Einblick gewinnen will. Bevor Ergebnisse in dieser Richtung durchgeführter Versuche nicht vorliegen, ist es verfrüht, eine Erklärung für das Zustandekommen der Risse in verformten und verspannten Proben aus unlegiertem Stahl zu geben.

M. Werner, Leverkusen: Einige Erfahrungen, die mit den Beobachtungen von Herrn Berndt schlecht in Einklang zu bringen sind, veranlassen mich anzuregen, nochmals zu versuchen, an die Frage von der analytischen Seite heranzukommen. Zu den Erfahrungen, die mit den Ergebnissen von Herrn Berndt im Widerspruch stehen, gehören beispielsweise folgende.

1. In chemisch reiner Natronlauge soll laugenempfindlicher Stahl gehalten haben, während er in technischer Natronlauge anfälliger war. Ferner sollen Chloride in Kalziumnitratlösungen — dies ist verallgemeinert worden — die Zeit bis zur Rißbildung verlängert haben. Nun ist chemisch reine Natronlauge chloridfrei, während nach dem heutigen Stand der Technik anzunehmen ist, daß die technische Lauge vielfach Chloride enthält. Danach würden also die Chloride in Natronlauge ungünstig wirken und nicht, wie aus dem Kalziumnitratversuch gefolgert wurde, immer nur günstig.

2. Oxydierende Stoffe sollen die Gefahr der interkristallinen Spannungskorrosion bei anfälligen Blechen vermindern. Dem steht die Erfahrung entgegen, daß an Behältern für Schwefel-

säure bisher noch niemals Spannungskorrosionen der beschriebenen Art beobachtet wurden. In einer früheren Veröffentlichung[34]) brachte ich Bilder von Stahlblech, das durch Mischsäure, d. h. durch ein Gemisch aus Schwefelsäure und oxydierender Salpetersäure, in der es nach Herrn Berndt weniger anfällig sein sollte, ganz erheblich durch interkristalline Spannungskorrosion zerstört worden ist. Seinerzeit wurde vorgeschlagen, die dort beschriebenen Behälter aus laugenbeständigem Stahl herzustellen. Leider hatte man sich hierzu noch nicht verstehen können, da damals dieser Stahl noch zu wenig erprobt worden war. Hätte man den Versuch gewagt, so wäre unser heutiges Wissen um eine wesentliche Erfahrung reicher.

Diese Beispiele scheinen mir zu beweisen, daß der Vorgang dieser Art interkristalliner Spannungskorrosion doch noch nicht ganz geklärt ist. Die bestimmende Mitwirkung einer Passivierung hat schon Wiszomirsky[35]) ausgesprochen, der annimmt, daß starke Passivierungen sehr oft die Gefahr der interkristallinen Spannungskorrosionen mit sich bringen (daher die starke Wirkung von Kalziumnitrat), während bei starkem Oberflächenangriff die Bildung von interkristallinen Rissen unter Umständen ausbleibt. Man kann hierzu erweiternd annehmen, daß die gesamte Oberfläche bis zu einem gewissen Grade passiviert wird, daß aber die bevorzugte Korrosion der geschwächten Korngrenzen (natürlich nur, wenn sie vorhanden sind) Erzeugnisse großen Volumens liefert, die die Passivierungsschicht an dieser Stelle dauernd durchbrechen und dadurch gestatten, daß der Angriff hier ungehindert vor sich geht.

Die Beobachtung der Herren Houdremont, Bennek und Wentrup, daß die Anfälligkeit gegen interkristalline Spannungskorrosion von dem Glühzustand des Stahles abhängt und nach einer Glühung bei mittleren Anlaßtemperaturen am größten ist, ist auch bei uns gemacht worden. Schweißungen wurden vor dem Biegen zur Jones-Probe durch Abschrecken von 900° und Anlassen auf verschiedene Temperaturen vergütet. Ueber die gefundene Lebensdauer der Jones-Proben unterrichtet *Zahlentafel 4.*

Zahlentafel 4. Einfluß der Wärmebehandlung auf die Standzeit von Jones-Proben aus geschweißtem unlegiertem Stahl in Salzlösung von 60 % $Ca(NO_3)_2$, 3 % NH_4NO_3 und 37 % H_2O.

Wärmebehandlung	Standzeit der Proben
Schweißzustand	1 Probe 1 Tag, 3 Proben 3 Tage
bei 900° geglüht, in Wasser abgeschreckt und angelassen auf	
400°	5 Proben > 25 Tage
500°	2 Proben 3 Tage, 3 Proben > 25 Tage
600°	1 Probe 1 Tag, 2 Proben 5 Tage
650°	5 Proben > 25 Tage.

F.-C. Althof, Seestadt Rostock: Kurz sei über einige neuere Erfahrungen bei Leichtmetallen berichtet, die bei den Ernst-Heinkel-Flugzeugwerken gemacht wurden und die auch für den Eisenhüttenmann bemerkenswert sind.

Bei der interkristallinen Korrosion kommt der Korngrenze ein ganz bestimmtes Potential zu, das stets unedler als das an der Werkstoffoberfläche herrschende ist und dessen Höhe unter Zuhilfenahme der sogenannten Fernschutzwirkung bestimmt werden kann. Unter Fernschutzwirkung versteht man bekanntlich die Erscheinung, daß bei den plattierten Legierungen, deren Plattierwerkstoff sich gegenüber dem Grundwerkstoff elektronegativ verhält, die Deckschicht mehr oder minder stark unterbrochen sein kann, ohne daß eine merkliche Korrosion des Grundwerkstoffes stattfindet, d. h. der Grundwerkstoff wird erst dann angegriffen, wenn die Deckschicht abgetragen ist. Aendert man nun das Potential der Deckschicht nach der edleren Seite hin, so zeigt sich, daß bei Neigung des Grundwerkstoffes zum interkristallinen Zerfall der Fernschutz von einem bestimmten Potential an ausbleibt, das aber unedler ist als das der Grundwerkstoff-Oberfläche. Mit anderen Worten: Das Aufbringen von Plattierschichten mit verschiedenen Potentialen gestattet, das Potential an den Korngrenzen für ein bestimmtes Korrosionsmittel und einen bestimmten Grundwerkstoff durch entsprechendes Abtasten zu ermitteln, indem man das Potential der Deckschicht bestimmt, bei dem gerade der Fernschutz zu verschwinden beginnt und das damit dem der Korngrenze praktisch entspricht. Das Vorhandensein eines unedleren Potentials an der Korngrenze von Grundwerkstoffen mit Neigung zum interkristallinen Zerfall gegenüber der Oberfläche steht auch mit der bekannten Erscheinung im Einklang, daß in solchen Fällen die Fernschutzwirkung infolge des geringeren Potentialgefälles mit der unedlen Deckschicht stets kleiner ist als bei einwandfreiem Werkstoffzustand.

Ich möchte auch die Aufmerksamkeit auf das Verhalten von Werkstoffen mit Neigung zum inter- oder intrakristallinen Zerfall in schwachen Korrosionsmitteln, wie in Luft im Freien oder auch im geschlossenen Raum lenken. Ich kann nur auf Erfahrungen mit Aluminiumlegierungen hinweisen; ich glaube aber, daß auch bei Stählen ähnliche Erscheinungen möglich sind. Bei Aluminium-Magnesium-Legierungen mit Zinkzusätzen kann je nach den Bedingungen die Neigung zum interkristallinen Zerfall so gesteigert oder verringert werden, daß bei der Prüfung auf Spannungskorrosion im Freien oder im geschlossenen Raum mit der Schlaufenprobe — eine der Bügelprobe sehr ähnliche Probenform — Brüche in wenigen Stunden oder auch erst nach Monaten und Jahren eintreten. Ich weiß nicht, ob man bei Stahl schon ähnliche Beobachtungen gemacht hat, halte sie aber nicht für ausgeschlossen. Ich denke besonders an die Drahtbrüche in den Kabeln der amerikanischen Hängebrücken[36]), für deren Ursache meines Wissens noch keine ausreichenden Gründe gefunden werden konnten und deren äußere Kennzeichen einen Spannungskorrosionsbruch inter- oder intrakristalliner Art durchaus möglich erscheinen lassen. Die Erklärung beispielsweise, daß die niedrigere Zugschwellfestigkeit der vergüteten Drähte gegenüber den patentierten die Hauptursache der Brüche gewesen sein soll, bringt keine Erklärung dafür, daß auch Drähte bereits beim Lagern in den Schuppen gerissen sind. Könnte hier der Nachweis eines inter- oder intrakristallinen Zerfalls erbracht werden, so wäre eine einwandfreie Erklärung für die Brüche der Drähte in den Schuppen und in den Kauschen gegeben. Bereits berichtet wurde, daß der Verformung und Wärmebehandlung beim interkristallinen Zerfall besondere Bedeutung zukommt. Wäre es daher nicht denkbar, daß durch die Vergütungsbehandlung bei den Drähten ein spannungskorrosionsempfindlicher Zustand hervorgerufen wird, der bei den patentierten Drähten nicht auftritt?

Erwähnt sei, daß bei demselben Werkstoff je nach den Bedingungen beide Zerfallsarten, inter- oder intrakristalliner Zerfall, auftreten können. Bei Stahl ist der interkristalline Zerfall vorherrschend; vielleicht kommt aber auch unter bestimmten Voraussetzungen ein intrakristalliner Zerfall vor. Wir konnten solches bereits bei einer Metallegierung feststellen. Die Versuche hierüber sind noch nicht ganz abgeschlossen, ich hoffe aber, in Kürze hierüber berichten zu können.

Die Angaben, das Auftreten des interkristallinen Zerfalls mit den Zerfallserscheinungen eines übersättigten Mischkristalls in Verbindung zu bringen und mitunter schon durch geringe Veränderungen des Korrosionsmittels wesentliche Abweichungen oder sogar Umkehrungen hervorzurufen, stimmen weitgehend mit den Beobachtungen bei Nichteisenmetallen überein.

H. Cornelius, Berlin-Adlershof: Ich möchte vorschlagen, den Ausdruck „Laugensprödigkeit" für die hier behandelte interkristalline Korrosion des unlegierten Stahles nicht mehr zu verwenden, da das Auftreten der interkristallinen Korrosion durchaus nicht an das Vorhandensein von Laugen gebunden ist, sondern sie auch in Salzlösungen, stark angesäuerten Salzlösungen und, wie Herr Buchholtz berichtete, sogar in Mischsäure auftritt.

Herr Wentrup hat gezeigt, daß die interkristalline Korrosion durch Glühen des Stahles in Stickstoff sehr stark zunimmt. Man muß annehmen, daß dies auf die Stickstoffaufnahme allein zurückzuführen ist, oder besteht die Möglichkeit, daß in dem Stickstoff, der schwer zu reinigen ist, noch Sauerstoff vorhanden war, so daß eine Oberflächenentkohlung eintreten konnte?

F. Nehl, Mülheim (Ruhr): Die Versuche der Herren Houdremont, Bennek und Wentrup bestätigen und ergänzen in vollem Umfange die Untersuchungen, die seinerzeit bei den Deutschen Röhrenwerken durchgeführt worden sind[37]).

Im chemischen Gerätebau ist noch vielfach die Ansicht verbreitet, daß alterungsbeständiger Stahl in allen Fällen auch laugenbeständig sei. Dies ist nicht der Fall, denn der übliche alte-

[34]) Werner, M.: Korrosion u. Metallsch. 2 (1926) S. 63/69.

[35]) Unveröffentlichte Mitteilung.

[36]) Iron Age 124 (1929) S. 1539/40; Proc. Amer. Soc. Test. Mat. 30 (1930) II, S. 313/49; 36 (1936) II, S. 21/84; vgl. Stahl u. Eisen 57 (1937) S. 874/77.

[37]) Nehl, F., und W. Werner: Stahl u. Eisen 59 (1939) S. 1155/57 (Werkstoffaussch. 481).

rungsbeständige Stahl hat durchweg einen zu geringen Aluminiumgehalt und ist daher nicht genügend laugenbeständig. Ich halte diesen Hinweis für erforderlich, weil es immer wieder vorkommt, daß für Vorrichtungen, die dem Angriff von Laugen ausgesetzt werden, ohne jeden weiteren Hinweis Bleche in alterungsbeständiger Güte bestellt werden, die zwar eine gute Alterungskerbschlagzähigkeit aufweisen, aber in ihrer Laugenbeständigkeit nicht genügen.

F. Bollenrath, Berlin-Adlershof: Herr Althof sprach davon, daß bei der interkristallinen Korrosion der Korngrenze ein ganz bestimmtes Potential zukommt. Es wäre wertvoll zu erfahren, wie das Potential an den Korngrenzen bestimmt wird.

F.-C. Althof: Durch Messung des Potentials des Plattierwerkstoffes, bei dem der Fernschutz gerade aufhört. Dieses Potential kommt praktisch dem der Korngrenze gleich. Solange der Plattierwerkstoff unedler ist als die Korngrenze und die noch edlere Oberfläche des Grundwerkstoffes, tritt ja infolge der Fernschutzwirkung keine Zerstörung des Grundwerkstoffes ein.

H. Bennek, Essen: Zu der Angabe, daß mechanische Spannungen unwesentlich für die Entstehung der Laugensprödigkeit sind, möchte ich auf folgendes Beispiel hinweisen. Wir untersuchen seit etwa zwölf Jahren jeden Laugenkasten, der aus irgendwelchen Gründen ausfällt. Die Kästen sind aus den verschiedensten Sorten unlegierten Stahles, gelegentlich auch schon aus Thomasstahl, hergestellt worden. Sie halten im allgemeinen zwei bis fünf Jahre und werden dann durch allgemeine Korrosion zerstört. In keinem Falle konnten wir trotz sorgfältiger Untersuchung Rißbildung feststellen, obwohl in jedem Kasten viele tausend Bügelproben zu Bruch gegangen sind. Ebensowenig haben sich jemals in den weniger beanspruchten Teilen der Schenkel der Bügelproben Laugenrisse gezeigt.

H. Wentrup, Essen: Zu den Ausführungen von Herrn Berndt möchte ich die Bemerkungen, die Herr Carius schon gemacht hat, noch in einigen Punkten ergänzen. Fest steht ja, daß Herr Berndt nach seinen Untersuchungen zu derselben Arbeitsannahme gekommen ist, zu der wir auf Grund unserer langjährigen Erfahrungen gelangt sind. In diesem Punkte besteht volle Uebereinstimmung. Es decken sich jedoch noch nicht die Anschauungen über den eigentlichen Vorgang der Rißbildung. Wir sind uns wohl darüber klar, daß eine oxydierende Lösung oder eine Passivierung eine erforderliche Vorbedingung für die interkristalline Korrosion ist. Ob jedoch die Rißbildung tatsächlich so verläuft, wie Herr Berndt sich das vorstellt, erscheint zur Zeit noch zweifelhaft. Meines Erachtens sind zu dieser Frage erst noch weitere Untersuchungen zu machen, da die bisherigen noch keine klare Deutung zulassen.

Zu den Tatsachen, die Herr Berndt anführte, möchte ich nur noch auf die Feststellung eingehen, daß seine Kali- und Natronlaugen Bügelproben nicht angegriffen haben. Bei den Untersuchungen des U. S. Bureau of Mines[38]), die zur Erforschung des Einflusses der Belastung beim Korrosionsangriff durch Natronlaugen gemacht wurden, hat sich gezeigt, daß die Natronlauge außerordentlich langsam angreift, d. h., daß man eine sehr hohe Belastung braucht, um in kurzer Zeit zur Rißbildung zu kommen. Daher ist durchaus denkbar, daß bei den Bügelproben die mechanische Spannung nicht so hoch war, daß Herr Berndt innerhalb der kurzen Versuchsdauer von zehn Tagen Risse bekommen konnte.

Die Ausführungen von Herrn Buchholtz waren im wesentlichen eine Bestätigung unserer Untersuchungen. Bemerkenswert war zu sehen, wie Röhrenwerkstoffe wegen ihrer höheren Erhitzung besonders im Schweißherd noch stärker zur Oberflächenverletzung neigen, als dies bei Blechwerkstoffen der Fall ist.

Was Herr Buchholtz über den Angriff von Mischsäuren sagte, bestätigt unsere Erkenntnis aus Laboratoriumsversuchen, daß man auch mit Salpetersäure in ganz bestimmten Konzentrationen interkristalline Risse bekommen kann. Bemerkenswert sind seine *Bilder 34 und 35* noch dadurch, daß er einen Fall zeigte, bei dem sich die interkristallinen Risse neben einer Schweißnaht in der Zone der größten Schweißspannungen gebildet hatten.

Was die Frage anbetrifft, ob die Oberflächenbeschädigung des laugenbeständigen Stahles durch Entkohlung oder Stickstoffaufnahme bewirkt wird, so kann ich mich der Deutung, die Herr Buchholtz unseren Gefügeaufnahmen gibt, nicht anschließen, da wir ja die ungünstige Wirkung des Stickstoffs auch in anderen Fällen nachweisen konnten. Man sieht ja beispielsweise auch, daß andere oxydierende Mittel, wie z. B. Kohlendioxyd, schwächer angreifen als Stickstoff. Die Oxydation oder Entkohlung der Oberfläche spielt trotzdem, wie ich nachwies, neben dem Stickstoff noch eine ganz wesentliche Rolle.

Zu den Ausführungen von Herrn Althof kann ich nur sagen, daß gerade die Erfahrungen, die von der Leichtmetallindustrie bei der interkristallinen Korrosion der aushärtenden Aluminiumlegierungen gemacht wurden, unseren Forschungen wertvolle Anregungen gegeben haben, weil sich hier der Zusammenhang der Vorgänge mit der Uebersättigung der Mischkristalle und den Anlaßbehandlungen klar nachweisen ließ. Ich kann mir deshalb sehr gut vorstellen, daß darüber hinaus auch die Erfahrungen, die dort zum chemischen Vorgang der Rißbildung und seiner Erforschung gemacht werden, uns weitere Anregungen geben.

Herrn Cornelius stimme ich bei, daß der Ausdruck „Laugensprödigkeit" unrichtig ist. Er ist dadurch zustande gekommen, daß in der chemischen Industrie auch bei hochkonzentrierten Salzlaugen von Laugen gesprochen wird. Der Ausdruck „Sprödigkeit" stammt noch aus der Zeit, in der man feststellte, daß ein Stahl mit schlechter Kerbschlagzähigkeit auch zur Rißkorrosion neigte.

Zur Frage des Sauerstoffgehaltes des Stickstoffs bei den Glühversuchen mit beständigem Stahl ist zu erwähnen, daß wir zunächst auch den Verdacht hatten, daß Sauerstoff der eigentliche Urheber der Verschlechterung sei. Das hat sich aber nicht bestätigt. Wir haben vielmehr festgestellt, daß dieselbe Erscheinung auch eintritt, wenn wir beispielsweise mit Ammoniak nitrierten.

Sehr wertvoll ist der Hinweis von Herrn Nehl, daß man nicht einfach die Laugenbeständigkeit eines Werkstoffs nach seiner Alterungskerbzähigkeit beurteilen darf. Wir sind aber auf Grund verschiedener Untersuchungen doch der Ansicht, daß Alterungskerbzähigkeit und Laugenbeständigkeit in gewissen Grenzen miteinander parallel gehen. Nur ist diese Parallelität nicht nach einzelnen Untersuchungen festzustellen, weil doch die Prüfung der Alterung durch die Kerbschlagzähigkeit recht schwierig ist, denn die Kerbschlagzähigkeit hängt noch stark von anderen Einflüssen als von der Alterung ab. Großzahlmäßig kann man aber feststellen, daß die Alterungskerbzähigkeit mit der Laugenbeständigkeit im großen und ganzen parallel geht. Allerdings muß, wie Herr Nehl richtig sagte, die Einschränkung gemacht werden, daß eine gute Kerbschlagzähigkeit dabei noch lange nicht eine gute Laugenbeständigkeit bedeutet. Dies kommt wohl daher, daß die Kerbschlagzähigkeit schon schneller auf die Aluminiumdesoxydation anspricht als die Laugenbeständigkeit.

G. Berndt, Mülheim (Ruhr): Herr Werner weist darauf hin, daß in meiner Arbeit einige Mitteilungen enthalten seien, die sich einander widersprächen. Ich habe angeführt, daß durch Zugabe von gewissen Chloriden die Rißanfälligkeit von unlegiertem Stahl in Nitratlösung beseitigt werden kann. Diese Feststellung ist, wie hier ergänzend nachgetragen sei, nicht nur in Kalziumnitratlösung, sondern auch in Kupfer-, Zink-, Kalium- und Ammonnitrat gemacht worden. Da ich in chemisch reiner Natronlauge keine interkristalline Korrosion fand und da anderseits technische Natronlauge in gewissem Umfange Chloride und teilweise wohl auch Chlorate enthält, so habe ich darauf hingewiesen, daß möglicherweise für die Entstehung der interkristallinen Risse das Vorhandensein dieser Verunreinigungen ausschlaggebend sei. Versuche, die in dieser Richtung mit chemisch reiner Natronlauge unter Zusatz von Chloriden durchgeführt wurden, sind noch nicht ganz abgeschlossen. Die bisher erhaltenen Ergebnisse deuten aber auf die Richtigkeit dieser Vermutung hin.

Dies bedeutet lediglich einen scheinbaren Widerspruch zu den in den Nitratlösungen gemachten Feststellungen. Man muß sich vor Augen halten, daß die Wirkung von angriffsbeschleunigenden Zusätzen, beispielsweise von Chloriden, davon abhängt, welche Art Angriffsmittel die Probe sonst noch vorfindet. Ist das Angriffsmittel derartig beschaffen, daß von vornherein eine zusammenhängende Schutzschicht auf der Oberfläche entsteht, wie dies bei Natronlauge der Fall ist, so wirken diese Angriffsbeschleuniger innerhalb eines gewissen Konzentrationsbereiches lediglich in der Richtung ein, daß sie den Angriff auf gewisse Punkte lokalisieren. Eine weitere Erhöhung des Zusatzes hat dann zur Folge, daß eine Ausdehnung des örtlichen Angriffs auf die ganze Fläche erfolgt, so daß also eine Intensivierung des Angriffs von Passivität über Lochfraßerscheinungen oder interkristalline Korrosion bis zur allgemeinen Flächenkorrosion stattfindet. Nitratlösungen erreichen an sich lediglich den zweiten Zustand, d. h. also den des örtlichen Angriffs. Wird zu einer

[38]) Schroeder, W. C., A. A. Berk und E. P. Partridge: Proc. Amer. Soc. Test. Mat. 36 (1936) II, S. 755/69.

solchen Lösung ein Chlorid gegeben, so erscheint dann bei ausreichender Konzentration gleich das letzte Stadium, nämlich die Flächenkorrosion. Diese Beobachtung wird im übrigen ziemlich eingehend auch von U. R. Evans[39]) behandelt. Aus dieser Vorstellung würde sich ganz zwanglos das unterschiedliche Verhalten von Chloriden in Nitrat- und Laugenlösungen erklären lassen. Bei einem zur allgemeinen Flächenkorrosion ausreichenden Zusatz von Chloriden würden diese die vorhandene Neigung zur interkristallinen Korrosion bekämpfen können; beispielsweise sind in einer technischen Natronlauge, die etwa 4 % Chlorid und 1,5 % Chlorat enthielt, Risse selbst nach 50tägiger Beobachtung nicht aufgetreten.

Zu dem Hinweis von Herrn Werner, daß die Feststellungen über den den interkristallinen Angriff vermindernden, nicht verhütenden Charakter von oxydierenden Stoffen in Widerspruch zu gewissen Betriebserfahrungen stehen, gilt sinngemäß das gleiche, was für die Einwirkung von Chloriden auf Nitrate bzw. Laugenlösungen gesagt worden ist. Der Einfluß von oxydierenden Stoffen ist von mir lediglich in Nitratlösung untersucht worden. Nitratlösungen haben schwach oxydierende Eigenschaften und führen, wie schon vorher betont, zur Ausbildung einer nicht an allen Stellen ausreichend beständigen Schutzschicht. Wird nun die Sauerstoffkonzentration eines solchen Mittels erhöht, beispielsweise durch Zugabe von stärker oxydierenden Stoffen, so ist Aussicht vorhanden, daß eine allgemeine Passivierung der Stahloberfläche einsetzt. Werden solche oxydierenden Stoffe aber Lösungen zugesetzt, die von Haus aus eine Flächenabtragung des Werkstoffes bedingen, so kann hierbei ein Zustand eintreten, der zur interkristallinen Korrosion oder zu Lochfraßerscheinungen führen kann. Beim Zusatz solcher Stoffe zu Lösungen, die an sich schon eine allgemeine Passivierung der Oberfläche bewirken, haben sie keinen Einfluß auf den weiteren Ablauf der Reaktion.

Die Ausführungen von Herrn Carius beruhen im wesentlichen auf zwei Irrtümern. Er nimmt erstens an, daß eine in eine Nitratlösung gebrachte Eisenelektrode ein Potential zeigt, das von stark negativen Werten nach stark positiven Werten herüberwechselt. Dies ist aber, wie aus den von mir gezeigten Kurven hervorgeht, nicht der Fall. Es findet lediglich im Verlauf der Passivierung eine Veränderung des Potentials von stark negativen nach schwächer negativen Werten statt. Das Sauerstoffpotential wird in keinem Fall erreicht. Im übrigen spricht eine Eisenelektrode auch nicht, wie Herr Carius anzunehmen scheint, konzentrationsrichtig auf den Sauerstoffgehalt der Nitratlösung an. Vielmehr findet beim Eintauchen eine Reaktion zwischen dem Nitrat-Ion und dem Eisen statt, unter Bildung von verhältnismäßig beständigen Eisenoxyden bzw. Hydroxyden. Die Probe zeigt also nicht das Sauerstoffpotential der Lösung, sondern das Potential des Ueberzuges an, ein immerhin nicht ganz unwesentlicher Unterschied. Weiter irrt Herr Carius, wenn er annimmt, daß die Schwankungen, die bei der Aufnahme der Zeit-Potential-Kurven festzustellen sind, unabhängig davon auftreten, ob es sich um rißfesten oder rißanfälligen Stahl handelt. Die gezeigten Kurven beweisen genau das Gegenteil. Rißfester und rißanfälliger Werkstoff unterscheiden sich grundsätzlich in den Zeit-Potential-Kurven.

Ferner weist Herr Carius darauf hin, daß, falls die entwickelte Osmosetheorie über die Entstehung der Risse richtig sei, solche auch bei unverformtem Werkstoff auftreten bzw. die Proben kornzerfallsähnliche Erscheinungen aufweisen müßten. Diese Ansicht ist ja durch meine Arbeit[33]) bestätigt worden (vgl. Bilder 12 bis 14).

Herr Bennek gibt an, daß, falls die Zugbeanspruchung nicht für den Reaktionsablauf entscheidend sei, auch an den weniger beanspruchten Stellen der Biegeproben Risse auftreten müßten. Er habe dies allerdings bisher nicht beobachtet. Ich möchte dem entgegenhalten, daß von der großen Zahl der in unserem Laboratorium untersuchten Laugenproben in den meisten Fällen die Proben nicht in der Zone der höchsten Beanspruchungen, sondern nach den Schenkeln verschoben, gerissen sind.

[39]) Korrosion, Passivität und Oberflächenschutz von Metallen. Deutsche Bearb. von E. Pietsch. Berlin 1939. S. 298/312.

Umschau.

Die Entwicklung der Lichtbogenöfen in den Vereinigten Staaten von Nordamerika.

In zwei Aufsätzen bringen W. E. Moore[1]) über die ofentechnische und H. P. Raßbach[2]) über die metallurgische Seite der Entwicklung der Lichtbogenöfen in den Vereinigten Staaten von Nordamerika seit dem Weltkrieg bemerkenswerte Mitteilungen. W. E. Moore schildert, wie in bereits zwölf Unternehmungen für Walzblockerzeugung gewöhnlicher Stahlsorten der Lichtbogenofen die einzige Erzeugungsquelle ist. Während dieser Ofen bisher lediglich für die Herstellung ausgesprochener Edelstähle überlegen war, beginnt heute der mit Korb beschickte Lichtbogenofen mit hoher Umspannerleistung auch für einfache Stahlsorten mit dem Siemens-Martin-Ofen in Wettbewerb zu treten. Nach Verdrängung des Tiegelofens hat der Lichtbogenofen die ganze Werkzeugstahlerzeugung übernommen und beherrscht bereits das Gebiet des hochwertigen Graugusses, des dünnwandigen Gusses und des Zentrifugalgusses. Diese rasche Entwicklung ist zweifellos durch die in den Vereinigten Staaten von Nordamerika überschüssige elektrische Energie begünstigt worden. Eine Voraussetzung für diese Entwicklung waren auch die Fortschritte in der Elektrodenherstellung, insbesondere der Nippelverbindungen. Hierin waren die Vereinigten Staaten von Nordamerika seinerzeit bekanntlich bahnbrechend. Dieser Vorsprung ist aber in Deutschland trotz schwieriger wirtschaftlicher Verhältnisse und der kärglicheren Rohstofflage völlig aufgeholt worden. Wenn heute in den Vereinigten Staaten von Nordamerika Graphitelektroden bis 510 mm Dmr. und Kohleelektroden bis zu 1020 mm Dmr. hergestellt werden, so werden diese Abmessungen in Deutschland bei laufender Erzeugung schon überschritten. Söderberg-Elektroden werden in den Vereinigten Staaten von Nordamerika bis zu 3 m Dmr. verwendet. Für kippbare Oefen, insbesondere für Lichtbogenöfen, haben sich diese Elektroden in größerem Maßstab ebensowenig wie in Deutschland einbürgern können. Als weiteres Kohleerzeugnis haben Kohlenstoffsteine für Karbid- und Ferrosilizium-Oefen ebenso wie in Deutschland Anwendung gefunden und sich hervorragend bewährt. Die Verbesserung der Herstellung der Silikasteine und die Bekämpfung ihrer Neigung zum Abplatzen hat auch hier große Fortschritte gemacht. Die Verwendung von Mullitsteinen und -stampfmasse für kleinere Lichtbogenöfen hat hier ebenfalls Eingang gefunden. Die Weiterentwicklung in dieser Richtung wird in den Vereinigten Staaten von Nordamerika sehr günstig beurteilt.

Selbstverständlich wird in den Vereinigten Staaten von Nordamerika der Verbilligung der Betriebskosten durch Beschleunigung des Schmelzungsganges größte Aufmerksamkeit geschenkt. In diesem Zusammenhang haben schnelle Bewegung der Elektroden, schnelleres Abschlacken über die Arbeitstür statt über die Schnauze und Rückwärtskippen des Ofens, Ausmauern der Seitenwände an Stelle des Stampfens und vor allem die Korbbeschickung die größte Bedeutung. Während in Deutschland das Portal und der ausfahrbare Ofen überwiegt, hat sich in Amerika der ausschwenkbare Deckel eingebürgert und die Schrottrutschen weitgehend verdrängt. Der Korbbeschickung kam als Vorteil die Verwendungsmöglichkeit für leichteren Schrott sehr zustatten. Während diese Neuerungen durchweg auch in Deutschland seit langem Eingang gefunden haben, ist man in den Vereinigten Staaten von Nordamerika noch einen Schritt weitergegangen, der für die Zukunft die Wettbewerbsfähigkeit des Lichtbogenofens gegenüber dem Siemens-Martin-Ofen noch weiter begünstigen wird. So wurde ein 12-t-Ofen, der eine Gesamtschmelzdauer von 2 h hat, mit 7500 kVA ausgerüstet. Der kWh-Verbrauch je t wird mit 680 angegeben und erscheint unter Berücksichtigung der kurzen Schmelzzeit reichlich hoch. Es scheint, als ob dies auf große Verluste zurückzuführen ist, die bei den großen Stromstärken in den Leitungen zu erwarten sind. Diese Zusammenhänge, die bei der Erstellung größter Oefen in Erscheinung treten, werden zur Zeit in Deutschland eingehend untersucht und neue Wege zu ihrer Behebung beschritten. Die Anwendung dieser Erkenntnisse auf kleinere Oefen mit großer elektrischer Leistung muß weitere Verbesserungen der Wirtschaftlichkeit und damit neue und größere Anwendungsgebiete zur Folge haben.

H. P. Raßbach weist in seinem Beitrag darauf hin, daß es außer dem basischen Lichtbogenofen keinen Ofen gibt, der unter so verschiedenen Schlacken arbeiten kann, von der stark oxydierenden in allen Abstufungen bis zur stark reduzierenden, wobei die Schlacken leicht abgezogen und erneuert werden können. Desgleichen gestattet allein der Lichtbogenofen die mannig-

[1]) Electrochem. Soc., Vorabdruck 77—27, 1940, S. 355/61.
[2]) Electrochem. Soc., Vorabdruck 77—29, 1940, S. 383/93.

faltigsten Veränderungen in der Temperaturführung. Die Legierungen können weitgehend aus dem Schrott zurückgewonnen werden und hindern den Schmelzverlauf — im Gegensatz zum Siemens-Martin-Ofen — in keiner Weise. Wegen der Reinheit der Stähle wird der durchaus richtige Standpunkt vertreten, daß die Auffassungen über die Entfernung vorhandener nichtmetallischer Einschlüsse noch geteilt sind. Der sicherste Weg, Einschlüsse zu bekämpfen, liegt in der Vermeidung ihrer Entstehung. Dazu bietet wieder der Lichtbogenofen durch die kräftige Reduktionswirkung der Karbidschlacke die beste Voraussetzung. Die Legierungszusätze werden erst bei weitgehend ausgefeintem Bad gegeben. Die Erfahrung, daß das Feinen durch hohe Temperaturen begünstigt wird, findet ihre Bestätigung in der Betriebspraxis in den Vereinigten Staaten von Nordamerika. Im übrigen wird auch die in Deutschland vorherrschende Auffassung vertreten, daß die Einschlüsse hauptsächlich auf metallurgische Fehler in der Schmelzführung zurückzuführen sind und erst in zweiter Linie durch einen Angriff der feuerfesten Zustellung des Ofens oder der Pfanne, Kanalsteine usw. Diese letzten Fehlerquellen sind vor allem bei übermäßig heißen Schmelzen zu erwarten. Auch die Zunahme der Einschlüsse bei sehr großen Blöcken wird bestätigt. Zur Erzielung von möglichst wenigen Einschlüssen, geringsten Seigerungen und eines feinen Gußgefüges wird empfohlen, so kalt wie es eben praktisch durchführbar ist zu gießen. Allgemeingültige Regeln für die Gießtemperatur gibt es nicht. Diese ist weitgehend von der Stahlzusammensetzung abhängig. Außerdem müssen Zugeständnisse mit Rücksicht auf die für die Weiterverarbeitung unerläßliche saubere Blockoberfläche gemacht werden.

Schließlich werden noch die Nachteile des Lichtbogenofens besprochen, zu denen gezählt werden:

1. Die Flockenempfindlichkeit des darin erschmolzenen Stahles und

2. die noch unbekannte Beeinflussung des schmelzenden Einsatzes durch die Einwirkung des Lichtbogens, insbesondere die Stickstoffaufnahme. Die außerordentlich weitgehenden Maßnahmen in den Vereinigten Staaten von Nordamerika zur Erzielung vollständig wasserfreier Schlackenbildner, besonders die Maßnahmen für die Verpackung des gebrannten Kalkes und dessen Lagerung, beispielsweise die Verwendung desselben in verlöteten Blechtrommeln, sind hier bekannt geworden, ohne jedoch in gleicher Weise Eingang zu finden. In Deutschland geht man lieber den Weg, durch entsprechende metallurgische Arbeit im Ofen und in der Weiterverarbeitung die Flockengefahr zu vermeiden. Man kann ohne Uebertreibung sagen, daß auf diese Weise die Flockengefahr vollkommen vermieden werden kann. Selbstverständlich wird auf die Beschaffenheit der Schlackenbildner auch hier großer Wert gelegt. Ein niedriger Stickstoffgehalt wird ebenfalls durch entsprechende Ofenarbeit erreicht. *Heinz Siegel.*

Fortschritte im Gießereiwesen im Jahre 1939.

[Fortsetzung von Seite 771.]

2. Schmelzbetrieb.

Kupolofenuntersuchungen sind in den letzten Jahren stark in Fluß gekommen. M. Barigozzi[77]) legte dem Internationalen Gießereikongreß 1939 in London eine sehr bemerkenswerte Arbeit über die Gesetze des Kupolofens vor, wobei er teilweise den Ueberlegungen von H. Jungbluth und P. A. Heller[78]), H. Korschan[79]) sowie H. Jungbluth und H. Korschan[80])[81]) folgt. In zwei wesentlichen Punkten dagegen weicht er von ihren Ergebnissen ab. In den oben erwähnten Arbeiten wurde der Zusammenhang zwischen Luftmenge L je kg Kohlenstoff und dem scheinbaren Wirkungsgrad der Verbrennung η_v, d. h. dem Verhältnis $\frac{CO_2}{CO_2 + CO} \cdot 100$ durch die Formel wiedergegeben:

$$L = 4{,}45 \cdot \frac{100 + \eta_v}{100}.$$

Da Barigozzi die benötigten Luftmengen m auf 1 kg Koks mit 86 % Kohlenstoff und 18° Lufttemperatur bezieht und als scheinbaren Wirkungsgrad der Verbrennung i die Größe $\frac{CO_2}{CO_2 + CO}$ wählt, nimmt die obige Formel in Barigozzis Schreibweise die Form an:

$$i = 4{,}08\ (1 + m). \qquad (1)$$

Barigozzi erkennt die theoretische Richtigkeit dieser Formel an, glaubt aber, auf Grund seiner eigenen Untersuchungen an einer großen Anzahl italienischer Kupolöfen in Wirklichkeit einen anderen Zusammenhang zwischen m und i (oder, was dasselbe ist, L und η_v) feststellen zu müssen, nämlich:

$$m = \frac{4{,}08}{1 - i^{1{,}47}}.$$

Für i-Werte zwischen 0,4 und 0,8 kann man nach Barigozzi die obige Formel mit hinreichender Genauigkeit durch die einfachere ersetzen:

$$m = 2{,}34\,\frac{2 - i}{1 - i} - 0{,}1\ ^{82)}. \qquad (2)$$

Eine Nachrechnung zeigt, daß diese Formel (2) zu viel zu hohen Windmengen führt. Es ist nicht möglich, die minutlich angeblich zugeführte Sauerstoffmenge an Koks, Eisen, Mangan und Silizium zu binden. Jungbluth und Heller schlossen seinerzeit aus diesen Verhältnissen, daß die mit Meßgeräten bestimmten Windmengen entweder unrichtig sind, oder aber daß zwischen Meßstelle und Düsen durch Undichtigkeiten ein entsprechend hoher Windverlust eintritt. Die Berichterstatter stehen auch heute noch auf diesem Standpunkt[82a]) und drückten aus diesem Grunde Zweifel an den älteren Berechnungen von Barigozzi[83]) und seinen dort gefundenen Windmengen aus. Aus diesem Grunde sind die Berichterstatter nicht in der Lage, Barigozzi bezüglich des von ihm gefundenen Zusammenhanges zwischen m und i zu folgen[84]). Der zweite Punkt, zu dem Barigozzi im Gegensatz zu Jungbluth und Korschan steht, bezieht sich auf den Zusammenhang zwischen Kokssatz oder C je 100 kg Fe und i oder η_v. Jungbluth und Korschan fanden, daß sich die von Jungbluth und Heller festgestellte Beziehungskurve zwischen kg C je 100 kg Fe $\left(\text{nämlich: } \frac{K \cdot k}{100}\right)$ und η_v durch die Gleichung

$$\eta_v = \frac{386{,}5}{\frac{K \cdot k}{100}} + 15$$

wiedergeben lassen. In der Schreibweise von Barigozzi nimmt sie die Form

$$i = \frac{4{,}49}{K} + 0{,}15 \qquad (3)$$

an. Barigozzi meint, daß diese Formel keine allgemeine Gültigkeit haben könne, sondern nur für den Sonderfall, der von Jungbluth und Heller sowie von Jungbluth und Korschan bearbeitet wurde. Zunächst sei hierzu bemerkt, daß auch Jungbluth und Heller sowie Jungbluth und Korschan mit Nachdruck betonten, die von ihnen angegebenen zahlenmäßigen Zusammenhänge gälten natürlich nur für die von ihnen zugrunde gelegten Versuchsbedingungen. Gerade deshalb untersuchten H. Jungbluth und E. Brühl[85]) Oefen verschiedenen Durchmessers auf ihren Zusammenhang zwischen Kokssatz und η_v hin, weil gegebenenfalls zu vermuten stand, daß mit wachsendem Ofendurchmesser bei gleichen Kokssätzen η_v einen anderen Wert annehmen würde. Dabei fanden sie, daß der von Jungbluth und Heller gefundene Zusammenhang zwischen kg C je 100 kg Fe und η_v für Kupolöfen zwischen 600 und 1300 mm sich nicht ändert, die Beziehungskurve für diese Verhältnisse also ein Festwert zu sein scheint, wobei die natürlichen Streuungen selbstverständlich mit in Kauf genommen werden müssen. Barigozzi dagegen meint, daß man nicht so ohne weiteres einen Zusammenhang zwischen Kokssatz und i bzw. η_v bilden könne. Das Entscheidende sei vielmehr die Schichthöhe des Satzkokses. Er geht dabei von folgenden An-

[77]) Foundry Trade J. 61 (1939) S. 41/42.

[78]) Techn. Mitt. Krupp 1 (1933) S. 99/105; Arch. Eisenhüttenw. 7 (1933/34) S. 153/55.

[79]) Dr.-mont.-Diss. Leoben 1938.

[80]) Techn. Mitt. Krupp, A: Forsch.-Ber., 1 (1938) S. 79/100; Arch. Eisenhüttenw. 12 (1938/39) S. 167/73.

[81]) Jungbluth, H.: Gießerei 26 (1939) S. 113/20 u. Berichtigung S. 343.

[82]) Barigozzi glaubt, diese Formel im Bereiche von i = 0,4 bis 1,0 benutzen zu können. Das ist schon deshalb nicht möglich, weil bei i = 1,0 m = ∞ wird. Die Berichterstatter stellen fest, daß sie im oben angegebenen Bereich tatsächlich die genauere Formel hinreichend ersetzt.

[82a]) Vgl. Stahl u. Eisen 59 (1939) S. 1071.

[83]) Congr. Int. Fond. Pologne. Warszawa-Kraków, 15. bis 17. Sept. 1938. Mém. 20. 16 S. Vgl. Stahl u. Eisen 59 (1939) S. 1071.

[84]) Vgl. auch Jungbluth, H.: Rassegna della Fonderia 2 (1940) S. 56/62.

[85]) Techn. Mitt. Krupp, A: Forsch.-Ber., 2 (1939) S. 1/4.

sätzen aus: Bezeichnet K den Kokssatz in %, C das Gewicht des Satzkokses je m^2 Ofenquerschnitt, Γ das Gewicht des Eisensatzes je m^2 Ofenquerschnitt und S_s die Schichthöhe des Satzkokses im Ofen, beträgt außerdem das Schüttgewicht des Kokses 450 kg/m^3, dann ist

$$K = \frac{C \cdot 100}{\Gamma}$$

und

$$K = \frac{45\,000\ S_s}{\Gamma}. \qquad (4)$$

Nach Barigozzi besteht nun in Wirklichkeit nicht etwa ein Zusammenhang zwischen i und K, sondern zwischen i und S_s, der durch folgende Gleichung für den Fall von $\Gamma = 600$ bis 900 kg wiedergegeben werden kann:

$$i = \frac{0{,}085}{S_s} + 0{,}15. \qquad (5)$$

Barigozzi stellt fest, daß für den Fall von $\Gamma = 900$, der bei Jungbluth und Heller sowie Jungbluth und Korschan vorlag, die Formel (5) in die Formel (3) übergeht. Für $\Gamma =$ Werte unter 600 müßten sich neue, von ihm noch nicht ermittelte Beziehungskurven zwischen i und S_s zeichnen lassen. Errechnet man über Barigozzis Ueberlegungen hinaus aus Formel (4) das S_s und setzt es in Formel (5) ein, dann erhält man

$$i = \frac{0{,}085 \cdot 45\,000}{K \cdot \Gamma} + 0{,}15.$$

In die von Jungbluth gewählte Schreibweise übergeführt, nimmt die Formel die Form an:

$$\eta_v = \frac{382\,000}{K \cdot \Gamma} + 15, \qquad (6)$$

wobei, wie immer, der Koks mit 86 % C gerechnet ist. Man sieht zunächst aus Formel (6), daß auch nach Barigozzi für gleiche Γ sehr wohl ein Zusammenhang zwischen η_v und K besteht. Im Gegensatz zu Jungbluth nimmt Barigozzi zusätzlich noch einen Einfluß der Eisensatzgröße an. Für den Fall von $\Gamma = 600$, 700, 800, 900 und 1000 kg/m^2 kann man ein Schaubild mit η_v als Ordinate und K als Abszisse aufstellen, in dem sich die η_v-Linien schichtenförmig nach Γ absetzen müßten. Das erscheint den Berichterstattern aber unwahrscheinlich. Außerdem wurde ein großer Teil der Versuche, die Jungbluth und Heller sowie Jungbluth und Korschan auswerteten, so durchgeführt, daß Eisen und Koks gemeinsam in die Begichtungskübel eingesetzt und in den Ofen geschüttet wurden. Von einer nennenswerten Schichtenbildung kann unter solchen Umständen nicht recht gesprochen werden. Aber selbst wenn man Eisen und Koks getrennt aufgibt, wird man vielleicht im oberen Teil des Kupolofens, besonders bei Zentralbegichtung, noch eine gewisse Lagenbildung von Eisen und Koks feststellen können; diese Lagen werden aber gewiß nicht mehr erhalten sein, wenn die Eisen- und Koksgichten im Kupolofen in die Verbrennungszone gesunken sind. Die Berichterstatter können deshalb Barigozzi auch in diesem Punkte nicht folgen. Uebrigens liegt der weitaus größte Teil von Barigozzis eigenen η_v-Werten, in Abhängigkeit vom Kokssatz aufgetragen, innerhalb der Streukurve, die Jungbluth und Brühl für Ofendurchmesser von 600 bis 1300 mm gefunden haben. Barigozzi deutet in seiner Arbeit darauf hin, daß die Beziehungskurve zwischen K und η_v auch durch die Stückgröße des Kokses oder durch seine verschiedene Reaktionsfähigkeit eine Verschiebung erleiden muß, wobei er mangels Beobachtungsunterlagen keine näheren Angaben macht. In diesem Punkte möchten die Berichterstatter mit Barigozzi allerdings völlig übereinstimmen. Es sei an die Arbeit von G. Buzek und M. Czyzewski[86]) erinnert, in der bereits für einige Sonderfälle dieser Art Zahlen vorliegen. Das Grundschaubild von Jungbluth und Heller, das den Zusammenhang zwischen stündlicher Schmelzleistung und minutlicher Windmenge wiedergibt, bleibt auch nach Barigozzi grundsätzlich erhalten, nur zahlenmäßig verschieben sich die Geraden, weil Barigozzi wesentlich höhere Windmengen je kg C bei den verschiedenen Kokssätzen annimmt als Jungbluth und Heller. Zusammenfassend kann man sagen, daß der Grundgedanke Barigozzis richtig ist, nämlich daß der Zusammenhang zwischen Kokssatz und Verbrennungsverhältnis, wie er von Jungbluth und Heller mitgeteilt wurde, noch im einzelnen genauer untersucht werden muß, jedoch nur für bestimmte Sonderfälle, z. B. besonders kleinstückigen oder großstückigen Koks oder für Koks mit besonders hoher Reaktionsfähigkeit. Für die gewöhnlich vorliegenden Verhältnisse im Kupolofen sind diese Zusammenhänge von Jungbluth, Heller und Korschan nach Meinung der Berichterstatter richtig wiedergegeben und können demnach als allgemeingültig gelten. Barigozzis Formel, die den Zusammenhang zwischen Windmenge je kg Koks und Verbrennungsverhältnis wiedergibt, halten die Berichterstatter allerdings in jedem Falle für nicht richtig. Sie meinen, daß Barigozzi ein Opfer falscher, von ihm selbst vielleicht nicht durchgeführter Windmengenmessungen geworden ist. Bereits vor 30 Jahren glaubte G. Buzek[87]) bewiesen zu haben, daß die günstigste Windmenge für einen Kupolofen 100 $m^3/m^2 \cdot min$ betrage, wobei er von der Vorstellung ausging, daß die Windgeschwindigkeit im Ofen von etwa 30 m/s die günstigste sei. Neuerdings will M. Czyzewski[88]) auf anderer Grundlage diesen Beweis wieder erbringen, wobei er allerdings von vornherein die Einschränkung macht, daß diese Windmenge nur für „normale Bedingungen" gelte, d. h. bei einem Koksverbrauch von 9 bis 10 %, guter Gießereikoks vorausgesetzt, bei nicht zu hohen Ansprüchen an die Eisentemperatur usw. Er zeigt zunächst, daß, wenn, auf 100 kg Eisen bezogen, der Wärmeinhalt des Eisens 33 000 cal beträgt, wenn der Abbrand an Si, Mn, Fe usw. 4000 cal einbringt, wenn für Aufspaltung des Kalksteins, Anwärmen des Ofens, Schmelzen der Schlacke, Strahlungsverluste usw. 12 300 cal verwendet werden, wenn der Verlust durch fühlbare Wärme der Abgase 13 000 bis 35 000 cal beträgt, wenn der Heizwert des Kokses gleich 7000 cal ist und wenn endlich das Verbrennungsverhältnis der Abgase $\frac{CO_2}{CO_2 + CO} \cdot 100 = 70$ bis 80 % beträgt, dann ein Koksverbrauch von 9 bis 13 % herauskommt. Sodann will er zeigen, daß unter diesen Umständen ein Windverbrauch von etwa 100 $m^3/m^2 \cdot min$ zustande kommt. Bezeichnet z die Zeit, in der eine Eisengicht schmilzt, P den in 1 min je m^2 Ofenquerschnitt zugeführten Wind in m^3, p die theoretisch zur Verbrennung von 1 kg Koks zu Kohlensäure erforderliche Windmenge, S_r das Verhältnis $\frac{CO}{CO_2 + CO}$ im Abgas und D den Durchmesser des Ofens, dann ist das Gewicht der zu einer Eisengicht gehörigen Koksmenge

$$G_2 = \frac{2\ \pi \cdot D^2 \cdot P \cdot z}{4\ (2 - S_r)\ p}. \qquad (1)$$

Anderseits behauptet er, ohne Beweis, daß

$$z = 18{,}7 \cdot h \cdot g^{0{,}0698}\ min \qquad (2)$$

sei, wenn h die Höhe der Eisengicht im Ofen und G das mittlere Gewicht eines die Gicht bildenden Eisenstückes sei. Ueber Gleichung (2) wäre später noch zu reden. Ist γ das Schüttgewicht des Eisens in kg/m^3, dann ist

$$G_m = \frac{\pi\ D^2}{4} \cdot \gamma \cdot h, \qquad (3)$$

das sich mit Hilfe von Gleichung (2) umformen läßt in

$$G_m = \frac{\pi \cdot D^2 \cdot \gamma \cdot z}{4 \cdot 18{,}7 \cdot g^{0{,}0698}}. \qquad (4)$$

Bedeutet K den Prozentsatz an Schmelzkoks, bezogen auf 100 kg Eisen, dann ist

$$G_2 = \frac{G_m \cdot K}{100}. \qquad (5)$$

Aus der Verbindung zwischen (1) und (5) errechnet sich

$$P = \frac{K \cdot \gamma \cdot (2 - S_r)\ p}{3740 \cdot g^{0{,}0698}}\ in\ m^3/m^2 \cdot min. \qquad (6)$$

Mit K = 9 bis 10 %, $S_r = 0{,}2$ bis 0,3 [entsprechend $\eta_v = 80$ bis 70 %[89])], p = 7 m^3/kg Koks und g = 20 kg errechnet sich tatsächlich ein Windbedarf von etwa 100 $m^3/m^2 \cdot min$. Untersucht man aber die Formel (6) in Verbindung mit Formel (4) genauer, so erkennt man, daß Formel (6) mit der von Jungbluth und Heller gegebenen Formel, nämlich

$$S = \frac{60\,000 \cdot W}{K \cdot k \cdot 4{,}45\ (100 + \eta_v)}$$

oder umgeformt

$$W = \frac{S \cdot K \cdot k \cdot 4{,}45\ (100 + \eta_v)}{60\,000}$$

[86]) Siehe Fußnote 83, a. a. O.: Mém. 1. 7 S. Vgl. Stahl u. Eisen 59 (1939) S. 1071.

[87]) Stahl u. Eisen 30 (1910) S. 353/62, 567/75 u. 694/700.

[88]) Foundry Trade J. 61 (1939) S. 21/22, S. 144/45: Erörterung. Der Aufsatz hat leider eine Reihe sehr unangenehmer Satzfehler.

[89]) Jungbluth, H., und P. A. Heller: Techn. Mitt. Krupp 1 (1933) S. 105/11.

übereinstimmt, in der W die Windmenge in m^3 je Minute, S die Schmelzleistung in t/h, K den Kokssatz je 100 kg Eisen, k den Kohlenstoffgehalt des Kokses in Prozent und η_v das Gichtgasverhältnis $\frac{CO_2}{CO_2 + CO} \cdot 100$ bedeuten. Mit Hilfe der Gleichungen (2) und (4) ist nämlich unausgesprochen eine Annahme über die Schmelzleistung in Gleichung (6) hereingekommen, denn aus Gleichung (4) läßt sich zeigen, daß

$$\frac{G_m}{z} = \frac{\pi\ D^2 \cdot \gamma}{4 \cdot 18{,}7 \cdot g^{0{,}0698}} = \frac{1000 \cdot S}{60}$$

ist. Für die von Czyzewski durchgerechneten Fälle, nämlich $\gamma = 3000$ und $g = 20$, ergibt sich ein S von 7,9 t/h. Czyzewski beweist also nur, daß bei $K = \sim 10\ \%$, $k = \sim 79\ \%$ ($p = 7\ m^3$, theoretisch aber 8,9 m^3, deshalb $k = 79\ \%$), $S = 7{,}9$ t/h, $\eta_v = \sim 70\ \%$ und bei einem Windverlust von 20 % ein W von etwa 100 m^3/m^2/min erforderlich ist. (Nach Jungbluth und Heller ergibt sich ein etwas kleineres W, was mit Formel (2), insbesondere mit der Annahme über den Exponenten von g zusammenhängt!) Was nun die von Czyzewski angewendete Formel (2) angeht, so zeigt folgende Ueberlegung, daß sie in der von ihm angegebenen Form nicht Allgemeingültigkeit haben kann, sondern daß durch den Beiwert 18,7 eine Festlegung der Schmelzleistung erfolgt. Es ist nämlich, wie oben schon gezeigt,

$$\frac{G_m}{z} = \frac{\pi\ D^2 \cdot \gamma}{4 \cdot 18{,}7 \cdot g^{0{,}0698}} = \frac{1000\ S}{60},$$

dennoch

$$18{,}7 = \frac{\pi\ D^2}{4} \cdot \frac{\gamma}{g^{0{,}0698}} \cdot \frac{60}{1000\ S}.$$

Weil die Schmelzleistung bei unverändertem Kokssatz und Ofendurchmesser nur von der je m^2 Ofenfläche angewandten Windmenge abhängt und besonders nicht von der Eisenstückgröße, muß der Wert $\frac{\gamma}{g^{0{,}0698}}$ gleichbleiben. Dann läßt sich die vorliegende Gleichung so schreiben:

$$18{,}7 \cdot S = \text{const.}$$

Folglich kann der Wert 18,7 nur einem bestimmten S zugeordnet sein, also die Schmelzleistung je m^2 Ofenquerschnitt festlegen. Nach Meinung der Berichterstatter kann ein Urteil über die günstigste Windmenge bei Kupolöfen nur auf Grund von Schaulinien gegeben werden, wie sie H. Korschan[79]), H. Jungbluth und H. Korschan[80]) oder H. Jungbluth[81]) zeichneten, in denen die Beziehung zwischen Schmelzleistung, Windmenge, Kokssatz und Eisentemperatur wiedergegeben ist. In *Bild 22* ist die Lage der von Czyzewski untersuchten Betriebsfälle unter Berücksichtigung des kleinen Ofendurchmessers (600 mm) eingetragen. Dieses Bild in Verbindung mit den Ueberlegungen von H. Jungbluth und F. Stäblein[90]) über die Beurteilung der Betriebsbedingungen eines Kupolofens gibt erst Klarheit über die Frage. A. Achenbach[91]) versucht, die Temperatur in der Verbrennungszone des Gießereischachtofens als von der minutlichen Windmenge abhängig zu errechnen. Dabei macht er einen circulus vitiosus, so daß die Berichterstatter ihm nicht zu folgen vermögen. C. K. Donoho und Ch. F. Greene[92]) zeigen, daß höhere Windpressung wegen größerer Oxydation des Eisens das Kupolofenfutter stärker angreift als niedrige. Bei gleichem Winddruck wird das Kupolofenfutter durch siliziumärmere Gußsorten stärker angegriffen als durch siliziumreichere. Zu Beginn des Schmelzens ist die Futterverschlackung größer als zu Ende des Schmelzens. Bei gleichem Winddruck ist der Angriff des Futters bei Oefen geringeren Durchmessers größer als bei Oefen größeren Durchmessers. J. T. MacKenzie und C. K. Donoho[93]) untersuchten an einem Kupolofen mit 533 mm l. W. den Einfluß des Winddruckes auf den Ofengang und auf die Eigenschaften des anfallenden Eisens. Da bei den geringen Windmengen ihr Windmengenmesser nicht mehr anzeigt, zeichnen sie die Ergebnisse in Abhängigkeit von der Wurzel aus dem Druck auf, wobei sie annehmen, daß die Wurzel aus dem Druck in geradlinigem Verhältnis zur Windmenge steht. Sie finden dann, was zu erwarten war: Mit zunehmendem Druck (zwischen 132 mm und 528 mm WS) Anstieg der stündlichen Schmelzleistung, Anstieg der Abstichtemperatur, Abnahme der Aufkohlung, Zunahme des Mangan- und Siliziumabbrandes, Abnahme der Schwefelaufnahme. Sie fanden zu gleicher Zeit Zunahme der Biegefestigkeit und Durchbiegung, Abnahme der Brinellhärte, wovon die Berichterstatter aber nicht überzeugt sind. Um von dem irreführenden Begriff des thermischen Wirkungsgrades eines Kupolofens als Gütemaßstab für seine Betriebsbedingungen loszukommen, versuchten H. Jungbluth und F. Stäblein[90]) bessere Maßstäbe zu finden. Als solche schlagen sie kg C/100 kg guten Guß vor, weil dabei besonders die im Einzelfalle notwendige Eisentemperatur berücksichtigt wird. Es zeigt sich dabei übrigens, daß eine geringe Ueberschreitung der Mindestsatzkoksmenge nicht so schädlich wirkt wie eine Unterschreitung. Die schon genannte Arbeit von H. Jungbluth[94]), in der die bisherigen Ergebnisse der in letzter Zeit von anderer Seite und ihm selbst durchgeführten Versuche und Ueberlegungen zusammengefaßt werden, sei hier erwähnt. Vor allem sind die Gedankengänge von A. Nahoczky[95]) über die Durchsatzzeit mitverwendet. M. Dudonet[96]) bespricht in längeren theoretischen und praktischen Ausführungen die Frage des Kupolofenbetriebes, die lesenswert sind, wenn sie auch kaum Neues bringen. D. J. Reese[97]) bringt eine längere Abhandlung über den Betrieb des Kupolofens. Wenn die Berichterstatter auch nicht in allen Punkten mit dem Verfasser übereinstimmen, so möchten sie die Arbeit doch erwähnen, da eine Reihe praktisch erprobter Zahlen über Ofenabmessung, Leistung, Windmenge usw. mitgeteilt werden. Fachleute, die sich über die Kupolofenführung des bekannten englischen „Balanced Blast Cupola" unterrichten wollen, seien auf den Aufsatz von W. W. Braidwood[98]) aufmerksam gemacht, in dem die Schmelzeinrichtungen der Firma Babcock und Wilcox in ihrem Betrieb in Renfrew genau beschrieben sind. W. Zöller[99]) schlägt ein neues Kupolofenschmelzverfahren vor. Er will jeweils nur eine Eisengicht in den Ofen einbringen, die auf den weißglühenden Koks fällt und bei der deshalb das Temperaturgefälle zwischen weißglühendem Koks und kaltem Eisen am größten ist. Dadurch wird die Wärmeübertragung durch Strahlung am günstigsten. Auf die Eisengicht kommt die nächste Schmelzkoksgicht. Erst wenn diese weißglühend wurde, wird die nächste Eisengicht aufgegeben. Die Wärmeverluste sollen durch Verwendung von Strahlkappen oder durch Ausnutzung der heißen Abgase in Rekuperatoren zur Windvorwärmung, oder durch beide Maßnahmen zusammen, ausgeglichen werden. Der Verfasser bringt Beispiele von Versuchsschmelzungen. R. Dawidowski[100]) wies auf dem Warschauer internationalen Gießereikongreß schon auf die Vorteile einer Windvorwärmung bei Kupolöfen in fremdbeheizten Rekuperatoren hin. Er erstrebte eine Windtemperatur von etwa 200 bis 300°. E. Piwowarsky[101]) zeigte neuerlich, wie vorteilhaft es ist, wenn man mit der Beheizung bis auf eine Windtemperatur von 450° oder höher hinaufgeht. Sicherlich ist das auch ein aussichtsreicher Weg zur Verbesserung des Kupolofenbetriebes. K. Emmel[102]) erörterte die Möglichkeiten, einen Kupolofen mit Gas statt mit Koks zu beheizen. Als technischer Vorteil wäre die Schwefelarmut des anfallenden Eisens und die in weiten Grenzen mögliche Regelung des Kohlenstoff-

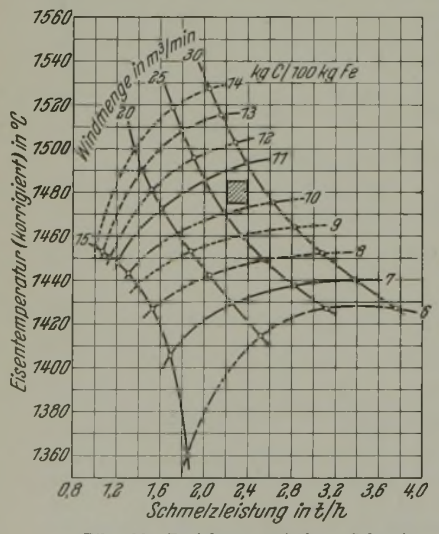


Bild 22. Beziehung zwischen Schmelzleistung, kg C/100 kg Fe, Windmenge und Eisentemperatur (nach Jungbluth und Korschan) und die von Czyzewski als günstigst angenommenen Betriebsverhältnisse eines Kupolofens.

[90]) Techn. Mitt. Krupp, B: Techn. Ber., 7 (1939) S. 41/43.

[91]) Gießerei 26 (1939) S. 280/85.

[92]) Trans. Amer. Foundrym. Ass. 46 (1939) S. 525/36.

[93]) Trans. Amer. Foundrym. Ass. 46 (1939) S. 513/24.

[94]) Siehe Fußnote 81, a. a. O.

[95]) Siehe Fußnote 83, a. a. O.: Mém. 21. 7 S. Vgl. Stahl u. Eisen 59 (1939) S. 1070.

[96]) Trans. Amer. Foundrym. Ass. 46 (1939) S. 537/62.

[97]) Trans. Amer. Foundrym. Ass. 46 (1938) S. 173/94.

[98]) Foundry Trade J. 60 (1939) S. 231/34 u. 240, 253/55 u. 258.

[99]) Gießerei 26 (1939) S. 336/39.

[100]) Siehe Fußnote 83, a. a. O.: Mém. 6. 6 S. Vgl. Stahl u. Eisen 59 (1939) S. 1072/73.

[101]) Gießerei 26 (1939) S. 169/74.

[102]) Gießerei 26 (1939) S. 193/95.

gehaltes zu buchen. Versuche zeigen, daß ein solcher Betrieb möglich ist, aber nur mit Heißwind und beheiztem Vorherd. Die Arbeit von S. D. Moxley und W. T. Barr[103]) über Kupolofengebläse gibt einen guten Ueberblick über die verschiedenen Bauarten auf diesem Gebiete mit ihren Vor- und Nachteilen, wobei an erster Stelle der maschinentechnische und wirtschaftliche Standpunkt berücksichtigt wird.

G. Sper[104]) bespricht kurz die Vorgänge im Lichtbogenofen zur Herstellung von Grauguß, wobei auch Betriebseinzelheiten und Fragen der Wirtschaftlichkeit besprochen werden. Th. Klingenstein und H. Kopp[105]) zeigen, daß der Elektroschmelzofen in der Graugießerei nicht nur veredelte Gußeisensorten herzustellen gestattet, sondern unter bestimmten Bedingungen auch wirtschaftlich arbeitet. Mit saurem Futter soll man sogar bessere Ergebnisse erzielen als mit basischem Futter.

Wenn sich G. Naeser[106]) in einer Arbeit über das Farb-Helligkeits-Pyrometer „Bioptix" auch nur ganz allgemein mit der Frage der „wahren" Temperatur von Metallbädern beschäftigt, so ist diese Arbeit doch auch für den Gießereimann lehrreich, weshalb auch hier auf sie aufmerksam gemacht sei.

W. J. Rees[107]) gibt einen Ueberblick über die vor allem in England gebrauchten feuerfesten Baustoffe für den Kupolofen.

3. Formerei und Putzerei.

Im Berichtsjahr lagen auch einige Arbeiten über Formsand und damit verwandte Fragen vor. Was die Untersuchung von J. Deardon[108]) auch für den deutschen Gießereifachmann bemerkenswert macht, ist die Einheitlichkeit, mit der ein Einfluß von Feuchtigkeit und Tonzusatz auf verschiedene Natursande ermittelt wird. Die Untersuchung beschränkt sich auf die Feststellung von Dichtigkeit, Durchlässigkeit und Festigkeit, geprüft nach den bekannten amerikanischen Verfahren. Sie wäre noch befriedigender, wenn auch die Zusammensetzung der Ausgangssande nach Korngröße und Tongehalt zahlenmäßig genauer angegeben wäre. Einzelheiten müssen in der Arbeit selbst nachgelesen werden. Wenn G. H. Piper[109]) über Bindeton und Eigenschaften synthetischer Formsande schreibt, so kommen für den deutschen Leser vor allem seine Feststellungen über Bentonite in Betracht — ein hier zwar als Begriff, aber leider nicht als Gabe der Natur bekannter Ton, der vor allem in Wyoming gefunden wird. Seine Bindekraft ist sehr groß; man kann mit ihm nicht nur grüne, sondern, was weit schwieriger ist, auch trockene synthetische Sande mit Druckfestigkeiten wie Natursande herstellen. Ganz allgemein scheint die Bindefähigkeit der Tone von der Kleinheit ihrer Teilchen und ihrer Absorptionsfähigkeit für Wasser abzuhängen, und in beiden Eigenschaften steht Bentonite an der Spitze. Im Anschluß an frühere Untersuchungen über den Formsand[110]) bearbeitete W. Y. Buchanan[111]) die Erscheinung des Schülpens. Er findet, daß nicht etwa die Längenausdehnung des Formsandes dafür verantwortlich sei, sondern Festigkeit nach Trocknung, Durchlässigkeit und Feuchtigkeitsgehalt, die irgendwie nach der Formel

$$\frac{\text{Festigkeit nach Trocknung} \times \text{Durchlässigkeit}}{\text{Feuchtigkeitsgehalt}}$$

zusammenhängen. Zahlenmäßige Einzelheiten über den Zusammenhang, namentlich Angaben über die Grenzwerte, macht der Verfasser nicht. Die Ausführungen von J. J. Sheehan[112]) über die Ueberwachung der Kernmacherei der Austin Motor Company in Birmingham bieten mehr als nur einen Ueberblick über die Einrichtung der Anlage. Da nur synthetische Sande verarbeitet werden, spielt dort die Sandprüfung eine besondere Rolle. Bemerkenswert sind z. B. seine mathematischen Betrachtungen über die „Packungsfähigkeit" (fitting-in) von Sanden, d. h. welche Korndurchmesser können die Gasdurchlässigkeit eines aus einheitlich großen Körnern aufgebauten Sandes verringern; sie springen in Stufen von d, $^2/_5$ d, $^1/_5$ d und $^1/_{10}$ d. (Bei der Gelegenheit teilt Sheehan die in England gebrauchte Siebgröße für Formsanduntersuchung nach J. M. M. mit. Da solche Angaben schlecht auffindbar sind, sei hier eigens auf diese Quelle aufmerksam gemacht.) Je feiner die Sande, um so größer der Bindemittelverbrauch. Er ist etwas weniger als proportional der Gesamtoberfläche der Körner, d. h. umgekehrt proportional dem Korndurchmesser. Wirtschaftlichkeit im Binderverbrauch verlangt grobe Sandkörnung, gute Gußoberfläche kleine Körnung, gute Gasdurchlässigkeit wiederum grobe Körnung. Bei Kernen mit gleichmäßig großem Korn tritt beim Guß leicht ein Reißen der Kerne ein, das zu unangenehmen Gratbildungen führt. Mischen verschiedener, „einformbarer" Korngrößen behebt diese Schwierigkeit, weil die sich bei der Wärme ausdehnenden Körner verschieden großer Durchmesser besser einformen können, zumal wenn die Mischung schon aus einformbaren Korngrößen besteht. Gerundete, gleichmäßig große Körner führen bei grünen Kernen leicht zum „Einsacken"; durch Mischung einformbarer Korngrößen wird auch diese Schwierigkeit behoben. Die Lufttrocknungsgeschwindigkeit wird in Abhängigkeit vom jeweiligen Feuchtigkeitsgehalt der Luft im Betrieb durch Zugabe von Ammoniumnitrat in geregelten Mengen eingestellt. Man nimmt hierzu einen Elektrolyten, da dieser wirkungsvoller die Dampfspannung beeinflußt als ein Nichtelektrolyt. Als Binder wird Dextrin verwendet, als Schlichte Silica flour (Quarzmehl) in der Eisen- und Stahlgießerei und Talk für Nichteisenmetalle. Silica flour verhält sich besser als Schwärze, da die Wärmeleitfähigkeit weniger als $^1/_{100}$ der von Schwärze ist.

Auf die neue DIN-Vornorm DVM 2401[113]) über Prüfung von Gießerei-Formsand sei aufmerksam gemacht. W. Reitmeister[114]) unterzieht die DIN-Vornorm DVM 2401[113]) einer beurteilenden Besprechung, die sich besonders auf die Verdichtungsbedingungen der Vornorm bezieht.

Hingewiesen sei auf einen Aufsatz von W. H. Dietert[115]), in dem, erläutert durch Abbildungen, die in Amerika gebräuchlichen und genormten Sandprüfgeräte beschrieben werden.

Hans Jungbluth und *Paul A. Heller.*

[Schluß folgt.]

[103]) Foundry Trade J. 60 (1939) S. 156/58.
[104]) Gießerei 26 (1939) S. 237/42.
[105]) Mitt. Forsch.-Anst. Gutehoffn. 7 (1939) S. 147/56; Stahl u. Eisen 59 (1939) S. 1288/91.
[106]) Stahl u. Eisen 59 (1939) S. 592/98 (Wärmestelle 268).
[107]) Foundry Trade J. 61 (1939) S. 63/66 u. 68.
[108]) Foundry Trade J. 60 (1939) S. 141/44.
[109]) Foundry Trade J. 60 (1939) S. 509/13 u. 568/70.
[110]) Buchanan, W.Y.: Foundry Trade J. 58 (1938) S. 329/32; vgl. Stahl u. Eisen 59 (1939) S. 93.
[111]) Foundry Trade J. 60 (1939) S. 385/88 u. 406/08.
[112]) Foundry Trade J. 60 (1939) S. 516/19, 552/54, 568/70, 575 und 578; 61 (1939) S. 82.
[113]) Gießerei 26 (1939) S. 528/31.
[114]) Gießerei 26 (1939) S. 577/84.
[115]) Metals & Alloys 10 (1939) S. 90/95.

Patentbericht.

Deutsche Patentanmeldungen.

(Patentblatt Nr. 35 vom 29. August 1940.)

Kl. 10 a, Gr. 19/01, C 54 852; Zus. z. Anm.: C 54 754. Steigerung des Ausbringens an Nebenerzeugnissen beim unterbrochenen Betrieb waagerechter Koksöfen. Erf.: Dr. Louis Nettlenbusch, Oberhausen (Rhld.). Anm.: Concordia, Bergbau-A.-G., Oberhausen (Rhld.).

Kl. 18c, Gr. 6/50, O 22 780; Zus. z. Zus.-Anm. O 23 581. Glühofen für ein Plattierverfahren. Osnabrücker Kupfer- und Drahtwerk, Osnabrück.

Kl. 18c, Gr. 8/80, V 35 332. Erzeugung einer metallisch reinen Oberfläche auf oxydierten Werkstücken. Wilhelm Vilain, Krefeld.

Kl. 18d, Gr. 2/10, D 78 042; Zus. z. Anm.: D 73 263. Dauermagnetstahl. Erf.: Dipl.-Ing. Wilhelm Zumbusch, Krefeld. Anm.: Deutsche Edelstahlwerke, A.-G., Krefeld.

Kl. 48d, Gr. 4/01, M 145 305. Verfahren zum Phosphatieren von Eisenpulver. Erf.: Dr. Ludwig Schuster und Dr. Robert Krause, Frankfurt a. M. Anm.: Metallgesellschaft, A.-G., Frankfurt a. M.

Kl. 80 b, Gr. 5/01, D 80 197. Verfahren zur Verhinderung der während des Abbindens von Hochofenschlackenzementen eintretenden Blaufärbung. Erf.: Alphonse Hammenecker, Kapelle-op-den-Bosch (Belgien). Anm.: Deutsche Asbestzement-A.-G., Berlin-Rudow, und Eternit-Werke Ludwig Hatschek, Vöcklabruck (Ostmark).

Kl. 85b, Gr. 1/35, Sch 117 160. Verfahren zur Erzeugung einer Korrosionsschutzschicht auf den vom Warmwasser bespülten Wandungen in Warmwasseranlagen. Erf.: Dipl.-Ing. Fritz Schneider, Berlin. Anm.: Antikorr-Schutzanlagen Fritz Schneider, Berlin.

Deutsche Gebrauchsmuster-Eintragungen.

(Patentblatt Nr. 35 vom 29. August 1940.)

Kl. 18 a, Nr. 1 490 514. Schiene für Eisenbahnen oder sonstige gleisgebundene Fahrzeuge. Georg Bachmann, Bochum.

Kl. 40 a, Nr. 1 490 519. Abschluß von Abstichöffnungen bei Niederfrequenz-Induktionsöfen. Siemens & Halske, A.-G., Berlin-Siemensstadt.

Wirtschaftliche Rundschau.

Lebensmittelzulagen bei erhöhter Arbeitsleistung.

Vor dem Kriege war vielfach die Auffassung verbreitet, die Ernährung des Volkes während des Krieges würde sich weitgehend auf Maßnahmen der Gemeinschaftsverpflegung stützen. Diese Gemeinschaftsverpflegung werde, so glaubte man, ein geeignetes Mittel sein, die vorhandenen wahrscheinlich knappen Lebensmittelvorräte zu strecken und allen Volksgenossen ihren Anteil an den gegebenen Lebensmittelmengen zu sichern. Es ist ein Beweis für den hohen Stand unserer Versorgungslage, daß sich die Ernährung unseres Volkes im Gegensatz zu diesen Vermutungen auch während des Krieges im wesentlichen im Rahmen der Familienhaushalte vollzieht. Die verschiedenen Formen der Gemeinschaftsverpflegung haben demgegenüber lediglich eine zusätzliche Bedeutung, wobei selbstverständlich von der unbedingt notwendigen Gemeinschaftsverpflegung beim Heere und den in großen Lagern für besondere Aufgaben zusammengefaßten Arbeitskräften abzusehen ist. Vor allem trägt auch die Werksküchenverpflegung für die industrielle Arbeiterschaft bei aller Bedeutung, die ihr gerade auch heute zukommt, ebenfalls nur den Charakter von ergänzenden Maßnahmen. Die Ernährung unserer Industriearbeiterschaft geht in der Hauptsache wie die sonstige Ernährung des Volkes im Einzelhaushalt vor sich. Um diese Feststellung zu belegen, braucht nur an folgendes erinnert zu werden: Der Schwerarbeiter erhält gegenüber dem Normalverbraucher je Woche ein Mehr von 500 g Fleisch, 120 g Fett und 1400 g Brot, der Schwerstarbeiter von 700 g Fleisch, 470 g Fett und 2400 g Brot. Bei beiden wird aber ebenso wie bei den sonstigen Arbeitern davon ausgegangen, daß sie im Falle der Teilnahme an der Werksküchenverpflegung in der Woche Lebensmittelkarten für 200 g Fleisch und 40 g Fett abzugeben haben. Der größere Teil der Zulagen soll also außerhalb der Werksküche verzehrt werden.

Es läßt sich schwer abschätzen, welchen Umfang gegenwärtig nach der Zahl der verpflegten Arbeiter die Werksküchenverpflegung hat. Amtliche Zahlen, die etwa auf der Grundlage der von den Ernährungsämtern den Werksküchen je Kopf der Beteiligten gewährten Sonderzuteilungen errechnet werden könnten, sind nicht bekanntgegeben worden. Fest steht aber, daß nur der kleinere Teil der industriellen Gefolgschaftsmitglieder Gelegenheit hat, in Werksküchen zu essen. Fest steht weiter, daß vielfach von den vorhandenen Verpflegungsmöglichkeiten bei Betrieben von den in Betracht kommenden Gefolgschaftsgruppen nur teilweise Gebrauch gemacht wird. Vor dem Kriege befand sich die Werksküchenentwicklung in langsamem Anstieg. Wenn auch während des Krieges in Betrieben, in denen auf Grund der besonderen Verhältnisse eine Gemeinschaftsverpflegung dringend notwendig war, eine Neueinrichtung oder ein Ausbau von Werksküchen erfolgt ist, so ist doch insgesamt der Krieg im Zusammenhang mit den Schwierigkeiten in der Beschaffung der notwendigen Einrichtungsgegenstände für die weitere Ausgestaltung der Werksverpflegung bisher nicht förderlich gewesen. In Friedenszeiten wird man aber mit einem Fortgang der vor dem Kriege angebahnten Entwicklung rechnen können. Aber auch dann wird die jeweilige Lage bei den einzelnen Betrieben dafür ausschlaggebend sein, ob überhaupt und in welcher Form eine Werksverpflegung eingerichtet werden kann. Dort, wo die Gefolgschaftsmitglieder Gelegenheit haben, während der Arbeitspausen ihre nicht allzuweit gelegenen Wohnstätten zur Einnahme der Mahlzeit aufzusuchen, wird von der Errichtung von Werksküchen abgesehen werden können. Das ist in der Hauptsache in ländlichen Bezirken, vielfach aber auch im Großstadtbereich der Fall. Ebenso ist die Pausengestaltung in den einzelnen Industriezweigen für die Entscheidung, ob besondere Maßnahmen zur Verabreichung einer größeren warmen Mahlzeit getroffen werden müssen, von Bedeutung. Damit hängt eng zusammen die Frage der Schichtdauer. Die Tatsache, daß sich heute gerade oft Schwer- und Schwerstarbeiter an der Werksküchenverpflegung nicht beteiligen, ist z. B. darauf zurückzuführen, daß sie in dreischichtigen Betrieben mit einer Schichtdauer von je 8 Stunden arbeiten und daher meist Gelegenheit haben, vor oder nach der Arbeitszeit zu Hause ihre Hauptmahlzeiten einzunehmen. Manchenorts läge lediglich ein Bedürfnis vor, ihnen eine kleinere Zwischenmahlzeit etwa in Form einer Suppe zu verabreichen.

Soweit Mahlzeiten im Betriebe eingenommen werden, steht heute noch die Aufwärmung von mitgebrachten Speisen im Vordergrund. Das ist z. B. in der Eisen schaffenden Industrie der Fall. Auch für diese Aufwärmung sind Formen entwickelt worden, die neuzeitlichen Ansprüchen durchaus gerecht werden. So werden beispielsweise nicht selten die Speisen in besonderen Wagen von Haus zu Haus abgeholt und geschlossen zum Betrieb gebracht. Bei der Aufwärmung ist entsprechend den Erkenntnissen der Ernährungsphysiologie darauf zu achten, daß nicht durch zu lange Warmhaltung oder Aufwärmung wertvolle Schutzstoffe zerstört werden, vielmehr ist eine schnelle kurze Aufwärmung zweckmäßig. Wenn diese Gesichtspunkte beachtet werden, entsprechen auch die aufgewärmten Speisen den Forderungen, die an eine hochwertige Verpflegung zu stellen sind.

Die besondere Pflege, die auch während des Krieges grundsätzlich den Werksküchen zuteil wird, findet ihren Ausdruck in den Sonderzuteilungen, die den Werksküchen zugute kommen. Sie erstrecken sich auf regelmäßige Zuteilungen von Mehl, Nährmitteln, Zucker, Kaffeeersatzmitteln, Milch, Eiern, Sojafarin usw. und unregelmäßige Zuwendungen von Reis, Hülsenfrüchten, Heringen und dergleichen. Auf der Grundlage dieser Zuwendungen läßt sich die Werksverpflegung aber nicht allein aufbauen. Sie ist vielmehr entscheidend darauf angewiesen, daß die an der Verpflegung teilnehmenden Gefolgschaftsmitglieder Lebensmittelmarken zur Verfügung stellen, und zwar vor allem für Fleisch und Fett. Es kann also grundsätzlich nur derjenige in der Küche verpflegt werden, der seinerseits von seinem persönlichen Markenvorrat einen Teil für die Gemeinschaftsverpflegung abzweigt. Ein Zwang zur Beteiligung an der Werksküche wird nur in Ausnahmefällen ausgeübt, obwohl die gesetzlichen Bestimmungen bei den mit besonderen Zulagen bedachten Gruppen der Schwer- und Schwerstarbeiter und der Lang- und Nachtarbeiter eine gewisse Handhabe dazu bieten.

Auch diese Ueberlegungen über die Beteiligungsmöglichkeiten des einzelnen an einer etwa vorhandenen Werksküche belegen, daß, wie schon hervorgehoben, die Werksküchenverpflegung nur einen unterstützenden Charakter im Ernährungshaushalt des industriellen Arbeiters hat, daß also auch hier grundsätzlich die Ausrichtung der deutschen Verpflegung im Kriege auf die Familie und auf die Person gewahrt ist. Theoretisch wäre es vorstellbar, daß vor allem die zusätzlichen Nahrungsmittelmengen, die den besonders schwer arbeitenden Gefolgschaftsmitgliedern aus Gründen der Erhaltung ihrer Arbeitskraft verabreicht werden müssen, ihnen ausschließlich auf dem Wege der Gemeinschaftsverpflegung zugeführt worden wären. Ein solcher Gedanke hätte, wenn er vorhanden gewesen wäre, aber schon allein an der praktischen Durchführbarkeit scheitern müssen. Zugunsten einer gerechten Verteilung dieser zusätzlichen Nahrungsmittelmengen hat man sogar davon Abstand genommen, die Arbeiterschaft einfach nach Berufsgruppen aufzuteilen und entsprechend der Schwere der in den verschiedenen Berufsgruppen geleisteten Arbeit dem einzelnen Berufszugehörigen ohne weiteres die entsprechenden Zusatzmengen zu gewähren. Obwohl solche Berufsgruppenlisten bei der Lebensmittelversorgung der Schwer- und Schwerstarbeiter eine wichtige Rolle spielen, ist trotzdem jeweils die persönliche Arbeitsbeanspruchung des einzelnen Angehörigen dieser Gruppen für die Entscheidung maßgebend, ob und in welcher Höhe ihm eine Zulage bewilligt werden kann. Man hat also versucht, sich der Vielfalt der Arbeitsverhältnisse in dem großen Bereich des gewerblichen Lebens nach Möglichkeit anzupassen und jeweils dem einzelnen Fall gerecht zu werden.

Unter dem Gesichtspunkt der ihnen gewährten Verpflegungsmengen lassen sich die Gefolgschaftsmitglieder der Betriebe nach folgenden Gruppen aufteilen:

1. Normalarbeiter,
2. Schwer- und Schwerstarbeiter,
3. Lang- und Nachtarbeiter.

Die Normalarbeiter erhalten dieselben Lebensmittelmengen wie alle anderen Verbraucher. Dabei darf hervorgehoben werden, daß die normalen Lebensmittelbezüge während dieses Krieges wesentlich über denjenigen liegen, die unter den angespannten Ernährungsverhältnissen des Weltkrieges von 1914 bis 1918 gegeben werden konnten. Es kann davon ausgegangen werden, daß diese Lebensmittelmengen ausreichen, um bei einer durchschnittlichen Arbeitsleistung Arbeitskraft und Gesundheit zu erhalten. In den Betrieben der Eisen schaffenden Industrie gehören zu den „Normalarbeitern" die kaufmännischen und die

meisten technischen Angestellten und der kleinere Teil der Arbeiter.

Sogleich mit der Einführung der Lebensmittelzuteilung zu Beginn des Krieges wurden auch die Zulagen für die Schwer- und Schwerstarbeiter eingeführt. Die auch heute noch maßgebende gesetzliche Grundlage für die Schwer- und Schwerstarbeiterzulagen ist geschaffen worden mit einer Verordnung des Reichsarbeitsministers vom 16. September 1939. Diese Verordnung brachte eine unzweideutige Festlegung des Schwer- und Schwerstarbeiterbegriffes, an der trotz der beweglichen Handhabung in der Praxis gegenüber allen Abänderungswünschen grundsätzlich festgehalten worden ist. Nach dieser Verordnung gilt als Schwerarbeiter, wer dauernd schwere körperliche Arbeit oder wer durchschnittliche körperliche Arbeit unter erschwerenden Arbeitsbedingungen zu leisten hat. Wer nur stundenweise oder an einzelnen Tagen schwere Arbeit leistet oder bei seiner Arbeit nur eine körperliche Arbeitskraft aufzuwenden braucht, die über das in der Regel von gewerblichen Arbeitern zu leistende Maß nicht hinausgeht, wird nicht als Schwerarbeiter anerkannt. Als Arbeiten unter erschwerenden Bedingungen werden beispielhaft in der Verordnung aufgeführt: Arbeiten bei großer Hitze, bei großer Staubentwicklung, mit angelegtem Atemschutzgerät oder unter Einwirkung gesundheitsschädlicher Stoffe. Wer nur vorübergehend solchen erschwerenden Arbeitsbedingungen ausgesetzt ist, scheidet bei der Anerkennung als Schwerarbeiter aus. Schwerstarbeiter ist derjenige, für den beide Bedingungen zutreffen, von denen der Schwerarbeiter nur eine zu erfüllen hat. Er muß also dauernd schwere körperliche Arbeit unter erschwerenden Arbeitsbedingungen leisten.

Die Verordnung hat in einer Anlage, nach Gewerbegruppen geordnet, eine Anzahl von Berufen aufgezählt, die als Schwer- oder Schwerstarbeiter in Frage kommen können. Wir haben aber bereits darauf hingewiesen, daß diese Berufsgruppenlisten nicht ohne weiteres im Einzelfall zwingend sind. Umgekehrt kann auch ein Arbeiter, dessen Berufsgruppe in den Richtlinien nicht aufgezählt wird, als Schwer- oder Schwerstarbeiter anerkannt werden, wenn die Arbeitsbedingungen an seinem Arbeitsplatz das Merkmal schwerer oder schwerster Arbeit tragen.

Es ist selbstverständlich, daß bei der Schwere der Arbeit, die von den Gefolgschaftsmitgliedern der Eisen schaffenden Industrie zu leisten ist, und bei den erschwerenden Arbeitsbedingungen, die an vielen Betriebspunkten dieser Industrie vorliegen, auch eine große Anzahl von Berufsgruppen in der Eisen schaffenden Industrie im Schwer- oder Schwerstarbeiterverzeichnis aufgeführt sind. Wenn auch die erfolgten Anerkennungen bei den Betrieben der Eisen schaffenden Industrie von Betrieb zu Betrieb entsprechend der Verschiedenartigkeit der Verhältnisse mannigfache Unterschiede aufweisen, so fällt doch jeweils der größte Teil der Gefolgschaftsmitglieder in der Hauptsache unter den Schwerarbeiter- oder teilweise unter den Schwerstarbeiterbegriff. Die erste Verantwortung für die Aufstellung der erforderlichen Listen der anzuerkennenden Gefolgschaftsmitglieder liegt beim Betriebsführer, der oder dessen Beauftragte sich gerade auch bei den Großbetrieben der Eisen schaffenden Industrie bei der Erfüllung der auf diesem Gebiete vorliegenden Aufgaben großer Arbeiten unterzogen haben und es noch weiterhin müssen, da im Bereich der anzuerkennenden Gefolgschaftsmitglieder im Zusammenhang mit dem Arbeitsplatzwechsel immer wieder beachtliche Veränderungen vor sich gehen. Die Entscheidung über die Anerkennung liegt bei den Gewerbeaufsichtsämtern, mit denen die Betriebe der Eisen schaffenden Industrie bei der Regelung dieser für die Gefolgschaftsmitglieder außerordentlich wichtigen Frage vertrauensvoll zusammengearbeitet haben. Um — bei aller Unterschiedlichkeit der Verhältnisse im einzelnen — doch in der großen Linie eine gewisse Einheitlichkeit der Entscheidung herbeizuführen, ist für den Bereich der Bezirksgruppe Nordwest der Wirtschaftsgruppe Eisen schaffende Industrie vom Reichsarbeitsminister eine federführende Stelle eingesetzt worden, die beim Oberregierungs- und -gewerberat in Düsseldorf liegt.

Seitdem durch die Verordnung vom 16. September 1939 die Schwer- und Schwerstarbeiterfrage geregelt worden ist, sind von den Betrieben immer wieder Wünsche auf Einbeziehung weiterer Gefolgschaftsgruppen in die zusätzliche Lebensmittelzuteilung vorgetragen worden. Zugleich für die gesamte Eisen schaffende Industrie Deutschlands hat die Bezirksgruppe Nordwest sich den ihr berechtigt erscheinenden Teil dieser Wünsche zu eigen gemacht und entsprechende Anträge an das Reichsarbeitsministerium gerichtet. Im November 1939 wurde so angeregt, auch die Beschäftigung während der Nachtzeit und eine ungewöhnlich lange Arbeitszeit als Erschwerung der Arbeitsleistung und der Arbeitsbedingungen im Sinne der Schwerarbeiterbestimmungen anzuerkennen. Diesen Wünschen wurde in eingeschränktem Maße durch die Einführung von Zulagekarten für Lang- und Nachtarbeiter, über die weiter unten noch Näheres ausgeführt wird, entsprochen. Ferner wurde damals zugunsten der unbedingt notwendigen Gesunderhaltung des Nachwuchses und im Hinblick auf die im Bergbau getroffene Regelung die allgemeine Anerkennung der Jugendlichen in der Eisen schaffenden Industrie (mit Ausnahme der technischen und kaufmännischen Angestellten) beantragt.

Der letztgenannte Antrag wurde zusammen mit weiteren Vorschlägen im Juni 1940 erneut aufgegriffen, und zwar in Ansehung der weiteren Erschwerung der Arbeitsbedingungen, die seit dem vorigen Jahre vor allem durch die in zahlreichen Betrieben notwendig gewordene Verlängerung der Arbeitszeit und die in Verfolg der Verdunkelungsmaßnahmen eingetretene Steigerung der Hitze und der Staubentwicklung verursacht worden sind. Diese Entwicklung hat sich insbesondere auch für die Meister in den Warmbetrieben — als „Aufsichtspersonen" fallen sie an sich nicht unter den Schwerarbeiterbegriff — als wesentliche Steigerung ihrer körperlichen Beanspruchung bemerkbar gemacht. Deshalb wurde für sie die allgemeine Anerkennung als Schwerarbeiter beantragt. Eine weitere an den Minister herangetragene Bitte galt einer entgegenkommenden Regelung bei der Gewährung von Zulagen für die in der Eisenindustrie angesetzten Frauen.

In seiner Stellungnahme zu diesen Anträgen hat der Minister erneut die körperliche Arbeit als Vorbedingung der Anerkennung als Schwerarbeiter unterstrichen, aber gleichzeitig die Erschwerung der Arbeitsbedingungen unter dem Einfluß der Kriegsmaßnahmen anerkannt. Nach seiner Entscheidung darf bei den Meistern die Leistung körperlicher Arbeit dort angenommen werden, „wo sie infolge des Mangels an Facharbeitern oder aus anderen Gründen gezwungen sind, jetzt mehr oder weniger selbst mit Hand anzulegen oder sich sonst stärker als bisher zu betätigen". Daneben wird für den Einzelfall einer positiven Entscheidung durch das Gewerbeaufsichtsamt die Feststellung erschwerender Arbeitsbedingungen verlangt. Bei den Jugendlichen und Frauen dürfen die Gewerbeaufsichtsämter schon dann die Anerkennung aussprechen, „wenn sie Arbeiten verrichten, die für einen erwachsenen männlichen Arbeiter zwar noch keine Schwerarbeit sind, aber doch an der Grenze der Schwerarbeit stehen". Beim Vorliegen erschwerender Arbeitsbedingungen wird eine den Frauen oder Jugendlichen angemessene durchschnittliche körperliche Arbeit verlangt. Es wird nach dieser von einer allgemeinen Regelung absehenden Stellungnahme des Ministers abgewartet werden müssen, inwieweit die Entscheidungen der Gewerbeaufsichtsämter den Erfordernissen des praktischen Betriebslebens gerecht werden.

Da der überwiegende Teil der Gefolgschaftsmitglieder in der Eisen schaffenden Industrie zu den Schwer- und Schwerstarbeitern gehört, ist die Regelung der Lang- und Nachtarbeiterfrage für diese Industrie nicht von der gleichen Bedeutung wie diejenige der Schwer- und Schwerstarbeit. Eine doppelte Anerkennung als Schwer- oder Schwerstarbeiter und gleichzeitig als Lang- oder Nachtarbeiter kommt selbstverständlich nicht in Betracht. Nach dem Erlaß des Reichsernährungsministers vom 14. November 1939 erhalten Zulagekarten für Lang- und Nachtarbeiter Arbeiter mit einer Arbeitsschicht von mindestens 10 Stunden (reine Arbeitszeit mindestens 9¼ Stunden) oder mit besonders langen Anmarschwegen (mindestens 11-stündige Abwesenheit von ihrer Wohnung) oder mit Nachtschicht (wenn auch abwechselnd mit Tagschicht). Auch in der Auslegung der Lang- und Nachtarbeiterbestimmungen spielt der Begriff der „körperlichen Arbeit" eine wichtige Rolle. Das hat sich ebenfalls insbesondere bei den Meistern und ähnlichen Aufsichtspersonen gezeigt. In einer neuerlichen Stellungnahme gegenüber der Reichsgruppe Industrie hat der Reichsarbeitsminister verlangt, daß sich die in Betracht kommenden Meister „irgendwie körperlich betätigen müssen". Um dieser Anforderung zu entsprechen, kann es unter Umständen genügen, wenn die Meister bei ihren Kontrollgängen, z. B. im Schiffbau, besondere mit körperlicher Anstrengung verbundene Schwierigkeiten zu überwinden haben.

Die für Lang- und Nachtarbeiter zusätzlich bereitgestellte Lebensmittelmenge in Höhe von 100 g Fleisch, 20 g Fett und 600 g Brot je Woche ist vor allem dafür bestimmt, den in Betracht kommenden Gefolgschaftsmitgliedern die Beteiligung an der Werksküche zu erleichtern, ist aber an die Verwendung in der Werksküche nicht gebunden. Bei einer Beteiligung an der Werksküche muß der Lang- und Nachtarbeiter zusätzlich noch einmal die gleiche Markenmenge (ohne Brot) seiner Normalkarte entnehmen.

Es würde zu weit führen, hier auch noch die verschiedenen sonstigen besonderen Verpflegungsmaßnahmen zu kennzeichnen, die für Sonderfälle, wie z. B. Bereitschaftsdienst im Luftschutz, unvorhergesehene Ueberarbeit, besonders lange Schichtdauer in kriegswichtigen Betrieben usw., getroffen worden sind. Das Gesamtbild der für den Krieg ergriffenen Ernährungsmaßnahmen mag im einzelnen gelegentlich etwas verwickelt und unbequem erscheinen. Insgesamt aber gewährleisten diese Maßnahmen in ihrem Aufbau und ihrer Anpassungsfähigkeit einen geordneten Ablauf der Volksernährung im Kriege und lassen bei ausreichender Ernährung der Gesamtheit gerade auch diejenigen Volksgenossen zu ihrem Recht kommen, die zum Wohle des Ganzen besonders schwere Arbeit zu leisten haben. Ein noch so gut ausgearbeitetes System würde jedoch selbstverständlich dann nicht genügen, wenn nicht eine weit ausschauende Erzeugungs- und Vorratspolitik die Grundlagen geschaffen hätte, auf denen großzügige Verteilungsmaßnahmen erst sinnvoll und erfolgreich sein können. Dr. *August Küster.*

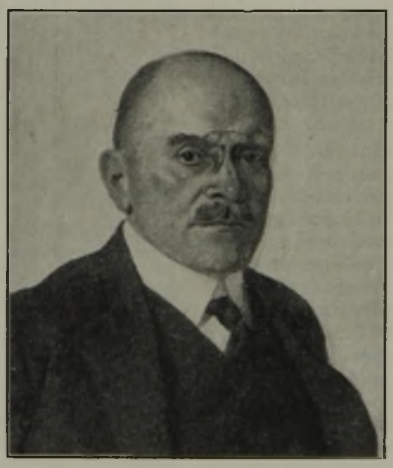
Vereins-Nachrichten.

Verein Deutscher Eisenhüttenleute.

Jacob Haßlacher †.

Am 10. Juli 1940 starb unerwartet in Schwarzach-St. Veith, fern seiner Heimat und fern des Ruhrgebietes, der Stätte seines Lebens, Dr. jur. Jacob Haßlacher. Ein Leben fand damit sein Ende, dessen Inhalt Arbeit gewesen ist und dessen Arbeit sich in großen Jahren seines Vaterlandes als ein Werk herausstellt, getragen von dem Emporstieg der Zeit und doch eigenwillig gezimmert, fernab von jeder Schablone.

Am 2. Dezember 1869 in Saarbrücken geboren, dort und in Berlin aufgewachsen, trat Haßlacher nach Beendigung seiner Studien als Jurist schon 1896 zur Montanindustrie über und erlebte seine erste große Zeit als Justitiar der Gelsenkirchener Bergwerks-A.-G. unter der genialen Leitung Emil Kirdorfs. Der großen Begabung Haßlachers bot ein gütiges Geschick hier Gelegenheit, lernen, Anerkennung finden und sich entwickeln zu können. So sehr schätzte ihn Kirdorf, daß er ihn in schnellem Aufstieg 1899 in den Vorstand berief. Von dort führte seine Laufbahn 1910 zum Leiter und Generaldirektor der Rheinischen Stahlwerke. Als solcher hat er, nun ganz auf sich selbst gestellt und in sehr schwierige wirtschaftliche Verhältnisse eintretend, nicht nur diese gemeistert, sondern das Unternehmen zu einem der maßgebenden Werke der Schwerindustrie, von gleicher Bedeutung auf der Eisen- wie der Kohlenseite, ausgebaut. Haßlachers Fähigkeit, sich nach schneller Auffassung in die grundlegenden Fragen technischer, juristischer oder wirtschaftlicher Natur hineinzuarbeiten, nie „die andere Seite" zu vergessen und dabei auch ferne Zukunftsaufgaben mit Wagemut anzufassen, kam dabei zur Entfaltung.



Dann kamen Weltkrieg, Inflation, Ruhrbesetzung. Haßlacher wußte auch diese schweren Schläge zu überwinden. Er fand und entwickelte die engen Beziehungen seines Werkes zur I.-G. Farbenindustrie, sich selbst Kapitalrückhalt und Absatzsicherung schaffend, und schuf so der Schwerindustrie eine enge Verbindung zu der so glänzend aufblühenden Großchemie, deren Interessen nicht nur im Warenbezug so vielseitig mit Eisen und Kohle verbunden sind.

Er tat einen weiteren Schritt — und jeder, der ihn kannte, weiß, daß er ihm nicht leicht geworden ist —: er gab die Selbständigkeit auf der Eisenseite auf und überführte seine ganzen schönen Werke 1926 in die Vereinigten Stahlwerke, A.-G. Dies ist vielleicht der kennzeichnendste Schritt Haßlachers, nämlich: den harten Schnitt vollziehen, dann aber auch ganz an der Vereinigung und in ihr mitarbeiten, kein Prestige, keine Eitelkeit, nur den sachlichen Erfolg kennen, nicht mehr opfern als nötig, und aus dem Rest der Kohlenseite die Verbindung zur I.-G. Farbenindustrie immer weiter entwickeln; das war eine kühne Tat, die sich in der Entwicklung der Verhältnisse bis heute bewährt hat. An der erfolgreichen Gemeinschaftsarbeit im großen Rahmen der Vereinigten Stahlwerke hat er mit ganzem Herzen mitgearbeitet.

Schon unter Kirdorf hatte Haßlacher die Syndikatsbelange des Ruhrgebietes auf der Kohlenseite im weitesten Umfange zu vertreten und war, da er sowohl alle juristischen Kenntnisse und Voraussetzungen für die organisatorische Ausgestaltung, als auch ganz besondere Fähigkeiten für die Behandlung der damit verknüpften wirtschaftlichen Aufgaben besaß, auf diesem Gebiete der Gestalter der Nebenproduktenverbände geworden. Zwar ist er nicht der Gründer der Teerprodukten-Vereinigung, der Deutschen Ammoniak-Verkaufsvereinigung, des Benzol-Verbandes gewesen, wohl aber von Anfang an Mitarbeiter und Mitglied des Geschäftsausschusses und sehr bald Vorsitzender dieses Ausschusses sowie des Aufsichtsrates des Verbandes, wobei er sich solches Vertrauen erwarb, daß er auf diese Posten 32 Jahre bis zu seinem Ausscheiden aus dem Revier immer wieder gewählt wurde. Unter seiner Leitung sind die Verbände, die Kinder der Not und Kinder des Gemeinschaftssinnes der Zechen waren, aus kleinsten Anfängen zu großen Wirtschaftsunternehmungen mit Jahresumsätzen von zusammen über einer halben Milliarde Reichsmark herangewachsen.

Zu solcher Entwicklung und dem Vertrauen zu ihm, das die Verbände auch in schwierigen Zeiten und bei inneren Gegensätzen zusammenhielt, trug Haßlachers unbestechliche Gerechtigkeit und das Fehlen jeder Vorrangsansprüche für sich selbst oder sein Werk bei. In den Verhandlungen entwickelte er, der bei seiner großen Sachkenntnis, bei seiner Erfahrung und seinem Fleiß stets bis in Einzelheiten unterrichtet war, große Verhandlungsfähigkeit, die sich mit furchtloser und schlagkräftiger Debattiergabe verband. Er hatte ein ungewöhnlich feines Gefühl für das, was der Gegner über das hinaus wollte, was er sagte, und dafür, was zu erreichen war und was im Augenblick gesagt werden mußte.

In der Verbandsarbeit selbst aber hat er es verstanden, die Leitung durch das große Vertrauen anzuspornen, mit dem er ihr Freiheit der Betätigung beließ und trotzdem seine ganze Persönlichkeit in schwierigen Kämpfen, die den Verbänden nicht erspart blieben, einsetzte.

Haßlacher verschenkte sein Vertrauen nicht leicht; gab er es aber, so tat er es ohne Rückhalt, wie ja sein Wesenszug war, alles ganz zu tun. Schon darum hatte er nicht viele Freunde, auch weil er den offenen Kampf und die ungeschminkte Wahrheit nicht scheute, aber ihm wurde viel Vertrauen entgegengebracht. Er war kein Mann lebhafter Geselligkeit, wenngleich er fröhliches Zusammensein, namentlich auf der von ihm so sehr geliebten Jagd, mit großer Freude genoß.

Seine Erfolge brachten ihm auf wirtschaftlichem Gebiete immer weitere Verbindungen; Aufsichtsratsposten im Stickstoffsyndikat, hier als Vorsitzender, bei der I.-G. Farbenindustrie und den Vereinigten Stahlwerken ergeben sich aus seinem Lebensgange. Von vielen anderen Wirkungsfeldern seien nur erwähnt: der Aufsichtsrat der Deutschen Bank, der Vorsitz der Emscher-Genossenschaft und die Mitgliedschaft im Direktorium der Reichsversicherungsanstalt für Angestellte. Von 1928 bis 1930 war Dr. Haßlacher Mitglied des Reichstages, mehr als Vertreter der Schwerindustrie denn aus eigener Neigung.

Am Weltkrieg nahm Haßlacher als Hauptmann in einem Jägerbataillon teil. Aus dieser Zeit stammt auch der Anfang seiner späten Ehe, in der er unendliches Glück fand und in der er aufging. In ihr wollte er seinen Lebensabend auf dem von ihm erworbenen fernen, aber schönen Gute Kamnitz in Pommern beschließen, nachdem er 1938 seine Aemter im Ruhrgebiet niedergelegt hatte. Zu früh hat ihn der Tod von seiner letzten Lebensaufgabe, der Landwirtschaft, in der er wieder ganz aufging, abberufen. Nun ruht Jacob Haßlacher aus unter den Bäumen des deutschen Waldes, den er so leidenschaftlich liebte.

Im Kreise der deutschen Eisenhüttenleute, denen der Heimgegangene mehr als 30 Jahre die Treue gehalten hat, ist ihm ein dauerndes Andenken sicher. *Oskar Ruperti.*