

# STAHL UND EISEN

## ZEITSCHRIFT FÜR DAS DEUTSCHE EISENHÜTTENWESEN

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

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

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

HEFT 2

8. JANUAR 1942

62. JAHRGANG

### Beitrag zur transkristallinen Spannungsrißkorrosion von Stahl.

Von Herbert Buchholtz in Düsseldorf und Richard Pusch in Duisburg-Huckingen.

Mitteilung aus dem Forschungsinstitut der Mannesmannröhren-Werke, Duisburg-Huckingen.

[Bericht Nr. 568 des Werkstoffausschusses des Vereins Deutscher Eisenhüttenleute im NSBDT.\*.]

*(Blausäure als wesentlicher Erreger von transkristalliner Spannungsrißkorrosion an Druckgasflaschen. Untersuchungen über den Einfluß der Konzentration und Einwirkungsdauer der Blausäurelösung, der Höhe der Belastung, der Wärmebehandlung, bildsamen Verformung und Oberflächenbeschaffenheit des Stahles, der Stahlart sowie der Art der Angriffslösung auf die Spannungsrißkorrosion. Vermeidung der Spannungsrißkorrosion durch Zink- oder Aluminiumschutzüberzüge. Versuch einer Deutung des Ablaufes der Spannungsrißkorrosion.)*

#### Das Auftreten transkristalliner Spannungsrißkorrosion.

Das Versagen von Druckgefäßen zur Speicherung hochgespannter Gase durch Aufreißen oder in seltenen Fällen auch durch Zerknall ist im allgemeinen auf Abtragung der Wand durch Flächenkorrosion oder mitunter durch Lochfraß zurückzuführen, wenn man von ausgesprochenen Bedienungs- oder Werkstoffehlern absieht. Die Ursache für diese Flächen- oder Lochkorrosion ist in der Einwirkung wäßriger, Sauerstoff, Kohlensäure oder dergleichen enthaltender Kondensate zu suchen. Vor einigen Jahren ergab nun die Untersuchung schadhafter Hochdruckflaschen, die zur Speicherung von Leuchtgas dienten, als Bruchursache erstmalig Rißkorrosion, wobei die praktisch verformungslosen Risse vorzugsweise in der Längsachse, also senkrecht zur Umfangsbeanspruchung der Flaschen verliefen. Das Bruchbild und andere Umstände — z. B. das Vorhandensein von Kondensaten, Ablagerungen von Berlinerblau — machten es wahrscheinlich, daß die Risse durch gewisse im Leuchtgas enthaltene Verunreinigungen bei Gegenwart von Feuchtigkeit im Zusammenwirken mit elastischen Spannungen im Werkstoff hervorrufen würden. Verschiedene Beobachtungen, die bei der Untersuchung schadhafter Flaschen gemacht wurden, sowie laboratoriumsmäßig durchgeführte Korrosionsversuche lenkten den Verdacht auf die im Gas stets in geringen Mengen enthaltene Blausäure als den Erreger dieser Spannungsrißkorrosion. Um diese Vermutung zu erhärten und Klarheit über die wichtigsten Einflußgrößen zu erhalten, wurden Untersuchungen durchgeführt, über die im folgenden berichtet wird.

Das kennzeichnende Merkmal der beobachteten Risse ist ihr transkristalliner Verlauf ohne Ausbildung von Gleitebenen (Bild 1). Diese Rißart ist bei Stahl bisher fast nur als Gewaltbruch bei Raumtemperatur oder wenig erhöhten Temperaturen — dann aber nach erheblicher Verformung — und als Dauerbruch mit oder ohne Korrosion, in diesem Falle ohne Verformung, beobachtet worden. Der bei den zerknallten Flaschen vorliegende

transkristalline Rißverlauf ohne plastische Verformung hat also große Ähnlichkeit mit den Kennzeichen des Dauerbruchs. Bei Spannungsrißkorrosion von unlegiertem Stahl, z. B. der Laugenrissigkeit, liegt dagegen stets ein interkristalliner Verlauf der Risse vor, und dann meist erst nach plastischer Verformung.

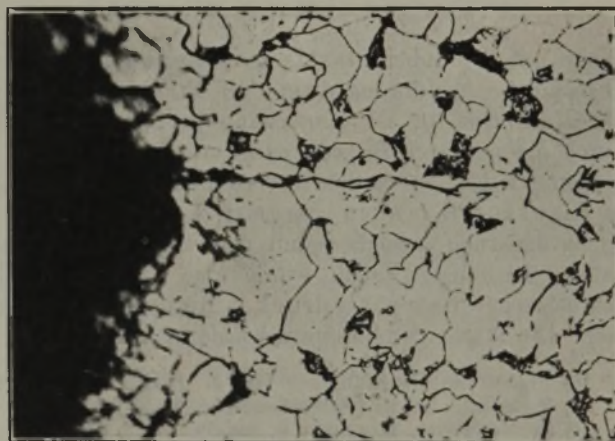


Bild 1. Transkristalliner Riß in Stahl durch Einwirkung von Blausäure. ( $\times 100$ ; geätzt mit Salpetersäurelösung.)

Nach E. Houdremont<sup>1)</sup> tritt transkristalline Spannungsrißkorrosion bei austenitischem Stahl unter Einwirkung schwacher Säuren und mechanischer oder interatomarer Spannungen auf. A. Portevin<sup>2)</sup> fand bei der Untersuchung von Giftgasgranaten, die mit Blausäure, Zinn- und Arsenchlorid und Chloroform gefüllt und aus gehärtetem Stahl hergestellt waren, unter den Führungsringen von innen nach außen laufende anscheinend transkristalline Risse, die meist vier bis zehn Monate nach Füllung der Granaten auftraten. Nach Portevin sind sie eine Folge von Spannungsrißkorrosion, die nach unserer heutigen Kenntnis durch die der Füllung beigemischte Blausäure verursacht sein dürfte. Damit ist der erste Fall einer transkristallinen Spannungsrißkorrosion eines nicht- oder nur niedriglegierten Stahles bekannt geworden.

\* ) Vorgetragen in der Sitzung des Arbeitsausschusses des Werkstoffausschusses am 27. Mai 1941. — Sonderabdrucke sind vom Verlag Stahleisen m. b. H., Düsseldorf, Postschließfach 664, zu beziehen.

<sup>1)</sup> Einführung in die Sonderstahlkunde. Berlin 1935. S. 170/71.

<sup>2)</sup> J. Iron Steel Inst. 108 (1923) S. 71/92; vgl. Stahl u. Eisen 43 (1923) S. 1455/57.



Häufiger wurde die transkristalline Spannungsrißkorrosion dagegen bei Leichtmetallegerungen beschrieben. G. Sachs<sup>3)</sup> sowie P. Brenner<sup>4)</sup> berichten über derartige Erscheinungen bei Magnesiumlegierungen und  $\beta$ -Messing. Nach einer Aeußerung von F. C. Althof<sup>5)</sup> soll die interkristalline Korrosion bei kubischem Aufbau (Eisen, Magnalium,  $\alpha$ -Messing, Aluminium-Kupfer-Magnesium-Legierungen), die transkristalline Korrosion bei hexagonalem Aufbau (Zink, Magnesium,  $\beta$ -Messing) vorherrschen.

**Versuchsdurchführung.**

Um zunächst eine allgemeine Vorstellung von den Ursachen der beobachteten Rißschäden zu gewinnen, wurden die Versuche so angelegt, daß zahlreiche Versuchsreihen rasch durchgeführt werden konnten und in kurzer Zeit mit einfachen Mitteln ein Ueberblick über ein noch unbekanntes Gebiet erhalten wurde. Zu diesem Zweck wurden vorwiegend aus unbenützten Flaschen oder Rohren entnommene Ringabschnitte in der in Bild 2 dargestellten

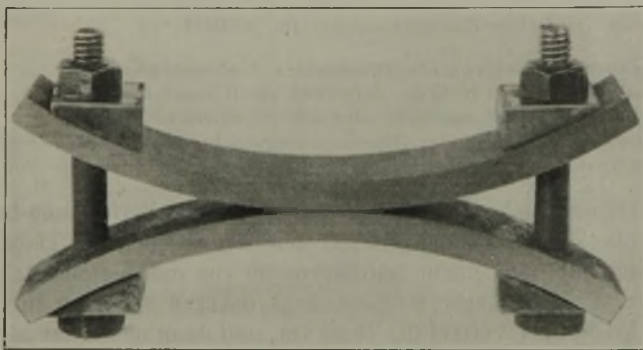


Bild 2. Probenform für Spannungsrißkorrosions-Versuche an Flaschen oder Rohren. (rd.  $\times 0,5$ .)

Weise mit Schrauben elastisch verspannt. Eine etwas abgeänderte Ausführung diente zur Prüfung von Blechstreifen (Bild 3). Die Einstellung der Spannung erfolgte durch Messung der Biegedehnung mit Tensometern: Die gespannten Proben wurden in verschließbaren Glasgefäßen in Blausäurelösungen eingesetzt, wobei die Lösung für länger dauernde Versuche jeweils nach einer Woche erneuert wurde. In einigen Fällen wurde eine Prüfung in Blausäurelösungen unter Gasdruck in Autoklaven vorgenommen. Die Stärke der Lösungen wurde in Anlehnung an die

<sup>3)</sup> Praktische Metallkunde, Teil 2. Berlin 1934. S. 147.  
<sup>4)</sup> Z. Metallkde. 30 (1938) Sonderh., S. 23/29.  
<sup>5)</sup> Z. Metallkde. 31 (1939) S. 298/99.

Zahlentafel 1. Chemische Zusammensetzung und Festigkeitseigenschaften von untersuchten Stählen, die gegen transkristalline Spannungsrißkorrosion durch Blausäure anfällig sind.

Stahl	Stahlart	% C	% Si	% Mn	% P	% S	% Cr	% Mo	Sonstiges %	Streckgrenze kg mm <sup>2</sup>	Zugfestigkeit kg mm <sup>2</sup>	Bruchdehnung (L=5d) %
1	Unberuhigter Stahl . . . . .	0,08	—	0,40	0,020	0,020	—	—	—	28	38	26
2	Röhrenstahl St 00.29 . . . . .	0,08	0,17	0,47	0,016	0,031	—	—	—	16	39	29
3	Kesselblech M I . . . . .	0,09	0,11	0,43	0,027	0,037	—	—	—	29	40	28
4	Kesselblech M II . . . . .	0,16	0,11	0,71	0,020	0,031	—	—	—	31	43	35
5	Kesselblech M III . . . . .	0,18	0,27	0,62	0,029	0,027	—	—	—	34	48	36
6	Kesselblech M IV . . . . .	0,22	0,31	0,53	0,021	0,030	—	—	—	36	52	30
7	Röhrenstahl St 35.29 . . . . .	0,15	0,17	0,57	0,017	0,023	—	—	—	32	42	32
8	Baustahl St 60.11 . . . . .	0,45	0,30	0,78	0,039	0,028	—	—	—	44	70	23
9	Unlegierter Flaschenstahl	0,48	0,27	1,00	0,024	0,020	—	—	—	45	70	28
10	Legierter Flaschenstahl . . . . .	0,40	0,20	0,63	0,013	0,006	0,57	0,25	0,52	75	87	15
	bis . . . . .	bis	bis	bis	bis	bis	bis	bis	bis	bis	bis	bis
	bis . . . . .	0,44	0,30	0,71	0,030	0,009	0,67	0,30	0,70 Ni	90	100	19
11	Mn-Mo-Stahl . . . . .	0,38	0,18	1,19	0,021	0,012	—	0,31	—	71	87	16
12	Cr-Mn-V-Stahl . . . . .	0,40	0,23	1,18	0,019	0,004	0,65	—	0,11 V	85	97	15
13	Cr-Mn-V-Stahl . . . . .	0,42	0,23	0,98	0,010	0,005	1,05	—	0,12 V	100	109	14
14	Cr-Mo-Stahl . . . . .	0,12	0,33	0,50	0,012	0,006	2,74	0,45	—	73	79	16
15	Transformatorstahl . . . . .	0,05	4,27	0,15	?	?	—	—	—	52	61	7

Blausäuregehalte von Kondensaten aus Gasleitungen und Speicherbehältern sehr niedrig gehalten, im allgemeinen unter 10 g HCN/l. Vorversuche zeigten, daß auf die beschriebene Weise in elastisch verspannten Proben durch Blausäure transkristalline Risse erzeugt werden, die den in schadhafte Flaschen gefundenen Rissen (Bild 1) vollkommen entsprechen. Bild 4 zeigt eine rissige Oberfläche

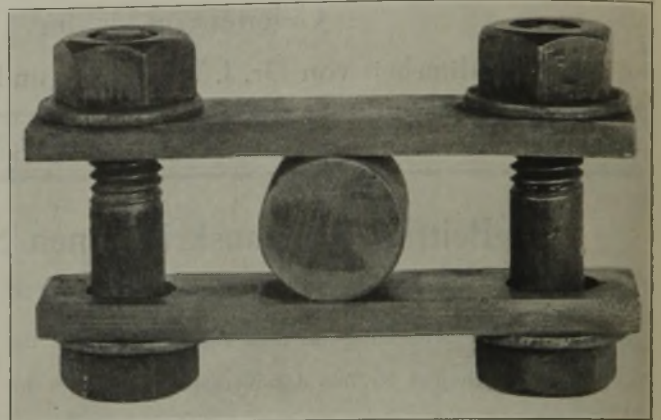


Bild 3. Probenform für Spannungsrißkorrosions-Versuche an Blechen. (rd.  $\times 0,75$ .)

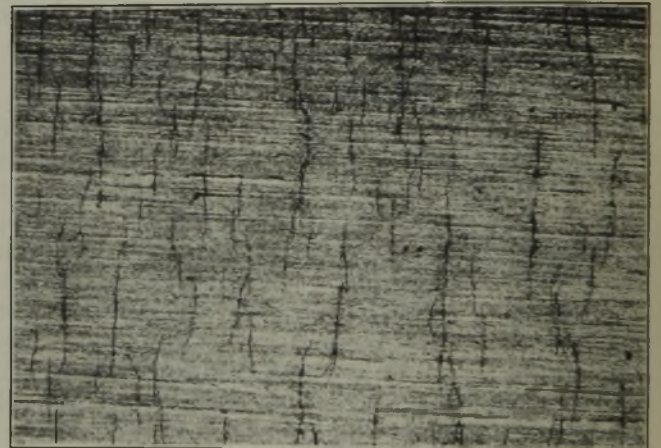


Bild 4. Stahloberfläche mit Rissen durch Spannungsrißkorrosion. ( $\times 10$ .)

in der Aufsicht. Kennzeichnend für die Risse sind die zahlreichen gabelförmigen Verästelungen. Die Risse verlaufen stets quer zur größten Zugspannung. Da Vorversuche ergaben, daß der auf den Proben haftende Zunder den Angriff verlangsamt und infolge der uneinheitlichen Zunderbeschaf-



fenheit zu Streuwerten Anlaß gibt, wurden die meisten Proben vor dem Versuch in Richtung der Beanspruchung vorsichtig von Hand geschliffen.

Die Untersuchung erstreckte sich außer auf einen niedrig legierten Chrom-Nickel-Molybdän-Stahl vor allem auf unlegierte Stähle verschiedener Zugfestigkeit (*Zahlentafel 1*) sowie einige andere Stähle. Die unlegierten Stähle wurden im allgemeinen im normalgeglühten, die legierten Stähle im ölvorgewärmten Zustand geprüft.



Bild 5. Oberfläche einer schwach rissigen Stahlprobe. (rd.  $\times 2,5$ .)



Bild 6. Oberfläche einer stark rissigen Stahlprobe. (rd.  $\times 2,5$ .)

Die korrodierten Proben wurden durch makroskopische Betrachtung bei schwacher Vergrößerung und Untersuchung von Schliffen im Mikroskop bewertet. Für die Auswertung ergaben sich drei Wege, nämlich nach dem makroskopischen Oberflächenbefund entsprechend sechs Gruppen mit den Bezeichnungen:

- rißfrei,
- sehr schwach rissig,
- schwach rissig (*Bild 5*),
- rissig,
- stark rissig (*Bild 6*),
- sehr stark rissig;

ferner nach der mittleren oder der größten Rißtiefe im Querschliff und schließlich nach der Zahl der im Schliff beobachteten Risse. Diese Bestimmung ebenso wie die der Rißtiefe ist allerdings bei schwach rissigen Proben wegen der geringen Zahl der Risse häufig ungenau. Alle drei Verfahren

kranken daran, daß sie jeweils nur die Rißzahl oder die Rißtiefe berücksichtigen. Unter üblichen Bedingungen laufen diese beiden Größen zwar ungefähr parallel, doch treten oft auch Abweichungen hiervon auf. Bei sehr geringer Trennempfindlichkeit des Stahles wird unter sonst gleichen Bedingungen die Rißzahl schneller wachsen als die Rißtiefe. Bei sehr großer Trennempfindlichkeit werden dagegen schon wenige Risse zu großer Rißtiefe und mitunter auch zum Bruch der Probe führen. Korrosionschemische Vorgänge überdecken sich also mit mechanischen Einflußgrößen, ohne daß es gelingt, die Wirkung der einen klar von den anderen zu trennen. Die Bewertung im beschriebenen Verfahren ist also nur halbquantitativ, sie genügt aber vollkommen, um die Wirkung der wichtigsten Einflußgrößen zu erfassen. Andere Wege zur Bestimmung der Rissigkeit, z. B. durch magnetische Durchflutung, Messung der elektrischen Leitfähigkeit oder dergleichen, hätten zunächst eine erhebliche Entwicklungsarbeit unter Verzicht auf umfangreiche Reihenversuche erfordert. Es wurde deshalb vorerst davon abgesehen.

**Einflüsse auf die Spannungsrißkorrosion von Stahl in Blausäurelösung.**

**Konzentration und Einwirkungsdauer der Blausäurelösung.**

Die Versuche erstreckten sich zunächst auf die Klärung der für die Rißbildung maßgeblichen Bedingungen. Aus *Zahlentafel 2* geht hervor, daß mit zunehmender Blausäurekonzentration der Beginn der Rißbildung früher einsetzt. Die angegebenen Zeiten können dabei zum Teil noch kürzer gewesen sein, da die Proben nur alle sieben Tage nachgesehen wurden. Bei dem üblicherweise für Hochdruckflaschen verwendeten Chrom-Nickel-Molybdän-Stahl führten Konzentrationen von 2,5 bis 3,5 g HCN/l bei einer elastischen Spannung von 40 kg/mm<sup>2</sup> (= 45 % der Streckgrenze), entsprechend der Beanspruchung mit vollem Druck gefüllter Flaschen, in sieben bis vierzehn Tagen zur Bildung der ersten deutlichen Anrisse. Nach 56 Tagen zeigten die Proben schon sehr starke Rißerscheinungen, während schwächere Lösungen erst den Beginn der Rißbildung herbeiführten. Konzentration und Spannung unterstützten sich in der Rißerzeugung, mit dem Ergebnis, daß bei 70 kg/mm<sup>2</sup> Spannung (= 80 % der Streckgrenze) schon Lösungen mit 1,5 g HCN/l nach sieben Tagen zahlreiche Risse hervorriefen. Nach späteren Untersuchungen beschleunigen Lösungen von 10 g HCN/l die Rißbildung noch erheblich. Der Einfluß der Versuchsdauer geht ferner aus *Bild 7 und 8* hervor. Mit fortschreitender Korrosionsdauer nimmt sowohl die Zahl als auch die Tiefe der Risse zu; bei sehr hoher elastischer

Zahlentafel 2. Einfluß der Blausäurekonzentration auf die Spannungsrißkorrosion. (Stahl mit 0,41 % C, 0,58 % Cr, 0,30 % Mo und 0,52 % Ni; Streckgrenze 88 kg/mm<sup>2</sup>, Zugfestigkeit 98 kg/mm<sup>2</sup>.)

Belastung . . . . . kg/mm <sup>2</sup>	40			70		
	1,5	2,6	3,5	1,5	2,6	3,5
Konzentration der Blausäure in g/l . . . . .	1,5	2,6	3,5	1,5	2,6	3,5
Versuchsdauer in Tagen bei Feststellung der ersten Risse	56	14	7	7	7	7
Befund nach 56 Tagen . . .	wenig Risse	viele Risse	viele Risse	viele Risse	sehr viele Risse	sehr viele Risse

Beanspruchung entsteht aber der größte Teil der Risse schon in den ersten Versuchstagen, und es nimmt vor allem die Tiefe, weniger die Zahl der Risse mit der Zeit weiter zu. Bei niedriger Belastung wächst die Zahl der Risse auch nach längerer Zeit noch erheblich.



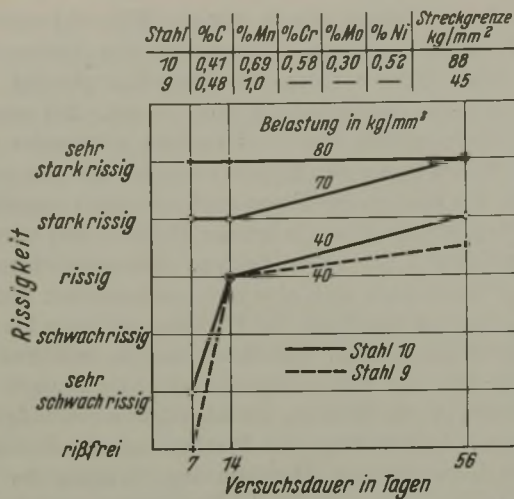


Bild 7. Abhängigkeit der Spannungsrißkorrosion zweier Stähle in Blausäurelösung (3,5 g HCN/l) von der Versuchszeit.

Höhe der Belastung.

Der überragende Einfluß der Belastung, der bereits *Zahlentafel 2* und *Bild 7* zu entnehmen war, äußert sich nach *Bild 9* und *10* grundsätzlich gleichartig bei verschiedenen Stahlgruppen in einer schnellen Zunahme der Rißtiefe. Die niedrigste Beanspruchung, bei der Risse auftreten, hängt zweifellos auch von anderen Einflüssen, wie Blausäurekonzentration, Werkstoff, Oberflächenbearbeitung usw., ab. An scharf geschliffenen Oberflächen treten feinste Rißchen unter Umständen schon ohne äußere Last auf, doch dürften hierfür Eigenspannungen an der Oberfläche maßgebend sein. Bei vorsichtig handgeschliffenen Proben aus weichem unlegiertem Stahl wurden in einer Blausäurelösung von 10 g/l nach vierzehn Tagen bereits bei 6 kg/mm<sup>2</sup> Belastung (= 20 % der Streckgrenze) Risse hervorgerufen.

Nach der Deutung, die weiter unten für den Korrosionsverlauf gegeben wird, wird der Rißbeginn unter sonst gleichen Bedingungen — Konzentration, Oberfläche usw. — durch die Höhe der wirklichen Zugspannung, weniger durch die Abweichung dieser Zugspannung von der Streckgrenze des Werkstoffes bestimmt. Für das Fortschreiten der Risse ist dagegen die Trennempfindlichkeit der Werkstoffe mit maßgebend. In *Bild 9* lassen sich zwar Stähle verschiedener Zugfestigkeit in eine mit der Beanspruchung ansteigende Rißtiefenkurve einordnen, doch nimmt unabhängig von dem Verhältnis Last zu Streckgrenze die Rißempfindlichkeit mit der Zugfestigkeit des Werkstoffes etwas zu. Auch *Bild 10* und *11* kennzeichnen bei gleicher relativer Beanspruchung die härteren Stähle als rißempfindlicher. Dies ist nicht durch eine höhere Anfälligkeit härterer Stähle beim Einsetzen der Korrosion, sondern durch die größere Geschwindigkeit der Rißfortpflanzung infolge höherer Trennempfindlichkeit zu erklären.

Wärmebehandlung des Stahles.

Besonders deutlich werden die geschilderten Verhältnisse, wenn der gleiche Stahl auf verschieden hohe Streckgrenze und Zugfestigkeit vergütet wird; mit steigender Ver-

gütungsfestigkeit wächst die Rißtiefe mit der Beanspruchung schneller an. *Bild 12* bestätigt zunächst nochmals die Feststellung, daß bei gleicher absoluter Belastung die Rißneigung mit steigendem Kohlenstoffgehalt, also zu-

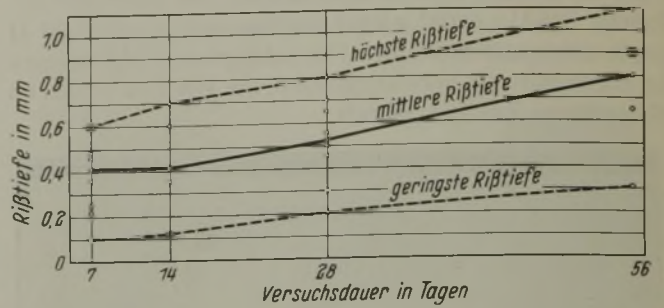


Bild 8. Abhängigkeit der Spannungsrißkorrosion von Stahl mit 0,41 % C, 0,58 % Cr, 0,30 % Mo und 0,52 % Ni in Blausäurelösung (3,5 g HCN/l) bei 80 kg/mm<sup>2</sup> Belastung (= 90 % der Streckgrenze) von der Versuchszeit.

Stahl	Stahlart	Streckgrenze kg/mm <sup>2</sup>	Lösung g HCN/l	Versuchszeit Tage
7	unlegiert	32	3,5	7
10b	Cr-Ni-Mo	86	3,5	7
9	unlegiert	45	3,5	14
10	Cr-Ni-Mo	75 bis 90	3,5	14
10a	Cr-Ni-Mo	75	3,5	14
10c	Cr-Ni-Mo	85 bis 90	3,5	14
3	unlegiert	29	10	14

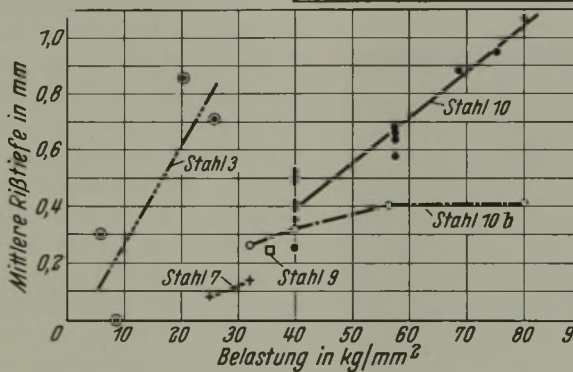


Bild 9. Abhängigkeit der Spannungsrißkorrosion verschiedener Stähle in Blausäurelösung von der absoluten Belastung.

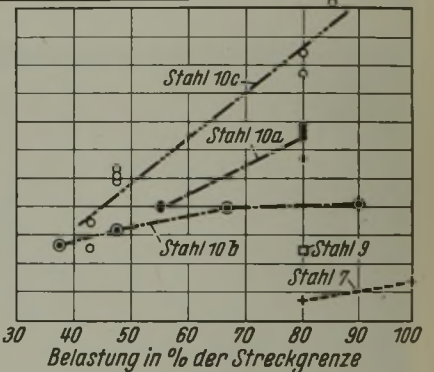


Bild 10. Abhängigkeit der Spannungsrißkorrosion verschiedener Stähle in Blausäurelösung von der verhältnismäßigen Belastung.

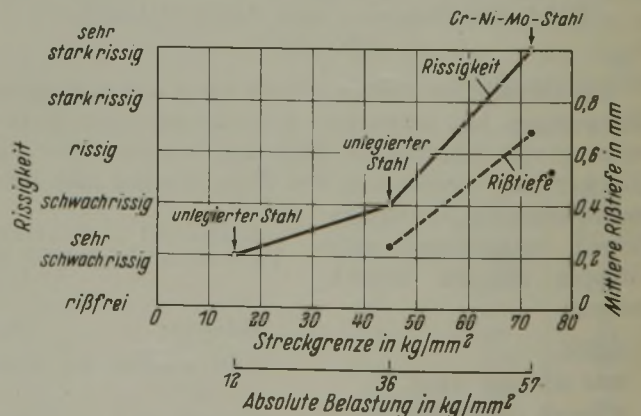


Bild 11. Empfindlichkeit von Stählen mit verschiedener Streckgrenze gegen Spannungsrißkorrosion in Blausäurelösung (3,5 g HCN/l) unter verhältnismäßiger Belastung (80 % der Streckgrenze) bei einer Prüfzeit von 14 Tagen.

nehmender Festigkeit, anwächst. Ferner geht aus ihr eine starke Abhängigkeit von der Wärmebehandlung hervor. Normalgeglühter und nach dem Normalglühen weichgeglühter Stahl zeigte bei untereinander etwa gleichem Verhalten eine verhältnismäßig geringe Rißempfindlichkeit, ge-



härterter sowie nach dem Härten angelassener Stahl eine weit stärkere. Am stärksten kam diese zum Ausdruck bei dem härtesten Stahl 8, St 60.11, nach Abschrecken von oberhalb  $A_{c_3}$ . Von den beiden über einen Dorn gespannten

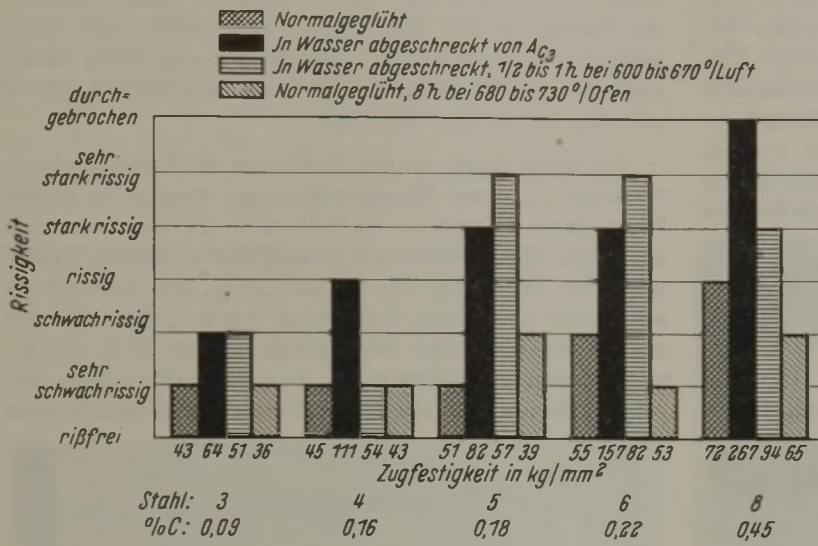


Bild 12. Einfluß der Wärmebehandlung auf die Spannungsrißkorrosion von unlegiertem Stahl in Blausäurelösung (10 g HCN/l) unter gleicher absoluter Belastung von 25 kg/mm<sup>2</sup> bei einer Prüfzeit von 14 Tagen.

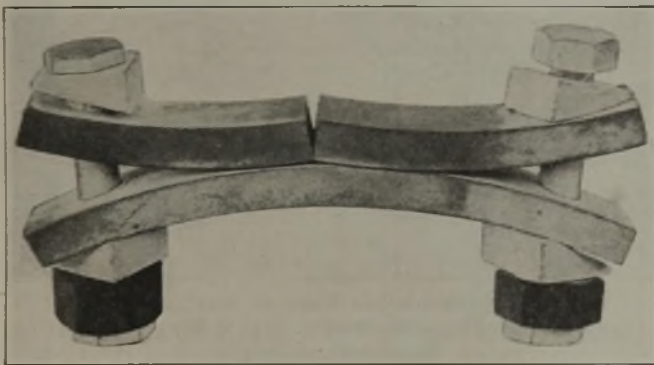


Bild 13. Bruch einer abgeschreckten Probe infolge Spannungsrißkorrosion. (rd.  $\times 0,5$ .)

Blechproben brach trotz der im Verhältnis zur Härte geringen Belastung die eine schon nach zwei bis drei Tagen Korrosionsdauer glatt durch; ebenso wie die nichtgebrochene Probe auf der Gegenseite zeigte sie aber neben dem Bruch nur wenige kleine Anrisse. Genau so verhielten sich abgeschreckte Proben aus Rohren oder Flaschen (Bild 13). Es sei schon hier bemerkt, daß ein derartiges Ergebnis in keinem anderen Korrosionsmittel, auch nach längerer Versuchsdauer, erzielt wurde.

Den Einfluß des Anlassens zeigt Bild 14. Danach brechen bis zu einer Anlaßtemperatur von 300°, nach anderen Versuchen bis 350°, elastisch gespannte Proben aus Chrom-Nickel-Molybdän-Stahl in Blausäure in wenigen Tagen glatt durch. Höhere Anlaßtemperaturen verringern die Rißgefahr bis zu einem niedrigsten Wert bei 700°. Ebenso setzt die Verlängerung der Anlaßdauer (bei 600°) außer der Härte die Rißgefahr stark herab (Bild 15). Dagegen konnte durch 24stündiges Anlassen bei 250° das Durchbrechen der Proben nicht verhindert werden. Es geht daraus hervor, daß die makroskopischen Härtespannungen, die durch eine derartige Behandlung bekanntlich abgebaut werden, für das korrosionschemische Verhalten nicht entscheidend sind. Offenbar bedingen die in der unverminderten Härte zum Ausdruck kommenden Gefügespannungen den Ablauf des Korrosionsvorganges. Korrosionschemisch ist also Sorbit günstiger als Martensit.

Bildsame Verformung des Stahles.

Eine kleine durch Biegen aufgebrachte plastische Verformung mit zusätzlicher elastischer Beanspruchung übt keinen merklichen Einfluß aus, wogegen durch Biegen um 12 bis 15 % verformte und zusätzlich elastisch beanspruchte Proben aus legierten und unlegierten Stählen stärkere Risse erlitten, zum Teil bis zum Bruch, als ohne vorhergehende Verformung. Der Rißverlauf war auch hierbei transkristallin. Eine einheitliche, durch Recken von Zugproben bewirkte bleibende Verformung ohne zusätzliche elastische Beanspruchung rief keine Risse hervor. Dagegen traten vereinzelt feine Risse auf bei unbelasteten Proben, die durch Biegen inhomogen verformt waren, da hierbei stets merkliche elastische Eigenspannungen zurückbleiben. Für die Wirkung von Eigenspannungen spricht auch der Befund, daß Vickers-Diamanteindrücke in einigen Fällen auf elastisch beanspruchten Proben bei Angriff durch Blausäure radial zum Eindruck verlaufende Risse hervorriefen.

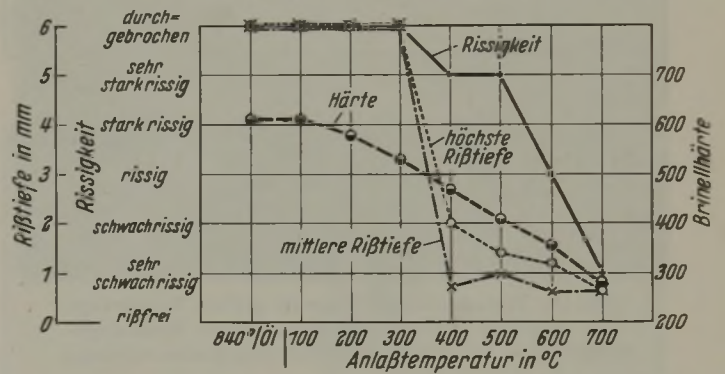


Bild 14. Einfluß der Anlaßtemperatur bei einstündiger Anlaßdauer nach Abschrecken von 840° in Oel auf die Spannungsrißkorrosion von Chrom-Nickel-Molybdän-Stahl in Blausäurelösung (3,5 g HCN/l) unter einer Belastung von 40 kg/mm<sup>2</sup> bei einer Prüfzeit von 14 Tagen.

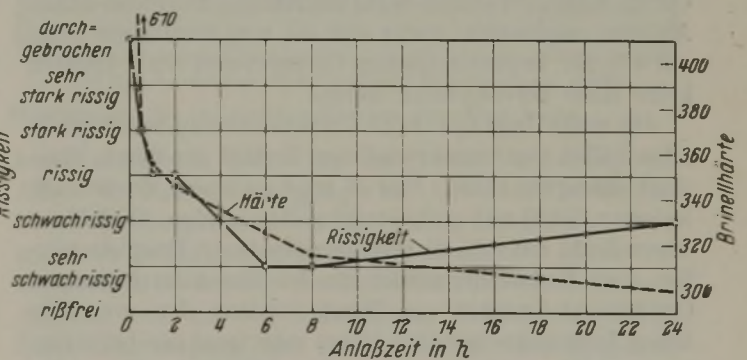


Bild 15. Einfluß der Anlaßzeit bei 600° nach Abschrecken von 840° in Oel auf die Spannungsrißkorrosion von Chrom-Nickel-Molybdän-Stahl in Blausäurelösung (3,5 g HCN/l) unter einer Belastung von 40 kg/mm<sup>2</sup> bei einer Prüfzeit von 14 Tagen.

Oberflächenbeschaffenheit des Stahles.

Bei allen Korrosionsvorgängen spielt die Oberflächenbeschaffenheit des Werkstückes eine wichtige Rolle. Im vorliegenden Fall zeigte sich, daß die mit einer Handschleifmaschine oder auf einer Schleifscheibe grob geschliffene Oberfläche besonders rißempfindlich ist. Der Grund dürfte in Zugeigenspannungen in der äußersten Oberfläche,



bedingt durch die sprunghafte Temperaturerhöhung beim Schleifen, vielleicht auch in plastischen Verformungen zu suchen sein. Die Risse verliefen stets quer zur Zugspannung und unabhängig von der Schleifrichtung. Die Risse grob geschliffener Proben zeigten aber den gleichen transkristallinen Verlauf, und ihre Bildung unterlag denselben Bedingungen wie bei weniger empfindlichen Oberflächen. Vorsichtig von Hand mit feinem Schmirgelpapier entzunderte Proben hatten eine geringere Empfindlichkeit, ebenso gebeizte, gesandstrahlte, polierte oder verzunderte Proben. Eine genaue Reihenfolge ließ sich nicht aufstellen, da die Ergebnisse stark streuten, besonders bei zunderbedeckten Oberflächen. Die hohe, rasch zum Bruch führende Empfindlichkeit abgeschreckter Proben blieb auch bei gebeizter oder verzunderter Oberfläche bestehen.

#### Stahlart.

Die bisherigen Untersuchungen lassen schon erkennen, daß grundsätzlich sowohl weicher als auch harter unlegierter

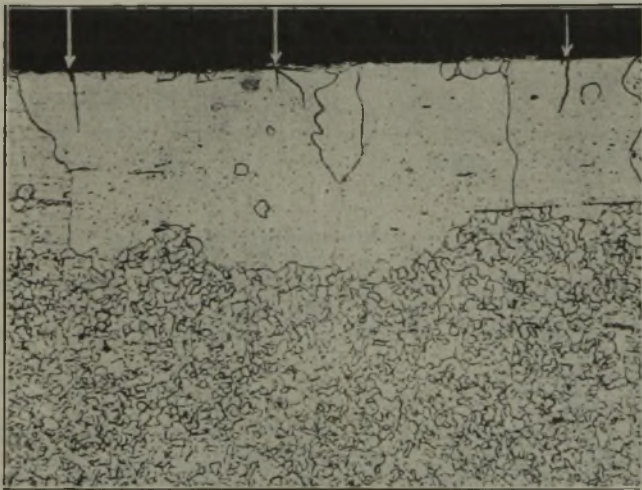


Bild 16. Transkristalline Risse im groben Randgefüge von weichem unlegiertem Stahl durch Spannungsrißkorrosion. (rd.  $\times 400$ ; geätzt mit Salpetersäurelösung.)

Stahl der Spannungsrißkorrosion unterliegt. Aus *Zahlen-tafel 1* geht hervor, daß außer dem in erster Linie untersuchten Chrom-Nickel-Molybdän-Stahl auch andere niedriglegierte Stähle anfällig sind, z. B. Chrom-Molybdän-Stahl, Chrom-Mangan-Vanadin-Stahl und Mangan-Molybdän-Stahl. Als sehr empfindlich erwies sich ein rein ferritischer Stahl mit 4 % Si. In austenitischem Chrom-Nickel-Stahl konnten keine Risse hervorgerufen werden.

Die metallographische Untersuchung bestätigte in allen Fällen den transkristallinen Verlauf der durch Blausäure erzeugten Risse. *Bild 16* zeigt an einem weichen unlegierten Stahl mit grobkörnigem Randgefüge, *Bild 17* an einem Stahl mit 4 % Si besonders deutliche Beispiele hierfür. Auch Perlitfelder werden von den Rissen durchdrungen. Oxydeinwanderungen am Rande entlang den ursprünglichen Austenitkorngrenzen bilden manchmal den bevorzugten Angriffspunkt für den ersten Rißbeginn. In vielen Fällen geht der Riß vom Grund lochartiger Anfressungen aus, die offenbar schon vor Bildung des Risses entstanden. Eine manchmal beobachtete Ausweitung des Risses am Rande kann aber auch auf die bei längerer Korrosionsdauer von der Oberfläche her erfolgende Ausfressung der Rißränder zurückzuführen sein.

#### Art der Angriffslösung.

Korrosionsversuche in Blausäurelösung von 2,6 und 3,5 g HCN/l unter darüberstehendem Leuchtgas oder Wasserstoff im Autoklaven unter Drücken von 130 bis 150 atü führten zu grundsätzlich gleichen Ergebnissen wie

im drucklosen Zustand bei Abwesenheit der Gase. Ähnlich verhielt sich auch ein Zusatz von Kohlensäure zur Wasserstoffatmosphäre, der eine gewisse Verstärkung der Rißkorrosion zu bewirken schien. Unter Stickstoff-Sauerstoff-Gemischen trat mit steigendem Sauerstoffdruck ein Nachlassen der Rißkorrosion und zunehmende Lochkorrosion ein. Lag über der Blausäurelösung reiner Sauerstoff von 150 atü, so traten fast nur noch tiefer Lochfraß und daneben wenige Risse auf.

Die bisher besprochenen Ergebnisse der Laboratoriumsversuche in reinen Blausäurelösungen wurden in großen Zügen durch Versuche in natürlichen Gaskondensaten bestätigt. Spannproben aus verschiedenen Stählen wurden mit einer Belastung von 50 und 90 % der Streckgrenze sowie einer plastischen Verformung von 6 % ohne oder mit zusätzlicher elastischer Beanspruchung von 50 % der ursprünglichen Streckgrenze in Leuchtgasflaschen eingebaut, die neun Monate lang auf einer Versuchsstelle eines

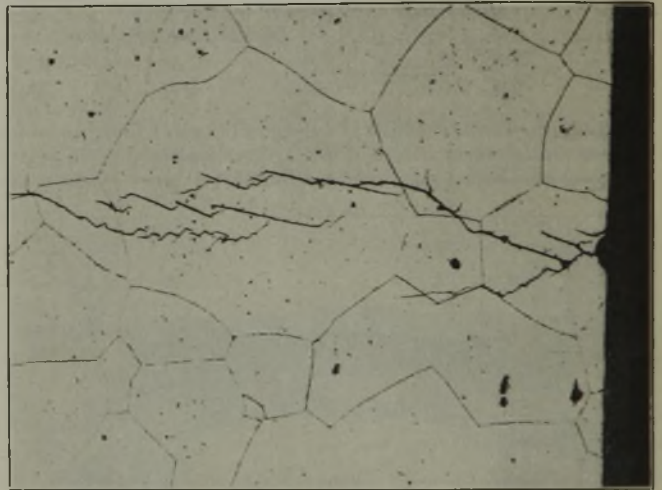


Bild 17. Transkristalline Risse in Stahl mit 4 % Si durch Spannungsrißkorrosion. (rd.  $\times 80$ ; geätzt mit Salpetersäurelösung.)

Gaswerks 368mal mit nassem Stadtgas gefüllt und entleert wurden. Der Fülldruck betrug 200 atü. Nach dem Versuch zeigten sämtliche Proben starke Ansätze und Verkrustungen von Korrosionserzeugnissen sowie Flecken von Berlinerblau und Rost. Die mikroskopische Untersuchung ergab eine auffallend starke Korrosion in Form von Lochfraß. Neben transkristallinen Rissen traten zahlreiche Uebergangsformen von reinen Rissen zur reinen Lochkorrosion auf. Die *Bilder 18 bis 21* zeigen einige Beispiele hierfür. Werden nur ausgesprochene Risse berücksichtigt, so zeigt sich in Uebereinstimmung mit den Blausäureversuchen eine Zunahme der Rissigkeit mit erhöhter Belastung oder vorhergehender plastischer Verformung. Etwa parallel zur Rißzahl nimmt auch die Rißtiefe zu. Bei nicht unter Spannung stehenden unverformten Proben trat nur Lochkorrosion auf. Gesetzmäßige Beziehungen zwischen dem Auftreten von Lochfraß und der Höhe der Belastung konnten aus den Versuchsergebnissen nicht entnommen werden. Abgesehen von dem Auftreten von Lochfraßkorrosion stimmen also die Ergebnisse dieser Versuchsreihe in großen Zügen mit den Befunden der Laboratoriumsprüfung in Blausäure überein.

Zur Prüfung, ob noch andere Mittel als Blausäure den transkristallinen Angriff von Stahl herbeiführen können, wurden Versuche in zahlreichen anderen Korrosionsmitteln durchgeführt. Die Versuche verliefen sämtlich negativ, es trat keine Rißbildung auf<sup>6)</sup>.

<sup>6)</sup> Siehe Erörterungsbeitrag von E. Brauns, S. 28.



### Vermeidung der Spannungsrißkorrosion.

Inwieweit die Möglichkeit besteht, von der Stahlseite her die Spannungsrißkorrosion zu beheben, steht bisher nicht fest. Untersuchungen in dieser Richtung sind noch nicht abgeschlossen. Ueber die Eignung von Schutzüberzügen liegen noch wenig praktische Erfahrungen vor. Während sich bei Laboratoriumsversuchen in Blausäurelösungen und natürlichen Gaskondensaten Lacke verschiedener Herkunft und andere organische Ueberzugstoffe in keiner Weise bewährten, ließen Versuche mit metallischen Ueberzügen die Verwendung von Zink und Aluminium aussichtsreich erscheinen. Feuerverzinkte Proben aus üblich

merkswerterweise konnte übrigens auch bei sehr lückenhaftem Zinküberzug eine beträchtliche Fernwirkung des Zinks festgestellt werden.

Andererseits ist natürlich auch an eine Behebung der Rißkorrosion durch Trocknung oder Entzianisierung des Gases zu denken. Gemeinschaftsversuche der verschiedenen interessierten Stellen in dieser Richtung sind im Gange; abschließende Ergebnisse liegen aber noch nicht vor.

### Versuch einer Deutung des Ablaufes der Spannungsrißkorrosion.

Die bisher durchgeführten Versuche lassen, obgleich teilweise eine Nachprüfung oder Ergänzungsversuche ange-

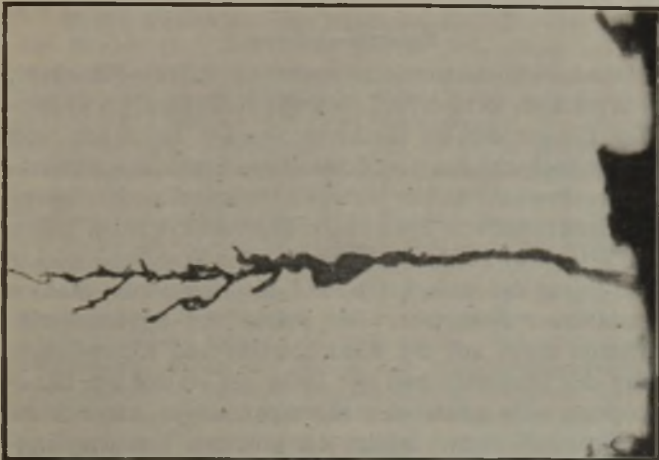


Bild 18. Transkristalliner Riß, durch abtragende Korrosion ausgefressen. (rd.  $\times 400$ .)

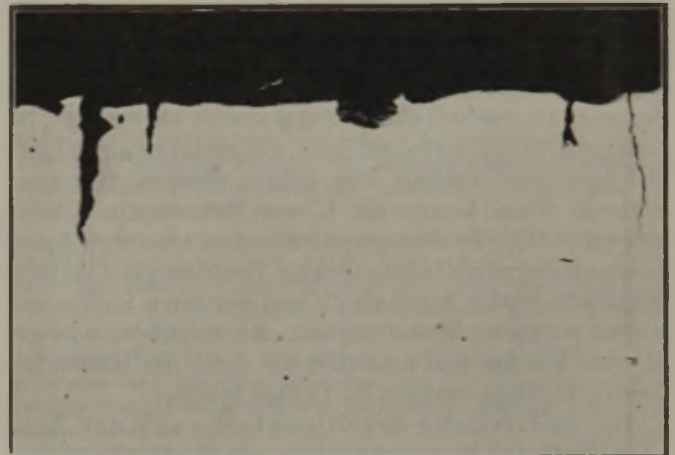


Bild 19. Uebergang von Rißkorrosion zu Lochkorrosion. (rd.  $\times 80$ .)

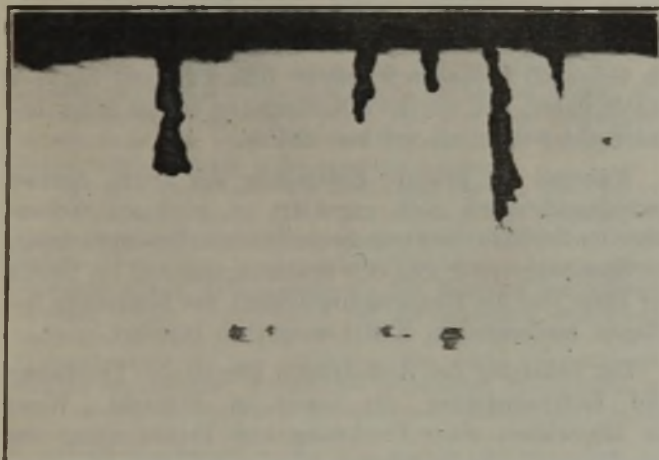


Bild 20. Uebergang von Lochkorrosion zu Rißkorrosion. (rd.  $\times 150$ .)

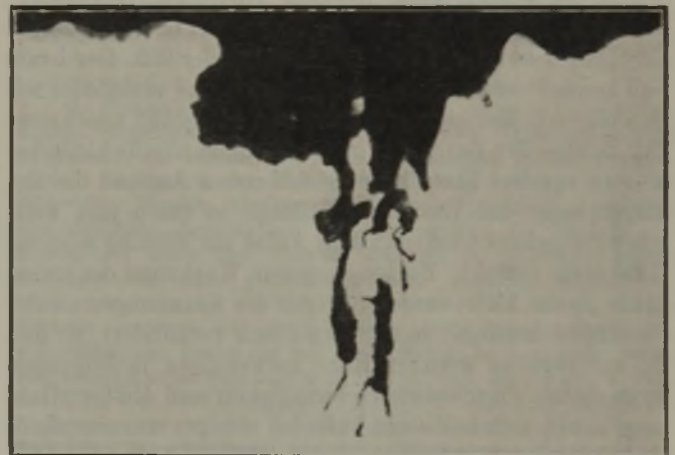


Bild 21. Lochkorrosion mit anschließender Rißkorrosion. (rd.  $\times 400$ .)

Bilder 18 bis 21. Spannungsrißkorrosion und Lochfraß an Stahlproben, die in Leuchtgasflaschen eingebaut waren.

vergütetem Chrom-Nickel-Molybdän-Stahl blieben selbst unter hohen Belastungen, bis zu rd.  $80 \text{ kg/mm}^2$ , in wäßrigen Lösungen von  $3,5 \text{ g/l}$  Blausäuregehalt über drei Monate lang vollkommen rißfrei und zeigten erst nach sechs Monaten den ersten Rißbeginn. Ungeschützte Proben wurden unter gleichen Bedingungen schon nach wenigen Tagen stark rissig. Selbst in dem besonders empfindlichen Zustand der Abschreckhärtung ohne Anlassen brach eine durch Spritzen mit der Pistole verzinkte Probe unter hoher Spannung in einer starken Blausäurelösung von  $10 \text{ g HCN/l}$  erst nach fünf Monaten durch, während ohne Zinkschutz wenige Tage zum völligen Durchbrechen genügten. Ähnlich günstige Ergebnisse lieferten auch durch Spritzen mit der Pistole alumetierete Proben. In natürlichen Gaskondensaten bei einem Gaswerk eingehängte Proben zeigten nach einem halben Jahr Versuchsdauer mit 368maliger Füllung und Entleerung des hochgespannten Gases nicht einmal Spuren von Rissen; im Gegensatz dazu waren alle ungeschützten oder lackierten Proben sehr stark rissig. Be-

bracht erscheinen, doch schon eine gewisse Vorstellung vom Ablauf des Korrosionsvorganges zu. Auf Grund korrosionschemischer Vorgänge, deren Natur noch ungeklärt ist, setzt an durch Zufälligkeiten bedingten mechanisch höchst beanspruchten Stellen der Oberfläche eine rißartige Anfressung ein, und zwar an den Kornflächen, vielleicht begünstigt durch mikroskopisch feine örtliche Kerben, Oberflächenverletzungen, Schlackeneinschlüsse oder dergleichen. Nach den von W. Kuntze<sup>7)</sup> entwickelten Vorstellungen von der Wirkung feinsten Risse ist anzunehmen, daß im Grund der entstandenen Korrosionskerbe unter äußerer Belastung ein örtlich eng begrenzter dreiachsiger Spannungszustand herrscht, der die Verformungsfähigkeit der benachbarten Teilchen behindert und im Zusammenwirken mit einer Spannungsspitze einen verfrühten Bruch bei herabgesetzter Trennfestigkeit hervorruft. Das spröde Weiterreißen in einem an sich zähen Werkstoff wird dadurch verursacht, daß im Riß-

<sup>7)</sup> Wiss. Abh. dtsh. Mat.-Prüf.-Anst. 1 (1939) Nr. 2, S. 11/18.



grund, wo das Weiterreißen erfolgt, immer ein dreiachsiger Spannungszustand herrscht und zusammen mit der Spannungsspitze den Riß weitertreibt. Bei der Blausäurekorrosion ist dieses Weiterreißen durch Einwirkung mechanischer Kräfte in Zusammenwirken mit der Korrosion durch Blausäure zu erklären. Bei dem in *Bild 17* wiedergegebenen und auch sonst manchmal beobachteten treppenförmigen Verlauf der Risse, anscheinend entlang den Spaltebenen der Kristalle, ist der Einfluß der mechanischen Kräfte wohl besonders stark. Die primäre Ursache muß aber auch hier in der Korrosion durch Blausäure liegen, da ohne diese die erste Rißbildung nicht eintritt.

Die Geschwindigkeit der Rißfortpflanzung ist, außer durch die Konzentration der Blausäure, zunächst durch die Höhe der aufgebrachtten Last sowie etwaiger Eigenspannungen bestimmt. Die Beobachtung, daß härtere Stähle im allgemeinen stärker rissig werden als weichere, ist also einmal darauf zurückzuführen, daß sie bei gleichem Last-Streckgrenzen-Verhältnis eine höhere absolute Belastung erfahren. Dazu kommt die höhere Trennempfindlichkeit härterer Stähle. Spannungsspitzen und mehrachsiger Spannungszustand setzen bekanntlich die Trennfestigkeit härterer Werkstoffe stärker herab als die von weicheren Stoffen mit absolut geringerer Trennfestigkeit. Bei vergüteten oder gehärteten Stählen sind zusätzlich die durch das Härten bedingten Eigenspannungen im Gefüge beteiligt.

Die Beurteilung der Rissigkeit nach der Zahl oder Tiefe der Risse ist nicht ganz eindeutig. Wenn auch im allgemeinen Rißzahl und Rißtiefe etwa gleichlaufen, so werden doch folgende Grenzfälle beobachtet: zahlreiche Risse, jedoch mit geringer Tiefe, oder umgekehrt ein einziger tiefer, oft zum Bruch führender Riß. Der letzte Fall kommt vornehmlich bei gehärteten und nicht oder nur ungenügend angelassenen Stählen vor. Man kann annehmen, daß infolge der durch die große Trennempfindlichkeit bedingten raschen Fortpflanzung des ersten Anrisses die Beanspruchung der Werkstoffoberfläche so rasch und weitgehend abgebaut wird, daß kein Anlaß zur Bildung weiterer Risse mehr besteht. Bei langsamerem Wachstum des ersten Risses in die Tiefe werden dagegen die Spannungen an der Oberfläche zunächst nur unwesentlich vermindert, so daß die zur Bildung weiterer Risse notwendigen Bedingungen fortbestehen. Korrosionsgeschwindigkeit und Rißfortpflanzung halten sich in diesem Falle bei weniger trennempfindlichen Stählen das Gleichgewicht. Während also der Rißbeginn vornehmlich von dem Einfluß der Zugspannung beherrscht wird, macht sich bei der Rißfortpflanzung der Einfluß der Trennempfindlichkeit des Werkstoffs stärker geltend.

An den Bericht schloß sich folgende Erörterung an.

E. Brauns, Duisburg-Huckingen: Im Bericht der Herren Buchholtz und Pusch wird die mechanisch-technologische Seite der Spannungsrißkorrosion durch Blausäure eingehend behandelt. Ueber die eigentliche Ursache, d. h. den Chemismus dieser besonderen Korrosionsart, wird dagegen keine Erklärung gegeben. Hierzu seien einige Ueberlegungen und Versuche kurz mitgeteilt.

Die Reaktionsmöglichkeiten von Blausäure mit Eisen sind wegen der vielfältig komplexen Natur der entstehenden Verbindungen und wegen der verschiedenen Wertigkeitsstufen des Eisens sehr zahlreich. Durch diese Mannigfaltigkeit wird der Angriff von Blausäure auf Eisen zu einem wenn auch recht verwickelten, so doch sehr bemerkenswerten Korrosionsfall. Ich möchte daher, obwohl unsere Untersuchungen noch keineswegs abgeschlossen sind, einige Ergebnisse mitteilen, die doch schon zu einer gewissen Einschränkung der vielfachen Möglichkeiten über die Ursache dieser besonderen Rißkorrosion geführt haben.

Die Versuche wurden meist mit einem Transformatorstahl mit 4 % Si durchgeführt, der besonders leicht auf

Für die eigentliche chemische Ursache der von der Blausäure hervorgerufenen selektiven Korrosion fehlt noch eine eindeutige Erklärung, besonders auch dafür, warum von vielen untersuchten Korrosionsmitteln bisher nur durch Blausäure eine transkristalline Rißkorrosion hervorgerufen werden konnte. Der Vergleich mit der von E. Houdremont<sup>1)</sup> beschriebenen transkristallinen Rißkorrosion ist unzulänglich, da es nicht gelang, durch Blausäure derartige Risse bei austenitischem Stahl und umgekehrt durch andere Säuren oder Alkalien Risse bei ferritisch-perlitischem Stahl hervorzurufen. Abgesehen davon fehlt auch für die Rißkorrosion austenitischer Stähle bisher die chemische Erklärung<sup>6)</sup>.

#### Zusammenfassung.

Durch Versuche wurde nachgewiesen, daß die Blausäure, die in geringen Mengen im Leuchtgas vorkommt, als wesentlicher Erreger der bei Hochdruckflaschen für Stadt- und Ferngas beobachteten transkristallinen Spannungsrißkorrosion zu gelten hat. Andere Mittel als Blausäure zur Erzeugung der transkristallinen Spannungsrißkorrosion wurden bisher nicht gefunden. Die laboratoriumsmäßige Erzeugung solcher Risse gelang bei unlegierten und niedriglegierten Stählen verschiedener Festigkeit. Die Stärke der Spannungsrißkorrosion steigt mit der Konzentration und Einwirkungsdauer der Blausäure und der Höhe der elastischen Beanspruchung oder zusätzlicher Eigenspannungen, unter denen der Werkstoff steht. Infolge der größeren Trennempfindlichkeit von Stählen, die wegen ihrer Zusammensetzung oder einer Vergütung eine höhere Festigkeit haben, wächst bei härteren Stählen die Rißtiefe im allgemeinen etwas schneller als bei weicheren Stählen; daneben rührt aber die im Gebrauch beobachtete höhere Rißanfälligkeithärterer Stähle daher, daß sie ihrer Bestimmung gemäß höher beansprucht werden als weichere Stähle.

Während die primäre Entstehung der ersten Anrisse korrosionschemisch noch ungeklärt ist, sind am Weiterstreiten der Risse die durch die mechanische Beanspruchung, die Spannungsspitze und den Spannungszustand im Grund der Risse und die Trennempfindlichkeit des Werkstoffs bedingten mechanischen Kräfte wesentlich beteiligt.

Zur Behebung der Rißkorrosion kommt die Trocknung und Entzyanisierung des Gases in Betracht. Wenn die Möglichkeit einer Trocknung und Feinreinigung des Leuchtgases nicht besteht, so bieten nach Versuchen mit Blausäurelösungen und natürlichen Gaskondensaten Ueberzüge von Zink oder Aluminium praktisch befriedigenden Schutz.

die Rißkorrosion durch Blausäure anspricht und der in Form dünner Blechstreifen von rd. 0,3 mm Dicke, wie sie für das bekannte Epstein-Gerät benötigt werden, zur Verfügung stand. Die Streifen wurden einfach zu einer Schleife gebogen und mit einer Klammer an den Enden zusammengehalten. Risse und Brüche traten in den verschiedensten konzentrierten Blausäurelösungen schon nach kurzer Zeit, sicher nach 24 h ein.

Zunächst war die Frage bemerkenswert, ob außer Blausäure noch andere chemische Stoffe ähnliche Korrosionserscheinungen hervorrufen. Zur Untersuchung kamen neben den Stoffen, welche in Leuchtgas zu erwarten sind, wie Phenol, Sauerstoff, Kohlensäure, Schwefelwasserstoff, Ammoniak und Rhodanammonium, noch eine große Anzahl von anderen chemischen Stoffen, die nach folgenden Gesichtspunkten ausgewählt wurden: Kennzeichnende Korngrenzenätzmittel, wie sie für metallographische Arbeiten benutzt werden; chemische Stoffe, die mit Eisen Komplexsalze bilden; schwache Säuren, deren  $p_H$ -Werte von der gleichen Größenordnung sind wie die der Blausäurelösungen; schwache Basen, Oxydations- und Reduktionsmittel. In keinem Fall gelang es jedoch, in den aus diesen etwa fünfzig verschiedenen Stoffen hergestellten



wäßrigen Lösungen ähnliche Korrosionserscheinungen hervorzurufen, wie sie durch Blausäure erzeugt werden.

Es kann demnach angenommen werden, daß diese Rißkorrosion an unlegierten oder niedriglegierten Stählen, wenn man noch dazu berücksichtigt, daß sie bisher in der Praxis außer bei Anwesenheit von Blausäure noch nicht beobachtet wurde, nur durch Blausäure hervorgerufen wird. Ebenfalls ist es wahrscheinlich, daß andere Metalle als Eisen in Blausäure keine transkristalline Korrosion erleiden, wie aus negativen Ergebnissen von Versuchen hervorgeht, die mit einer größeren Anzahl von Nichteisenmetallen und hochlegierten Nickelstählen angestellt wurden.

Neben diesen mehr allgemeinen Untersuchungen wurden Versuche durchgeführt, die zuvor gemachte Annahmen über den chemischen Vorgang der Rißbildung entweder bestätigen oder als unrichtig erweisen sollten.

Erste Annahme. Die Risse entstehen beim Biegen der Probe, sind also bereits vor der Behandlung mit Blausäure, wenn auch vielleicht submikroskopisch klein, schon vorhanden. Auf der Oberfläche des Eisens bilden sich durch Reaktion mit Blausäure komplexe Verbindungen von ähnlicher membranartiger Beschaffenheit, wie sie durch Reaktion von Kupferionen mit Ferrozyankalium zu Ferrozyankupfer als klassischer Versuchsgegenstand für die Bestimmung des osmotischen Druckes verwandt wurden. Diese Membran deckt das Eisen ab und überdeckt die sehr feinen Risse. Durch osmotische Vorgänge können dann in den Rissen sehr hohe Drücke entstehen, welche die Körner, unterstützt durch die aufgebrachten mechanischen Spannungen, auseinandersprennen und so zur Verlängerung der Risse in die Tiefe führen. Um solche Drücke festzustellen, wurde ein Modell aus aufeinandergeschliffenen Eisenplättchen gebaut, in Blausäurelösung eingestellt und mit Hilfe einer besonderen Meßvorrichtung ermittelt, ob eine Druckerhöhung an diesem Modell zwischen den aufeinandergeschliffenen Plättchen auftrat. Wohl schied sich das Berlinerblau vorwiegend dort ab, wo sich die Plättchen berührten, eine meßbare Druckerhöhung konnte jedoch nicht festgestellt werden. Des weiteren wurden Blechstreifen ohne aufgebrachte mechanische Spannung längere Zeit mit Blausäure behandelt und danach röntgenographisch nach dem Rückstrahlverfahren gemessen, ob Verspannungen im Gitter aufgetreten waren. Eine Gitterverzerrung, die in jedem Fall eine hohe Druckspanne in der äußersten Oberfläche der Kristallkörner nachgewiesen haben würde, konnte nicht ermittelt werden.

Zweite Annahme. Die Risse sind vor der Behandlung mit Blausäure noch nicht vorhanden. Sie entstehen erst durch Einwirkung der Blausäure, aber bevorzugt an den Stellen, welche die größten mechanischen Spannungen haben, wie sie vielleicht durch Gleitvorgänge in den Körnern hervorgerufen werden. Wenn Unterschiede der mechanischen Spannungen auftreten, so kann man erwarten, daß auch elektrische Potentialunterschiede sich ausbilden. Um solche Potentialunterschiede festzustellen, wurden die gespannten Blechproben mit sehr verdünnten Kupfersulfatlösungen behandelt und danach unter dem Mikroskop betrachtet. Eine unterschiedliche Abscheidung von Kupfer in den Kornflächen, die Potentialunterschiede angezeigt hätte, konnte nicht beobachtet werden.

Dritte Annahme. Bei dem Angriff von Blausäure an Eisen entsteht Wasserstoff, der zum Teil in das Eisen eindringt, dieses versprödet und so zur Rißbildung Veranlassung gibt. Nach einer Arbeit von W. Baukloh und G. Zimmermann<sup>8)</sup> ist bei Anwesenheit von Zyanionen mit einer verstärkten Wasserstoffdiffusion in das Eisen zu rechnen. Die mit Blausäure behandelten Proben wurden unmittelbar in heißes Wasser getaucht und beobachtet, ob sich auf den Proben Gasbläschen bildeten, die den Wiederaustritt des eingedrungenen Wasserstoffs hätten anzeigen müssen. Weder unter Wasser noch unter erwärmtem Quecksilber konnte eine Gasentwicklung festgestellt werden.

Um den Vorgang der Einwirkung von Blausäure auf unter Spannung stehendem Eisen genauer betrachten und womöglich die allerersten Rißerscheinungen feststellen zu können, wurden Beobachtungen unter dem Mikroskop angestellt. In einer Glasküvette wurde ein gespannter Blechstreifen unter Blausäure eingesetzt, die Küvette mit einem planparallelen Glasplättchen dicht verschlossen, diese Anordnung unter ein Mikroskop gebracht und bei etwa 200facher Vergrößerung betrachtet. Nach etwa 10 min bildeten sich kleine Flecke von Berlinerblau und sehr vereinzelt in den Korngrenzen braune spinnenartige Gebilde mit sehr kleinen lochartigen Anfressungen. Nach etwa 10 bis 12 h wuchsen unter den blauen Flecken nach allen Seiten Rißchen hervor, die späterhin senkrecht zur Haupttrichtung der

mechanischen Spannung in der Probe einbogen. Nach Entfernung der blauen Flecken durch Abwischen konnte man erkennen, daß dort die Risse sehr zahlreich und sehr stark waren. Bei diesen Versuchen konnte weiterhin festgestellt werden, daß immer nur Risse sich dort bildeten, wo Flecke von Berlinerblau auftraten. Es war daher nicht möglich, den allerersten Rißanfang zu beobachten.

Die Beobachtung, daß nur an den Stellen Risse auftreten, an denen sich zuvor Berlinerblau gebildet hatte, ließ vermuten, daß die Anwesenheit von Sauerstoff, der notwendig ist, damit es zur Berlinerblau-Bildung kommt, auf das Auftreten der Risse von Einfluß ist. Aus diesem Grunde wurden Versuche einmal mit möglichst sauerstofffreier Blausäurelösung angestellt und zum anderen durch Zugabe von Reduktionsmitteln die Oxydation von zwei- zu dreiwertigem Eisen und somit auch die Berlinerblau-Bildung verhindert. Dementsprechend wurde das zum Ansetzen der verdünnten Blausäurelösung verwendete Wasser durch Einleiten von Wasserstoff weitest gehend von Sauerstoff befreit oder den Blausäurelösungen verschiedene Reduktionsmittel wie Schwefeldioxyd und Natriumbisulfid zugegeben. In allen Fällen konnte die Rißbildung entweder über lange Zeit vermieden oder doch erheblich herausgezögert werden. Die verschiedensten Zusätze von anderen chemischen Stoffen, welche keine Reduktionswirkung aufwiesen, übten keinen rißverzögernden Einfluß aus.

Die Ergebnisse dieser noch nicht abgeschlossenen Versuche lassen sich wie folgt zusammenfassen: Transkristalline Risse an unlegierten oder niedriglegierten Stählen entstehen nur bei Anwesenheit von Blausäure. Dieser Umstand macht es wahrscheinlich, daß die Rißbildung an die vielfältig komplexe Natur der entstehenden Eisen-Zyan-Verbindungen gebunden ist. Die Risse entstehen fast ausschließlich an denjenigen Stellen, wo sich zuvor Berlinerblau gebildet hat. Dementsprechend ist das Eintreten der Rißbildung an die Anwesenheit von Sauerstoff oder eines Oxydationsmittels gebunden. So wird durch Zugabe von gewissen Reduktionsmitteln oder durch Fernhalten von Sauerstoff das Eintreten der Rißbildung erheblich verzögert. Eine merkliche Wasserstoffdiffusion in Eisen, die zur Versprödung und somit zur Rißbildung führen könnte, wurde nicht beobachtet. Andere Metalle als Eisen erleiden in Blausäure höchstwahrscheinlich keine transkristalline Korrosion.

H. Bennek, Essen: Wir haben vor einigen Jahren eine Anzahl Wasserstoffflaschen aus dem üblichen unlegierten Stahl untersucht, die vorübergehend mit Leuchtgas gefüllt gewesen waren. Im Innern der Flaschen wurde ein festhaftender, mit zahlreichen Pusteln durchsetzter Rostbelag gefunden, der durch eine deutliche dunkelblaue Färbung auffiel. Im Grunde der Rostnarben unter den Pusteln konnten in mehreren Fällen intrakristalline Risse gefunden werden. Flaschen gleicher Zusammensetzung, die nur mit Wasserstoff gefüllt waren, wiesen dagegen durchweg nur einen dünnen lose haftenden Rostbelag von rotbrauner Farbe auf und enthielten in keinem Falle Risse. Wir zogen daraus ebenfalls den Schluß, daß der Zyanwasserstoff an der Rißbildung ursächlich beteiligt sein muß. Andererseits konnten wir jedoch auch in Behältern aus Chrom-Molybdän-Vanadin-Stahl mit etwa 90 kg/mm<sup>2</sup> Zugfestigkeit, die nur mit feuchtem Wasserstoff gefüllt waren, Rißbildungen feststellen. Im Gegensatz zu den Rissen in den Leuchtgasflaschen und den von den Herren Buchholtz und Pusch beschriebenen Erscheinungen verliefen die Risse bei diesen Stählen jedoch durchweg interkristallin. Diese Rißbildung ließ sich auch an Bügelproben in Kalziumammoniumnitratlösung künstlich erzeugen. Die interkristalline Rißanfälligkeit war dabei um so größer, je niedriger die Anlaßtemperatur des Stahles war. Da technischer Wasserstoff keinen Blausäuregehalt aufweist, müssen somit auch noch andere Ursachen für die Spannungsrißkorrosion derartiger Stähle verantwortlich sein.

G. Tichy, Düsseldorf: Ein weiterer Hinweis, daß auch ein oder mehrere andere Einflüsse bei der Entstehung der beschriebenen Risse von Bedeutung sind, muß in der Tatsache gesehen werden, daß außer den mit Kokereigas gefüllten Hochdruckgasflaschen auch solche, die mit Motoren-Methan- und mit Sumpfgas gefüllt waren, rißanfällig geworden sind.

K. Kreitz, Düsseldorf: Eine besonders hohe Rißanfälligkeit des gehärteten Stahles kennt man auch bei der Prüfung auf Laugenbrüchigkeit. Insofern besteht Übereinstimmung mit dem Verhalten gegen Blausäurelösung. Auffallend ist aber, daß die Rißempfindlichkeit der unlegierten Stähle bei Blausäureangriff nach Vergütung größer ist als nach Normalglühung. Bei Laugenangriff ist umgekehrt der vergütete Zustand bei nicht zu hoher Anlaßtemperatur widerstandsfähiger, und zwar, wie man annimmt, wegen der größeren Korngrenzenreinheit. Dieser Unterschied spricht ebenso wie die verschiedene Art der Risse

<sup>8)</sup> Arch. Eisenhüttenw. 9 (1935/36) S. 459/65.



— transkristallin bei Blausäure, interkristallin bei Lauge — dafür, daß die korrosionschemischen Ursachen nicht dieselben sind.

Aus der Feststellung, daß die Rißgefahr mit der Festigkeit des Stahles und der im Betrieb auftretenden Spannung zunimmt, ergibt sich die Schlußfolgerung, daß die in der Regel aus mittelhartem, unlegiertem Stahl hergestellten Speicherflaschen der Gastankstellen praktisch nicht gefährdet sind.

H. Schottky, Essen: Die Rißerscheinung bei dem Stahl mit 4 % Si könnte vielleicht mehr eine Folge der Kaltsprödigkeit dieses Stahles sein als seiner Zusammensetzung an sich.

H. Buchholtz: Der von Herrn Kreitz geäußerten Meinung, daß die verschiedene Art der Risse — transkristallin bei Blausäure, interkristallin bei Lauge — sowie das unterschiedliche Verhalten im vergüteten Zustand dafür spricht, daß die korrosionschemischen Ursachen der Spannungsrißkorrosion durch Blausäure und der Laugenbrüchigkeit nicht dieselben sind, kann

nur beigepflichtet werden. Deshalb stellen auch die von Herrn Bennek gefundenen interkristallinen Risse in Behältern, die nur mit Wasserstoff gefüllt waren, keinen Beweis dafür dar, daß außer Blausäure noch andere Ursachen für die beschriebene Spannungsrißkorrosion verantwortlich seien. Wenn wir trotz aller negativen Versuchsergebnisse die Möglichkeit offen halten, daß außer Blausäure auch andere Stoffe eine transkristalline Spannungsrißkorrosion hervorrufen können, so deswegen, weil für die von Herrn Tichy erwähnten, im wesentlichen ebenfalls transkristallinen Rißerscheinungen in Sumpfgasflaschen bisher noch kein Erreger gefunden wurde. Die Frage, ob nicht doch geringe Mengen Blausäure im Sumpfgas vorkommen können, ist noch nicht endgültig geklärt. Für die Risse in Motorenmethanflaschen kann allerdings sehr wahrscheinlich Blausäure verantwortlich gemacht werden, da dieses Gas aus Koksofengas gewonnen wird und trotz Reinigung fallweise einmal Blausäurereste enthalten kann.

## Neuartiges Umstellverfahren für Siemens-Martin-Oefen.

Von Ferdinand Heinrich Schönwälder in Köln-Mülheim.

[Bericht Nr. 393 des Stahlwerksausschusses des Vereins Deutscher Eisenhüttenleute im NSBDT.\*)]

(Bisherige Umstellvorrichtungen. Neues Umstellverfahren mit Gassparregelschieber nach O. Reiner. Umstellvorgänge. Betriebsergebnisse und Vorteile.)

Wenn man der Entwicklung der Gasumsteuereinrichtungen für Siemens-Martin-Oefen nachgeht, so wird man zugeben müssen, daß die Bestrebungen, zuverlässig arbeitende und einfach zu handhabende Geräte für den Betrieb zu schaffen, konstruktiv in den heute angewendeten Forter- und Schieberventilen erreicht worden sind. Die Nachteile jedoch, die der notwendige Wechsel der Flammenrichtung bei allen diesen Einrichtungen mehr oder weniger stark mit sich bringt, sind infolge des Festhaltens am Umstellvorgang bisher gleichgeblieben. Wohl hat man schon frühzeitig die unmittelbaren Frischgasverluste, die beim Umstellen durch den Kurzschluß zwischen Gasleitung und Kamin entstehen, durch Einschalten von zusätzlichen Deckelventilen nach J. Forter<sup>1)</sup>, D. Turk<sup>2)</sup>, Poetter & Co.<sup>3)</sup> oder Drosselklappen<sup>4)</sup> und durch Entwicklung von besonderen, zum Teil recht umfangreichen Umstelleinrichtungen, wie z. B. von A. Nägel<sup>5)</sup>, J. Czekalla<sup>6)</sup> und H. Knoblauch<sup>7)</sup>, sowie der mehrwegehahnartigen Drehventile von Fischer<sup>8)</sup> und Zimmermann & Jansen<sup>9)</sup>, abzustellen oder herabzumindern versucht. Hierfür mußten aber andere Nachteile in Kauf genommen werden. Auch haben bereits Czekalla<sup>6)</sup>, F. Schraml<sup>10)</sup> und C. Ritter von Schwarz<sup>11)</sup> über die Vermeidung der Rückströmgasverluste — also die im Kanal, in der Kammer und den Zügen auf der einströmenden Seite vorhandenen Frischgase — berichtet, wobei besonders das Kurzwehnhart-Verfahren<sup>11)</sup> auffällt.

Auch der im Jahre 1935 vom Stahlwerksausschuß gemeinsam mit der Wärmestelle des Vereins Deutscher Eisenhüttenleute erstattete Bericht<sup>12)</sup> über Erfahrungen mit neueren Umsteuervorrichtungen von Siemens-Martin-Oefen

behandelte im wesentlichen technische Verbesserungen alter vorhandener und zeitgemäßer Bauformen neuerer Umsteuervorrichtungen. Dabei wurden die Vermeidung von Undichtigkeits- und Zugverlusten und die Verbesserung des Wärmeumsatzes und der Leistung der Oefen, schließlich Maßnahmen zur Verminderung der Gasverluste während der Umstellung mitbehandelt. Die Vorgänge und ihre Auswirkung im Oberofen, besonders im Herdraum, blieben auch hier unberücksichtigt.

Das in den letzten drei Jahren von O. Reiner entwickelte Umstellverfahren brachte grundsätzliche Abweichungen von dem bekannten Umstellvorgang. Bisher erfolgte meist bei der Umstellung des Gases entweder eine unmittelbare Verbindung zwischen der Frischgaszufuhr und dem Kamin kanal, wodurch die oft recht erheblichen sogenannten Kurzschlußgasverluste entstanden, oder es wurde, um diese Verluste zu vermeiden, die Frischgaszufuhr zum Ofen durch Drosselklappen oder dergleichen unterbunden. In beiden Fällen traten während dieses sich so häufig wiederholenden Vorganges im Oberofen erhebliche Unterdrücke ein, die besonders vom Qualitätsstahlwerker wegen der damit verbundenen Falschluffansaugungen sehr unangenehm empfunden wurden. Denn diese ergeben nicht nur eine starke Herdraum- und Badabkühlung und zumeist auch das unerwünschte Schäumen des Bades, sondern als Folge der sauerstoffreichen Ofenatmosphäre eine Störung der anzustrebenden chemischen Badreaktionen.

Demgegenüber werden bei dem Reiner-Schieber diese Störungen dadurch weitestgehend unterbunden, daß die Gaszufuhr zum Oberofen während des Umstellvorganges überhaupt nicht unterbrochen wird. Somit entsteht im Oberofen statt des unerwünschten Unterdruckes ein Ueberdruck.

Erreicht wird dies z. B. bei mit Forter-Ventilen ausgestatteten Oefen durch einen gleichfalls von Reiner entwickelten Gassparregelschieber, der gemäß *Bild 1* waagrecht unter dem zum Kaminkanal führenden mittleren Schacht der Wassertasse eingebaut wird. Seine Unterbringung erfordert nur wenig Raum, da der eigentliche Schieber in zwei Hälften, die Schieberplatten S 1 und S 2, unterteilt ist. Das Schließen und Öffnen dieser beiden sich gegenüber auseinander bewegenden Platten geschieht wie folgt:

Auf der Ofenbühne befindet sich die Regelsäule RS mit dem Zeitwerk und dem Druckknopfschalter, durch dessen Betätigung zwei auf einer gemeinsamen Welle sitzende Ritzel R elektromotorisch angetrieben werden. Diese greifen in zwei an den

\*) Vorgetragen in der Sitzung des Unterausschusses für den Siemens-Martin-Betrieb am 22. Oktober 1941 in Düsseldorf. — Sonderabdrucke sind vom Verlag Stahleisen m. b. H., Düsseldorf, Postschließfach 664, zu beziehen.

<sup>1)</sup> Stahl u. Eisen 23 (1903) S. 166/69.

<sup>2)</sup> DRP. 133 652 vom 30. Juli 1904; vgl. Stahl u. Eisen 23 (1903) S. 218, 456 u. 779.

<sup>3)</sup> Siehe Stahl u. Eisen 23 (1903) S. 333 u. 404/05.

<sup>4)</sup> Stahl u. Eisen 60 (1940) S. 324/25.

<sup>5)</sup> Stahl u. Eisen 23 (1903) S. 690/93.

<sup>6)</sup> Stahl u. Eisen 23 (1903) S. 738/42.

<sup>7)</sup> Stahl u. Eisen 32 (1912) S. 1570/71.

<sup>8)</sup> Stahl u. Eisen 24 (1904) S. 1312/14.

<sup>9)</sup> Stahl u. Eisen 33 (1913) S. 249.

<sup>10)</sup> Stahl u. Eisen 24 (1904) S. 338/41 u. 1311.

<sup>11)</sup> Stahl u. Eisen 24 (1904) S. 619/20, 937/44 u. 1311/12.

<sup>12)</sup> Stahl u. Eisen 56 (1936) S. 965/70 (Stahlw.-Aussch. 345 u. Wärmestelle 233).



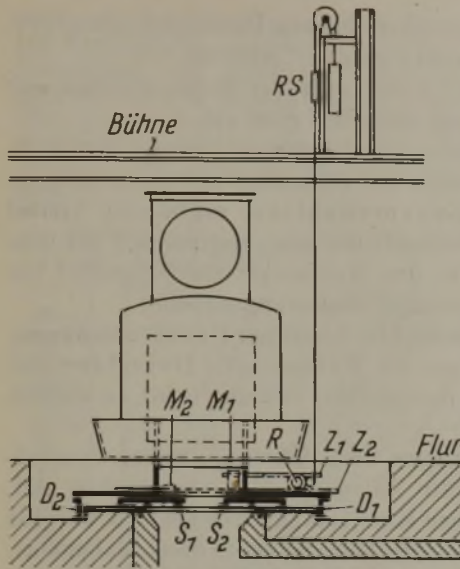


Bild 1. Schnitt durch das Ventil.  
(Bauart Reiner.)

Die Oeffnungsweite der Schieberplatten kann an der Regelsäule jeweils leicht verstellt werden, so daß z. B. bei einer zu starken Beaufschlagung einer Gaskammer der Abzug gedrosselt werden kann. Meist treten jedoch die Schieberplatten so weit zurück, daß sie vor den Abzugsgasen geschützt im Schiebergehäuse liegen und somit eine hohe Lebensdauer erreichen, zumal da sie aus hitzebeständigem Guß bestehen. Ein etwaiges Auswechseln oder Herausnehmen erfolgt durch Wegnehmen der Deckelplatten D 1 und D 2. Und zwar kann das Auswechseln entweder nach beiden Seiten oder auch nur nach einer der beiden Seiten erfolgen. Zum Reinigen sind besondere Reinigungsklappen vorhanden. Der zeitliche Ablauf der einzelnen Umstellvorgänge wird am Zeitwerk zweckentsprechend eingestellt, der Schmelzer hat also nur den Knopfschalter zu drücken, und der ganze Umstellvorgang rollt selbsttätig ab.

beiden Längsseiten des Schiebergehäuses entlang führende Zahnstangenpaare ein, deren Zahnstangen Z 1 und Z 2 sich infolge ihrer gegensätzlichen Anordnung jeweils im entgegengesetzten Sinne bewegen. An ihren Enden sind Mitnehmer M 1 und M 2 befestigt, die durch abgedeckte Schlitze des Schiebergehäuses von außen in dieses so tief hineinreichen, daß sie lose bis in die Schieberplatten hineingreifen und diese öffnend oder schließend führen.

des Kamins auch auf diese Kammer einsetzt, und es kommt bei Nichtvorhandensein einer Gasdrosselklappe zu den bekannten nicht unerheblichen Kurzschlußgasverlusten. Bei Vorhandensein einer solchen wirkt sich der Kaminzug infolge Fehlens des drückenden Kurzschlußgases ausschließlich auf die Kammern und den Oberofen aus, was eine verstärkte Abkühlung und Oxydation zur Folge hat. Zudem ergeben sich in beiden Fällen Druckstörungen an den Gaserzeugern und den an denselben Gaskanal mit angeschlossenen Oefen, und zwar im ersten Falle durch Unterdrücke und im zweiten durch Ueberdrücke. Beim Umstellverfahren nach Reiner strömt demgegenüber schon beim Anheben der Muschel das Gas nicht nur rechts zum Ofen noch weiter, sondern bereits auch nach der linken Gaskammer und drückt die dort noch vorhandenen Rauchgase in den Oberofen hinein. Da gleichzeitig mit dem Senken der Gasmuschel die Luftdrosselklappe 4 geschlossen wird, die rechte Luft- und Gaskammer also gleichzeitig stillgesetzt werden und dem Kaminzug über die linke Luftkammer die aus der linken Gaskammer herausgedrückten Rauchgase zur Verfügung stehen, unterbleibt ein Einsaugen von Kaltluft im Oberofen und somit ein Temperaturabfall wie auch eine oxydierende Ofenatmosphäre, so daß eine Sauerstoffabnahme des Bades nicht stattfinden kann.

Da bei dem nun folgenden Umstellen des Luftventils die Luftdrosselklappe noch geschlossen ist, kann eine Abkühlung des Kaminkanals durch unmittelbare Kaltluftansaugung nicht eintreten, so daß ein gleichbleibender Kaminzug gewährleistet ist. Dieser wirkt nun allein auf die rechte Luftkammer, wodurch die Rückströmluft aus dieser um so schneller entfernt wird, und zwar getrennt von den nachfolgenden Rauchgasen.

Die Luftdrosselklappe ist geöffnet (Bild 3). Die Luft strömt zur linken Luftkammer. Die durch die rechte Luft-

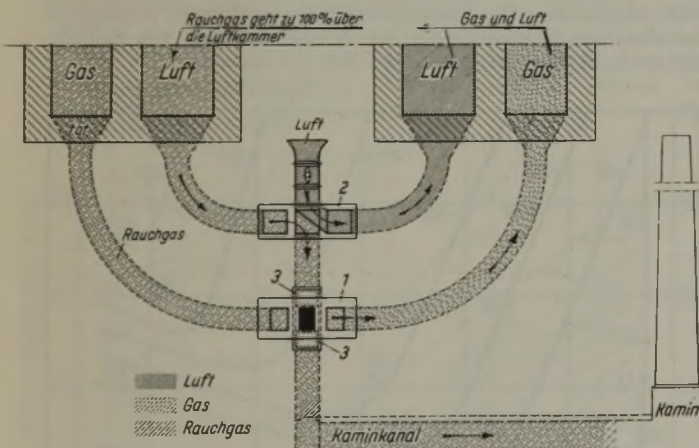


Bild 2. Strömungsvorgang beim Umstellen.  
(Gasparregelschieber schließt sich.)

Dieser vollzieht sich nun gemäß den Bildern wie folgt: Angenommen, Gas und Luft strömen von rechts zu, dann wird das Rauchgas links abgezogen (Bild 2). Nach Betätigung des Druckknopfschalters schließt sich der Gasparregelschieber 3, womit die Rauchgasabführung der linken Gaskammer unterbunden wird und diese im rauchgasgefüllten Zustande verbleibt. Die Rauchgase der am rechten Kopf weitergehenden Verbrennung werden nur über die linke Luftkammer abgeführt. Eine Drucksteigerung im Oberofen tritt meist noch nicht ein, da das gesamte Saugvermögen des Kamins ausschließlich auf die eine Luftkammer wirkt.

Die Muschel des Forter-Ventils wird umgelegt. Während dieses einige Sekunden dauernden Vorganges setzt beim alten Umstellverfahren die Flamme im Oberofen schlagartig aus, da mit dem Anheben der Muschel die Saugwirkung

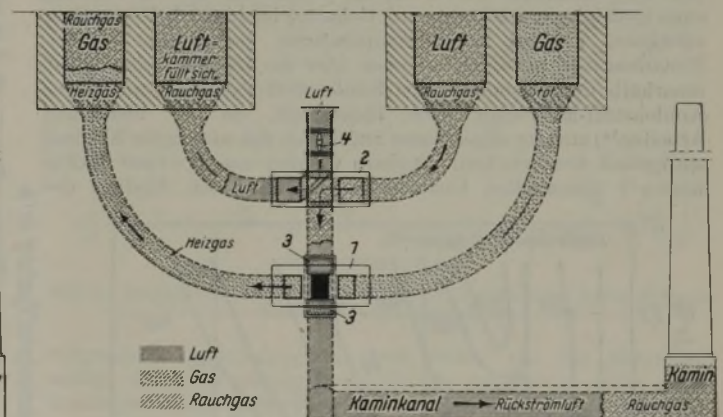


Bild 3. Strömungsvorgang beim Umstellen. (Klappe 4 öffnet sich. Austritt von Gas und Luft zum Brenner gleichzeitig.)

kammer abziehenden Rauchgase haben bereits den Kamin kanal erreicht.

Nun erst, nachdem Gas und Luft am linken Kopf bereits wieder zur Verbrennung gelangen und der Kaminkanal bereits ausschließlich mit Rauchgasen gefüllt ist, wird der Regelschieber 3 geöffnet, und die Rückströmgase der rechten Gaskammer können ohne jede Explosionsmöglichkeit abziehen. Ebensowenig vermögen sie sich bei ihrer Vermischung mit den Rauchgasen auf dem Kamin zu entzünden, so daß auf diesem eine Flammenbildung während des Umstellvorganges unterbleibt, also eine Umstellung auch des Nachts ungestört durchgeführt werden kann.

Die vorstehend dargelegten Vorteile des Umstellverfahrens nach Reiner bestätigten sich beim Betrieb zweier 35-t-Siemens-Martin-Oefen, an deren Forter-Ventilen vor etwa zwei Jahren der Einbau der Gasparregelschieber vor-



genommen wurde. Obwohl bisher nur Forter-Ventil und Regelschieber über das Zeitwerk elektromotorisch betätigt werden, die Luftumstellklappe hingegen noch von Hand und die Luftdrosselklappe noch fehlt, ergaben sich für den Betrieb folgende wesentliche Vorteile:

1. Die vier mit Braunkohlenbriketts betriebenen Drehrost-Gaserzeuger von 2,6 m Dmr. waren früher meist nicht in der Lage, für die zwei 35-t-Siemens-Martin-Oefen ausreichende Gasmengen zu liefern; insbesondere zeigte sich dies beim Fertigmachen sehr weicher Flußstahlschmelzen, um so mehr, wenn öfter umgestellt werden mußte. Nunmehr wird selbst bei dicht hintereinander folgendem Umstellen beider Oefen ein ausreichender gleichbleibender Gasdruck an den Oefen und auf den Gaserzeugern erreicht.

2. Der Kohlenverbrauch ging merklich zurück; eine genaue Erfassung war infolge der wechselnden Einsatzverhältnisse und zeitlich bedingten Betriebsbehinderungen leider nicht möglich, jedoch zeigte die täglich durchgesetzte Brennstoffmenge einen Rückgang von 5 %.

3. Die bisher während des Umstellvorganges, besonders des Nachts, weithin sichtbare Flammenbildung auf dem Kamin unterblieb.

4. Die Zeit vom Verschwinden der Flamme an dem einen Kopf bis zum Wiederauftauchen am andern Kopf verkürzte sich erheblich.

5. Die deutlich wahrnehmbare Temperatursenkung des Herdraumes gegenüber früher beim Umstellen unter-

blieb; an Stelle des früher üblichen Unterdruckes trat jetzt ein leichtes Ausflammen an den Türen ein.

6. Das bekannte Schäumen des Bades während und nach der Umstellung hörte fast ganz auf.

Die hiermit verbundenen weiteren Vorteile, wie z. B. schnelleres Heißwerden der Schmelzen und somit leichtere Erreichung der Manganreduktion, ungestörter Verlauf der chemischen Badreaktionen usw., zeigten, daß das neue Umstellverfahren für den Stahlwerker ein Hilfsmittel von nicht zu unterschätzender Bedeutung darstellt.

Ueber Ergebnisse meßtechnischer Untersuchungen, die in Verbindung mit der Wärmestelle Düsseldorf vor etwa 1½ Jahren durchgeführt wurden, wird an anderer Stelle<sup>13)</sup> berichtet.

Obwohl die vor etwa zwei Jahren an beiden Siemens-Martin-Oefen erstellte Anlage, wohl die erste ihrer Art, noch mit den üblichen Kinderkrankheiten behaftet war, hat sich ihre Betriebsbrauchbarkeit inzwischen durchaus bewährt.

#### Zusammenfassung.

Rückblickend auf die bisherigen Umstellverfahren, wird über die Arbeitsweise und betrieblichen Erfahrungen des von O. Reiner entwickelten Umstellverfahrens für Siemens-Martin-Oefen in Verbindung mit dessen Gassparregelschieber berichtet und gezeigt, daß die Ergebnisse wärmewirtschaftlich und metallurgisch für den Stahlwerker von Bedeutung sind.

<sup>13)</sup> Neumann, G.: Stahl u. Eisen demnächst.

## Umschau.

### Der Einfluß der Legierung auf die Zugfestigkeit und Dauerstandfestigkeit vergüteter Stähle.

Mit Vanadin oder Molybdän legierte Stähle werden seit einigen Jahren in großem Umfang praktisch verwendet. Schon von C. Wallmann und F. Nehl<sup>1)</sup> wird auf die Verwendung eines niedriglegierten Stahles mit Gehalten bis zu 0,3 % Mo für Teile verwiesen, die bei hohen Temperaturen beansprucht werden. Trotzdem sind unsere Kenntnisse über die Dauerstandfestigkeit innerhalb der Systeme Eisen-Kohlenstoff-Vanadin und Eisen-Kohlenstoff-Molybdän noch lückenhaft, da die bisherigen Arbeiten<sup>1a)</sup> sich im allgemeinen auf Stähle mit niedrigem Kohlenstoffgehalt beschränken. Deshalb wurden von Werner Holtmann<sup>2)</sup> planmäßige Untersuchungen über den Einfluß des

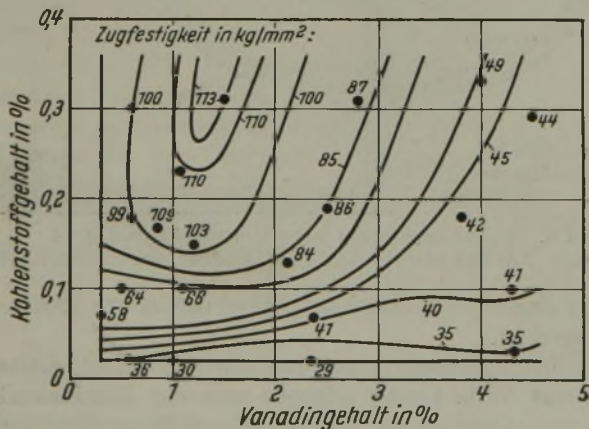


Bild 1. Zugfestigkeit vergüteter Vanadinstähle bei 20°.

Kohlenstoffgehaltes in verschieden hoch mit Vanadin, Molybdän und/oder Silizium legierten Stählen auf die Zugfestigkeit, Streckgrenze, Elastizitätsgrenze, Bruchdehnung und Einschnürung bei 20, 500 und 550° sowie besonders auf die Dauerstandfestigkeit bei 500 und 550° durchgeführt. Zur Untersuchung kamen im Kohlenrießofen erschmolzene Versuchsstähle mit 1. 0,02 bis 0,35 % C und 0,30 bis 4,5 % V, 2. 0,02 bis 0,50 % C und 0,30 bis 5,25 % Mo, 3. 0,02 bis 0,40 % C, 1,6 % Mo und

<sup>1)</sup> DRP. 552 128 vom 18. Febr. 1927.

<sup>1a)</sup> u. a. Grün, P.: Arch. Eisenhüttenw. 8 (1934/35) S. 205/11 (Werkstoffaussch. 282).

<sup>2)</sup> Mitt. Kohle- u. Eisenforsch. 3 (1941) S. 1/46.

0,6 % V sowie 4. mit 0,02 bis 0,42 % C, 0,6 % Si, 1,25 % Mo und 0,6 % V. Die auf 18 mm □ ausgeschmiedeten Proben wurden 2 h bei 700° geglüht, dann ½ h auf Härtetemperatur (höchstens 1100°) erhitzt, in Wasser abgeschreckt und 2 h bei 650° angelassen. Die Versuchsergebnisse, auf deren Wiedergabe im einzelnen hier verzichtet sei, wurden in Form von Schichtlinienschaubildern ausgewertet (Bilder 1 bis 4).

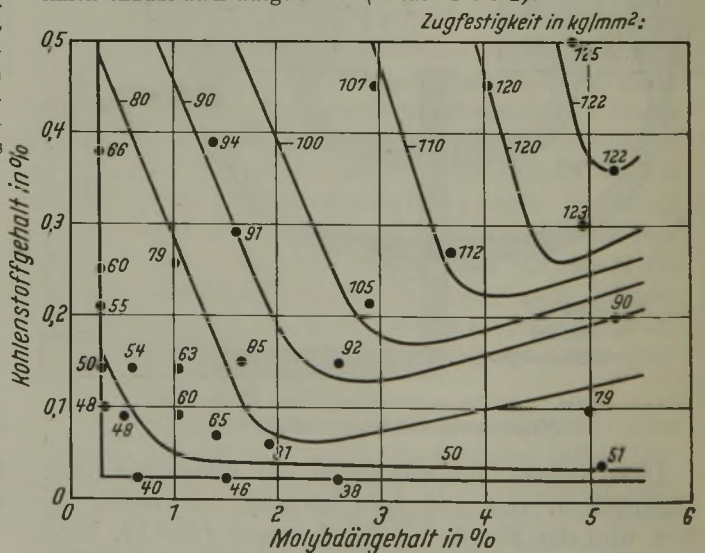


Bild 2. Zugfestigkeit vergüteter Molybdänstähle bei 20°.

Bild 1 zeigt die Ergebnisse für die Zugfestigkeit bei Raumtemperatur von Vanadinstählen. Die Höhenschichtlinien legen sich als ungefähr konzentrische Kurven oder Kurventeile um einen Punkt, der mit einer Zugfestigkeit von etwa 112 kg/mm² bei etwas über 0,3 % C und 1,3 bis 1,5 % V liegen dürfte. Von hier aus war der Abfall zunächst bis zu einer Zugfestigkeit von etwa 85 kg/mm² nur allmählich, dann wurde er aber bis zu einer Zugfestigkeit von etwa 40 kg/mm² sehr steil, vor allem mit abnehmendem Kohlenstoffgehalt. In der Ecke mit hohen Vanadin- und niedrigen Kohlenstoffgehalten wurde die Festigkeit durch Änderungen der Zusammensetzung nur wenig beeinflusst. Die Festigkeitsänderungen durch Molybdän erwiesen sich ausgesprochen stärker als durch Vanadinzusatz. Die Schichtlinien-darstellung für die Zugfestigkeit der Molybdänstähle (Bild 2)



bei Raumtemperatur ergab innerhalb des untersuchten Bereiches eine Höchstlage bei über 0,3 % C und über 5 % Mo, von der die Zugfestigkeit mit fallendem Molybdängehalt langsam, mit fallendem Kohlenstoffgehalt schneller abfiel. Insgesamt wurde also eine Art Wechselwirkung zwischen dem Kohlenstoff und dem Vanadin- oder Molybdängehalt der Stähle in dem Einfluß auf die im Zugversuch ermittelten Festigkeitseigenschaften gefunden.

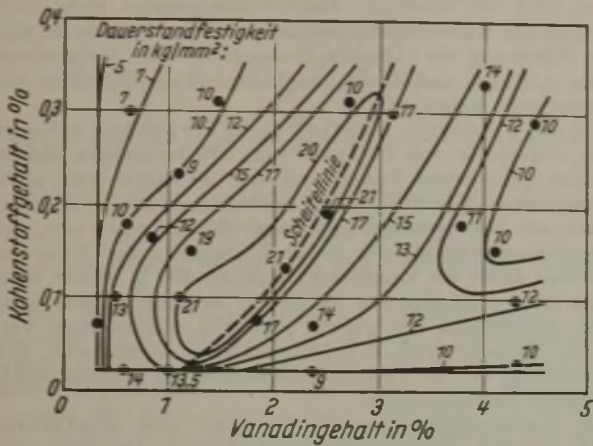


Bild 3. Dauerstandfestigkeit vergüteter Vanadinstähle bei 500°.

Für die Dauerstandfestigkeit von Vanadinstählen (Bild 3) ergab sich im Schichtlinienbild ein langgestrecktes Gebiet von etwa elliptischer Form mit besonders hoher Dauerstandfestigkeit — über 20 kg/mm<sup>2</sup>; es begann bei etwa 0,05 % C und 1,2 % V und zog sich schräg durch das gesamte System bis etwa 0,3 % C und 3 % V. Von hier aus fiel die Dauerstandfestigkeit nach allen Seiten mehr oder weniger schroff ab. In der Mitte dieses Gebietes mit hoher Dauerstandfestigkeit, etwa mit dem großen Halbmesser der Ellipse zusammenfallend, lag eine Linie höchster Dauerstandfestigkeit. Diese Linie, die mit „Scheitellinie“ bezeichnet sei, setzte sich in gleicher Richtung auch bei höheren und niedrigeren Vanadinegehalten in die Gebiete mit geringerer Dauerstandfestigkeit fort. Auch im Schichtlinienbild für die Dauerstandfestigkeit der Molybdänstähle (Bild 4) war ähnlich, wie bei den Vanadinstählen, eine Scheitellinie zu erkennen, auf der sich Höchstwerte für die Dauerstandfestigkeit aneinanderreichten. Die Scheitellinie begann bei

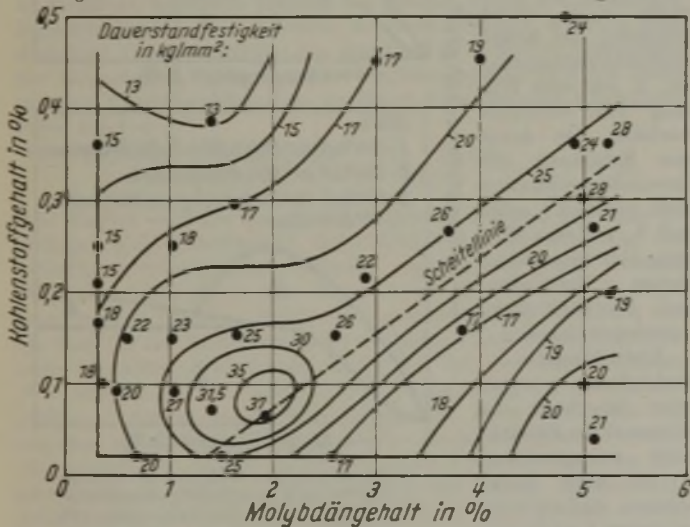


Bild 4. Dauerstandfestigkeit vergüteter Molybdänstähle bei 500°.

0,02 % C und 1,5 % Mo und verlief diagonal durch das System bis etwa 0,35 % C und 5,3 % Mo. Bei 0,06 % C und 1,9 % Mo lag auf der Scheitellinie ein Stahl mit besonders hoher Dauerstandfestigkeit, von dem im Schichtlinienbild ein steiler Abfall nach allen Seiten erkennbar war. Durch die Schichtlinien-darstellung wird deutlich, daß bei jedem Kohlenstoffgehalt durch ganz bestimmte Legierungsgehalte, und umgekehrt bei jedem Legierungsgehalt durch ganz bestimmte Kohlenstoffgehalte Höchstwerte der Dauerstandfestigkeit erzielt werden.

Es ist bekannt, daß Vanadin und Molybdän zu den Elementen gehören, die das  $\gamma$ -Gebiet abschnüren und daß der zur Abschnürung erforderliche Gehalt an diesen Elementen mit steigendem Kohlenstoffgehalt ansteigt. In den Bildern 5 und 6 wird der bei den verschiedenen Kohlenstoffgehalten zur vollständigen Abschnürung erforderliche Legierungsgehalt, wie er

sich aus der vorliegenden Untersuchung ergab, durch eine ausgezogene Linie, die im folgenden mit „Grenzlinie“ bezeichnet wird, wiedergegeben. Die Stähle links von der Grenzlinie haben also eine vollständige  $\gamma/\alpha$ -Umwandlung erfahren. Ihr Gefüge bestand bei den niedrigeren Kohlenstoff- und Legierungsgehalten aus einem Gemisch von Martensit und Ferrit. Mit der Erhöhung des Kohlenstoff- und Legierungsgehaltes nahm die Ferritmenge zugunsten des Martensits schnell ab, bis schließlich ein Gebiet mit martensitischem Gefüge erreicht wurde, das in den Bildern 5 und 6 durch eine Schraffur besonders gekennzeichnet ist. Mit

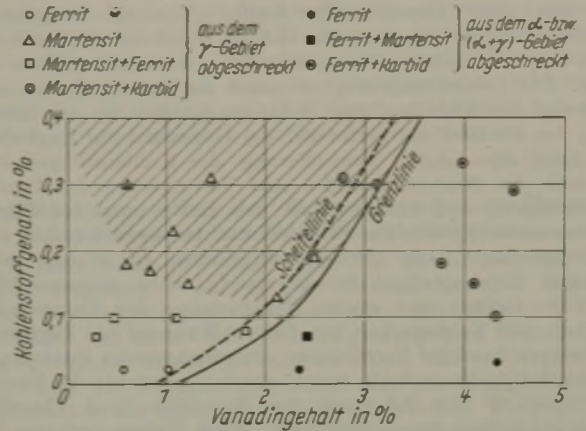


Bild 5. Gefügeausbildung, Scheitellinie und Grenzlinie im Dreistoffsystem Eisen-Vanadin-Kohlenstoff.

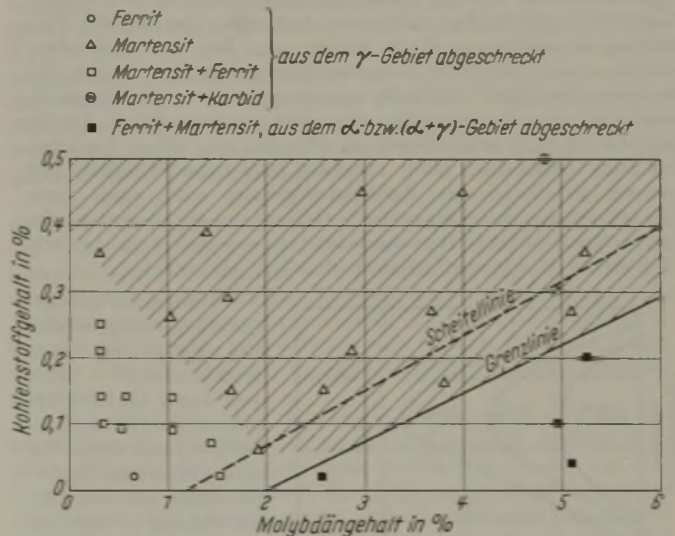


Bild 6. Gefügeausbildung, Scheitellinie und Grenzlinie im Dreistoffsystem Eisen-Molybdän-Kohlenstoff.

steigendem Legierungsgehalt trat rechts von der Grenzlinie infolge der Abschnürung des  $\gamma$ -Gebiets im Gefüge nicht umgewandelter Ferrit auf. Bei den höchsten Vanadinegehalten entstand schließlich ein ferritisches Gefüge, dem bei den höheren Kohlenstoffgehalten grobe Karbide eingelagert waren. Für die Molybdänstähle, bei denen das reine Ferritgebiet nicht erreicht wurde, war noch bemerkenswert, daß sich aus den Stählen mit 0,02 % C und 2,6 % Mo sowie 0,10 % C und 5 % Mo bei langzeitigem Anlassen bei 650° ein feiner Bestandteil ausschied, der in Anlehnung an E. Houdremont und H. Schrader<sup>3)</sup> als Eisen-Molybdän-Verbindung  $Fe_3Mo_2$  gedeutet wurde. Die mehrfach legierten Stähle bestanden bei 0,20 % C und darüber aus reinem Martensit, bei geringeren Kohlenstoffgehalten wegen zu hoher kritischer Abkühlungsgeschwindigkeit aus einem Gemisch von Martensit und Ferrit. Bei 0,02 % C trat infolge der Abschnürung des  $\gamma$ -Gebiets nicht umgewandelter Ferrit auf.

Bei einer Uebertragung der aus den Schichtlinienbildern (Bild 3 und 4) entnommenen Scheitellinien in die Bilder 5 und 6 ergab sich, daß die Scheitellinien, die die Stähle mit Höchstwerten für die Dauerstandfestigkeit angeben und die Grenzlinien, die die Stähle mit vollständiger und unvollständiger oder fehlender  $\alpha/\gamma$ -Umwandlung voneinander trennen, den gleichen Verlauf nahmen und in geringem Abstand nebeneinander lagen. Nimmt man der Einfachheit halber zunächst an, daß beide Linien zusammenfallen, so ergibt sich für die Dauerstand-

<sup>3)</sup> Techn. Mitt. Krupp, A: Forsch.-Ber., 2 (1939) S. 23/46.



festigkeit, die Zugfestigkeit und den Gefügeaufbau folgender Zusammenhang: Bei den Stählen links der Grenzlinie, die aus einem Mischgefüge von Martensit und Ferrit bestanden, hatte das bei Erhöhung des Kohlenstoff- und Legierungsgehalts durch eine Verminderung der kritischen Abkühlungsgeschwindigkeit verursachte Verschwinden des Ferrits einen gleichzeitigen starken Anstieg der Zugfestigkeit und der Dauerstandfestigkeit zur Folge. Sobald das Gebiet der rein martensitischen Stähle erreicht wurde, stieg die Zugfestigkeit mit dem Legierungs- und Kohlenstoffgehalt nur noch langsam weiter an. Bei den Vanadinstählen war in der Nähe der Scheitellinie sogar eine Abnahme der Zugfestigkeit mit steigendem Vanadinegehalt zu erkennen, die sich an Hand der Gefügebilder durch das Vorhandensein von ungelösten Vanadinkarbidern erklärte. Die Dauerstandfestigkeit nahm im Martensitgebiet mit Erhöhung des Vanadin- und Molybdängehaltes bis zur Erreichung der Scheitellinie weiter zu. Im Gegensatz zur Zugfestigkeit trat aber durch Vergrößerung des Kohlenstoffgehaltes innerhalb des Martensitgebietes eine Verringerung der Dauerstandfestigkeit ein, entsprechend der Entfernung der Stahlzusammensetzung von der Scheitellinie. Im Gebiet rechts von der Scheitellinie hatte der mit steigendem Legierungs- und fallendem Kohlenstoffgehalt auftretende, nicht umgewandelte Ferrit im Gefüge eine starke Herabsetzung der Dauerstandfestigkeit und Zugfestigkeit zur Folge. Während die Zugfestigkeit entsprechend der Ferritmenge mit zunehmender Entfernung von der Scheitellinie stetig weiter abnahm, erreichte die Dauerstandfestigkeit mit Erhöhung des Molybdän- und Vanadinegehalts schließlich einen Tiefstwert. Nach Überschreitung des Tiefstwertes überzog wieder der direkte Einfluß der Legierungselemente, und die Dauerstandfestigkeit nahm mit steigendem Legierungsgehalt bei den Vanadinstählen kaum, bei den Molybdänstählen gleichzeitig mit dem Auftreten der  $Fe_3Mo_2$ -Verbindung in stärkerem Maße wieder zu. Bei den Molybdän-Vanadin- und Molybdän-Vanadin-Silizium-Stählen nahm die Dauerstandfestigkeit ebenfalls mit Steigerung des Kohlenstoffgehalts bis zum Verschwinden des nicht umgewandelten Ferrits bei etwa 0,1 % C sehr schnell zu. Wie bei den reinen Vanadin- und Molybdänstählen stieg aber die Dauerstandfestigkeit mit weiterer Erhöhung des Kohlenstoffgehalts auch noch nach Überschreitung der Grenze des  $\gamma$ -Gebiets mit der Zunahme des Martensitanteils im Gefüge zunächst langsam weiter an, um erst bei höheren Kohlenstoffgehalten deutlich abzufallen.

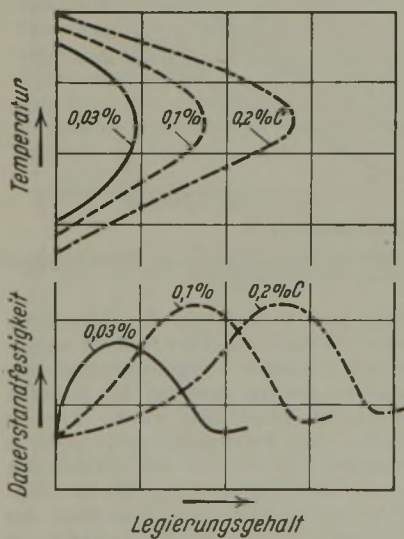


Bild 7. Einfluß der das  $\gamma$ -Gebiet abschnürenden Elemente auf die Dauerstandfestigkeit von Stählen mit verschiedenem Kohlenstoffgehalt in schematischer Darstellung.

durch das Auftreten von nicht umgewandeltem Ferrit verursacht — ein steiler Abfall der Dauerstandfestigkeit. Erst bei sehr hohen Legierungsgehalten nimmt die Dauerstandfestigkeit langsam weiter zu. Entsprechend der Erweiterung des  $\gamma$ -Gebiets verschiebt sich auch der Höchstwert der Dauerstandfestigkeit mit höheren Kohlenstoffgehalten zu höheren Legierungsgehalten. Ferner ist aus der Abbildung zu ersehen, daß die Höchstwerte bis zu einem bestimmten Kohlenstoffgehalt, der im Idealfalle (siehe Molybdän) durch den Beginn der vollständigen Martensithärtung gegeben ist, ansteigen.

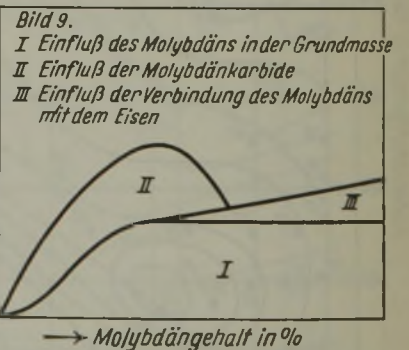
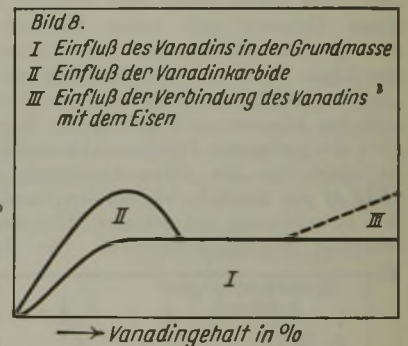
Die Höchstwerte für die Dauerstandfestigkeit lagen also kurz vor der Grenze des  $\gamma$ -Gebiets und fielen nicht, wie man

erwarten sollte, genau mit ihr zusammen. Entsprechend lag auch die Scheitellinie etwas links von der Grenzlinie. Für diese Abweichung können zwei Ursachen in Frage kommen. Erstens ist es möglich, daß das Gefüge sich auch schon vor dem Verschwinden der  $\alpha/\gamma$ -Umwandlung in einem instabilen Zwischenzustand befindet und hierdurch die niedrigere Dauerstandfestigkeit der eigentlichen Grenzstähle zu erklären ist <sup>4)</sup>. Zweitens könnte man das schlechte Verhalten der Grenzstähle dadurch erklären, daß für diese die Abschrecktemperatur nicht hoch genug über der Umwandlungstemperatur liegen konnte, da eine weitere Erhöhung der Abschrecktemperatur eine Überschreitung des  $\gamma$ -Gebiets und damit das Auftreten von Ferrit im Gefüge verursacht haben würde.

Um den günstigen Einfluß der Vergütung näher zu belegen, wurden die von P. Grün<sup>5)</sup> an luftabgekühlten Molybdänstählen gefundenen Dauerstandwerte zu einem hier nicht wiedergegebenen Schichtlinienbild zusammengefaßt. Aus einem Vergleich mit den eigenen Ergebnissen (Bild 4) ergab sich, daß die Dauerstandfestigkeit der Molybdänstähle in der Nähe der Scheitellinie durch die Vergütung um 50 bis 100 % erhöht wird. Dagegen ist der Einfluß der Vergütung in einiger Entfernung von der Scheitellinie nur gering. Bei dem gleichartigen Verhalten der Vanadin- und Molybdänstähle ist anzunehmen, daß eine Vergütung auf die Dauerstandfestigkeit der Vanadinstähle den gleichen Einfluß ausübt.

Die Anschauungen über die Ursache des Einflusses von Molybdän und Vanadin auf die Dauerstandfestigkeit sind sehr verschieden. Einerseits sollen die beiden Elemente vor allem in Form von Karbiden oder intermetallischen Verbindungen wirksam sein, die innerhalb der Metalle auf den Korngrenzen liegen und die Neigung zum Fließen herabsetzen<sup>6)</sup>. Andererseits wird angenommen, daß der Grund für die Erhöhung der Dauerstandfestigkeit in einer Verschiebung des Rekristallisationsvermögens zu höheren Temperaturen zu suchen ist<sup>6)</sup>.

Nach den Ergebnissen der vorliegenden Arbeit ist anzunehmen, daß der Einfluß der Elemente Vanadin und Molybdän auf drei verschiedene Ursachen zurückzuführen ist (Bild 8 und 9), und zwar 1. auf eine Wirkung in der Grundmasse, z. B. durch Erhöhung der Rekristallisationstemperatur, 2. auf eine Wirkung fein verteilter Karbide, die durch eine Erhöhung des Umwandlungspunktes noch verstärkt wird, und 3. auf eine Wirkung von intermetallischen Verbindungen. Der Einfluß der Eisen-Vanadin-Verbindung wurde zwar innerhalb des untersuchten Bereichs nicht nachgewiesen; es ist aber anzunehmen, daß auch die bei hohen Legierungsgehalten auftretende Eisen-Vanadin-Verbindung  $FeV$  eine entsprechende Wirkung hervorruft. Von den drei genannten Ursachen wird bei hohen Anlaßtemperaturen und langen Anlaßzeiten der Einfluß der Karbide und der Verbindungen der Legierungselemente mit dem Eisen durch Zusammenballen immer mehr unwirksam werden. Schließlich bleibt nur noch der unmittelbare Einfluß des nicht abgebundenen Restes des Legierungselementes entsprechend dem Feld I in Bild 8 und 9 übrig. Wenn der Kohlenstoffgehalt



Bilder 8 und 9. Einfluß des Vanadins (Bild 8 und 9) und Molybdängehaltes (Bild 9) auf die Dauerstandfestigkeit vergüteter Stähle in schematischer Darstellung.

Eisen-Vanadin-Verbindung  $FeV$  eine entsprechende Wirkung hervorruft. Von den drei genannten Ursachen wird bei hohen Anlaßtemperaturen und langen Anlaßzeiten der Einfluß der Karbide und der Verbindungen der Legierungselemente mit dem Eisen durch Zusammenballen immer mehr unwirksam werden. Schließlich bleibt nur noch der unmittelbare Einfluß des nicht abgebundenen Restes des Legierungselementes entsprechend dem Feld I in Bild 8 und 9 übrig. Wenn der Kohlenstoffgehalt

<sup>4)</sup> Vgl. Heinzl, A.: Arch. Eisenhüttenw. 7 (1933/34) S. 479/82 (Werkstoffaussch. 256).

<sup>5)</sup> White, A. E., C. L. Clark und R. L. Wilson: Steel 95 (1934) Nr. 24, S. 30/33.

<sup>6)</sup> Houdremont, E., und V. Ehmcke: Arch. Eisenhüttenw. 3 (1929/30) S. 49/60 (Werkstoffaussch. 152).



so groß ist, daß nach seiner Abbindung kein Ueberschuß des Legierungselementes mehr bleibt, muß der Einfluß des Legierungselementes auf die Dauerstandfestigkeit bei hohen Anlaßtemperaturen und langen Anlaßzeiten ganz verschwinden.

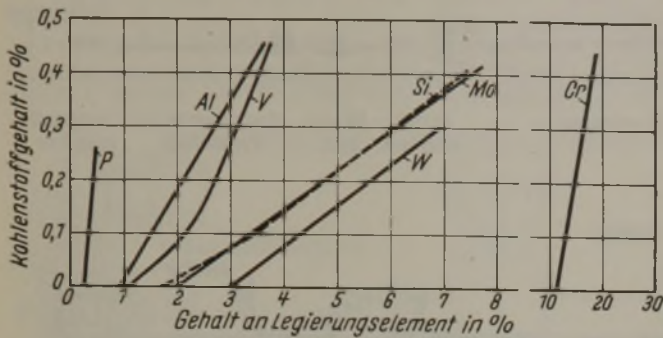


Bild 10. Abgleichung der Stähle an Legierungselementen für höchste Dauerstandfestigkeit.

Aus weiteren, stichprobenartig durchgeführten Untersuchungen von H. Scholz und W. Holtmann<sup>7)</sup> scheint hervorzugehen, daß die für die Molybdän- und Vanadin-Stähle beobachtete Gesetzmäßigkeit auch für eine große Zahl weiterer Elemente mit abgeschnürtem  $\gamma$ -Gebiet zutrifft. In Bild 10 ist nach den Schriftumsangaben und eigenen Versuchen die Lage der äußersten Punkte der  $\gamma$ -Felder für die Elemente Phosphor, Aluminium, Vanadin, Molybdän, Silizium, Wolfram und Chrom in Abhängigkeit vom Kohlenstoff- und Legierungsgehalt graphisch dargestellt. Nimmt man der Einfachheit halber zunächst an, daß die Höchstwerte der Dauerstandfestigkeit genau mit der Grenze des  $\gamma$ -Gebietes zusammenfallen, so geben die so erhaltenen Linien die Zusammensetzung derjenigen einfach legierten Stähle an, für die Höchstwerte an Dauerstandfestigkeit erwartet werden können.

In mehrfach legierten Stählen scheinen sich die das  $\gamma$ -Gebiet abschnürenden Elemente in ihrem Einfluß auf den Gefügebau nach bisheriger Kenntnis grundsätzlich additiv zu verhalten<sup>8)</sup>. Die Schwierigkeit bei der Angabe der Zusammensetzung mehrfach legierter Stähle mit Dauerstandhöchstwerten besteht darin, daß der Einfluß der das  $\gamma$ -Gebiet abschnürenden Elemente zwar grundsätzlich gleich, dem Grade nach aber stark voneinander verschieden ist. Nimmt man aber an, daß die abschnürende Wirkung eines Legierungselementes in mehrfach legierten Stählen die gleiche bleibt wie in einfach legierten Stählen mit gleichem Kohlenstoffgehalt, so kann man derartige Angaben mit für den praktischen Gebrauch hinreichender Genauigkeit bis zu den für Vergütungsstähle in Frage kommenden Kohlenstoffgehalten an Hand der folgenden Mischungsregel machen:

$$\frac{(\% \text{ Si}) \cdot 100}{\text{Si}_c} + \frac{(\% \text{ Mo}) \cdot 100}{\text{Mo}_c} + \frac{(\% \text{ V}) \cdot 100}{\text{V}_c} + \dots = M.$$

Als Nenner sind die bei einfach legierten Stählen mit dem jeweiligen Kohlenstoffgehalt zur vollständigen Abschnürung des  $\gamma$ -Gebietes erforderlichen Gehalte an Silizium ( $\text{Si}_c$ ), Vanadin ( $\text{V}_c$ ), Molybdän ( $\text{Mo}_c$ ) usw. einzusetzen, die aus Bild 10 abgelesen werden können.  $M$  ist der sogenannte Abgleichfaktor, der ein Maß für die Absättigung des Stahles an Legierungselementen oder für seine Abgleichung darstellt. Ist der Abgleichfaktor  $M = 100$ , so ist der Stahl gerade abgeglichen; ist der Faktor größer als 100, so ist der Stahl überlegiert, ist er kleiner als 100, dagegen unterlegiert. Bei niedrigem Kohlenstoffgehalt werden die warmfesten Stähle durch geringere Prozentgehalte an Legierungsbestandteilen abgeglichen als bei hohem Kohlenstoffgehalt. Der Kohlenstoffgehalt darf aber eine gewisse untere Grenze nicht unterschreiten, da sonst die kritische Abkühlungsgeschwindigkeit zu klein und die gegenteilige Wirkung erreicht wird. Bei der Wärmebehandlung der abgeglichenen Stähle, von denen einige in der Zahlentafel 1 aufgeführt sind, ist, soweit sie Sonderkarbide enthalten, darauf Rücksicht zu nehmen, daß sie beim Anlassen auf 550 bis 600° starke Ausscheidungshärtung zeigen. Diese Anlaßtemperatur muß überschritten werden, um für den praktischen Gebrauch ausreichende Kerbschlagzähigkeitswerte zu erreichen und Versprödung bei der betrieblichen Verwendung zu vermeiden.

Mit Hilfe der Abgleichregel ist es möglich, in einfacher Weise den Gehalt eines Stahles an Legierungselementen so abzustim-

<sup>7)</sup> Mitt. Kohle- u. Eisenforsch. 3 (1941) S. 47/58.

<sup>8)</sup> Wever, F., und A. Heinzel: Mitt. K.-Wilh.-Inst. Eisenforsch. 13 (1931) S. 193/97; vgl. Stahl u. Eisen 51 (1931) S. 1238.

Zahlentafel 1. Chemische Zusammensetzung und Dauerstandfestigkeit verschiedener abgeglicherer Stähle.

% C	% Si	% Mn	% Cr	% Mo	Sonstiges %	Dauerstandfestigkeit in kg/mm <sup>2</sup> bei	
						500°	550°
0,10	0,98	0,35	2,60	0,42	0,33 Al	—	16
0,16	0,80	0,50	1,50	1,35	0,60 V	—	35
0,20	0,95	0,44	1,66	1,67	0,65 V	55	35
0,15	0,47	0,20	2,03	1,12	0,81 V	60	45

men, daß ein Höchstwert für die Dauerstandfestigkeit erreicht wird und teure oder Sparstoffe gegen andere auszutauschen. Hierbei ist naturgemäß zu beachten, daß jedes der besprochenen Legierungselemente noch seine ihm eigentümlichen Wirkungen hat und daß ihr Einfluß auf die Dauerstandfestigkeit sich dem Grade nach ganz erheblich voneinander unterscheidet.

Werner Holtmann.

### Verbesserungen bei der Anlage und dem Betrieb amerikanischer Feuerverzinkereien.

Nelson E. Cook<sup>1)</sup> weist einleitend darauf hin, daß sich in den vergangenen Jahren die Feuerverzinkereien bemüht haben, mit der allgemeinen industriellen Entwicklung Schritt zu halten und zum Teil auch grundlegende Verbesserungen erfahren haben. Er erinnert daran, daß vor nicht allzu langer Zeit die Verzinkungsbetriebe von der amerikanischen Eisenindustrie als notwendiges Uebel betrachtet wurden, dem man keine besondere Beachtung widmete. Daher wurden sie vielfach in Räumen untergebracht, die für nichts anderes mehr zu verwenden waren, für diesen Zweck aber noch als genügend erschienen. Da die Ansicht herrschte, daß für die Verzinkung all die Schwarzbleche gebraucht werden konnten, die für andere Zwecke nicht zu verwenden waren, so war es üblich, die Verzinkerei als Abladeplatz hierfür zu benutzen. Zusammen mit den mangelnden Erkenntnissen über die wissenschaftlichen Zusammenhänge bei der Feuerverzinkung machten diese Arbeitsbedingungen es zu einer Kunst, verzinkte Erzeugnisse von gleichbleibender Güte herzustellen.

Inzwischen hat man aber auch in Amerika die Bedeutung der Feuerverzinkung erkannt, die einen nennenswerten Anteil der Gesamtstahlerzeugung aufnimmt und dank des guten Korrosionsschutzes des Zinks eine weitere Steigerung erfahren wird, wenn es gelingt, die Güte der Ueberzüge zu steigern. Wesentliche Verbesserungen sind schon auf allen Gebieten der Feuerverzinkung erzielt worden, insbesondere aber bei der Blechverzinkung, auf die sich der Verfasser in seinen weiteren Ausführungen beschränkt.

Für die Güte der Erzeugnisse ist es wesentlich, daß neuerdings die Verzinkereien nicht mehr in einer dunklen Ecke untergebracht sind, sondern helle und luftige Räume zur Verfügung stehen und neuzeitliche Anlagen geschaffen wurden. Wichtig ist auch die Erkenntnis, daß ein geeigneter Grundwerkstoff für eine hochwertige Verzinkung von ausschlaggebender Bedeutung ist. Das bedingt eine Zusammenarbeit zwischen dem Verzinker einerseits und dem Chemiker und Metallurgen andererseits, die vielfach schon zu bemerkenswerten Erfolgen geführt hat. Eine künstliche Aufrauung der Blechoberfläche bei kaltgewalzten Blechen hat sich nicht bewährt.

Bedingt durch Mangel an Ueberwachungsmöglichkeiten und den dauernd wechselnden Eigenschaften der Bleche war früher die Festlegung bestimmter Beizvorschriften nicht möglich. Auch hier sind erhebliche Fortschritte erzielt worden. Wenn die Art des Grundwerkstoffes festgelegt ist, ist es mit Hilfe der chemischen und metallurgischen Ueberwachung nicht schwierig, das Beizen und Reinigen in geeigneter Weise durchzuführen. Jede Aenderung in der Ausbildung des Zunders, der Oberfläche, der Wärmebehandlung und dem Gefüge wird beim Beizen berücksichtigt.

Die größten Verbesserungen wurden aber beim Verzinken selbst erzielt. Eine einwandfreie Beheizung, die früher erhebliche Schwierigkeiten machte, kann heute auf Grund der vielfachen Erfahrungen erzielt werden. Nicht bewährt hat es sich, die Zinkkessel in den Abmessungen möglichst klein zu halten, um an Zinkfüllung zu sparen. Die Verzinkungsmaschinen dürfen nicht zu leicht gebaut werden; besondere Sorgfalt ist auf die Regelbarkeit des Antriebs zu verwenden, da die Umlaufgeschwindigkeit der Walzenpaare gleich sein muß, wenn unangenehme Störungen vermieden werden sollen. Beim Bau der Maschinen ist auf richtige Werkstoffwahl zu achten. Die meisten Schwierigkeiten treten hier bei den Walzen auf. Nicht

<sup>1)</sup> Iron Steel Engr. 17 (1940) Nr. 7, S. 28/37 u. 45.



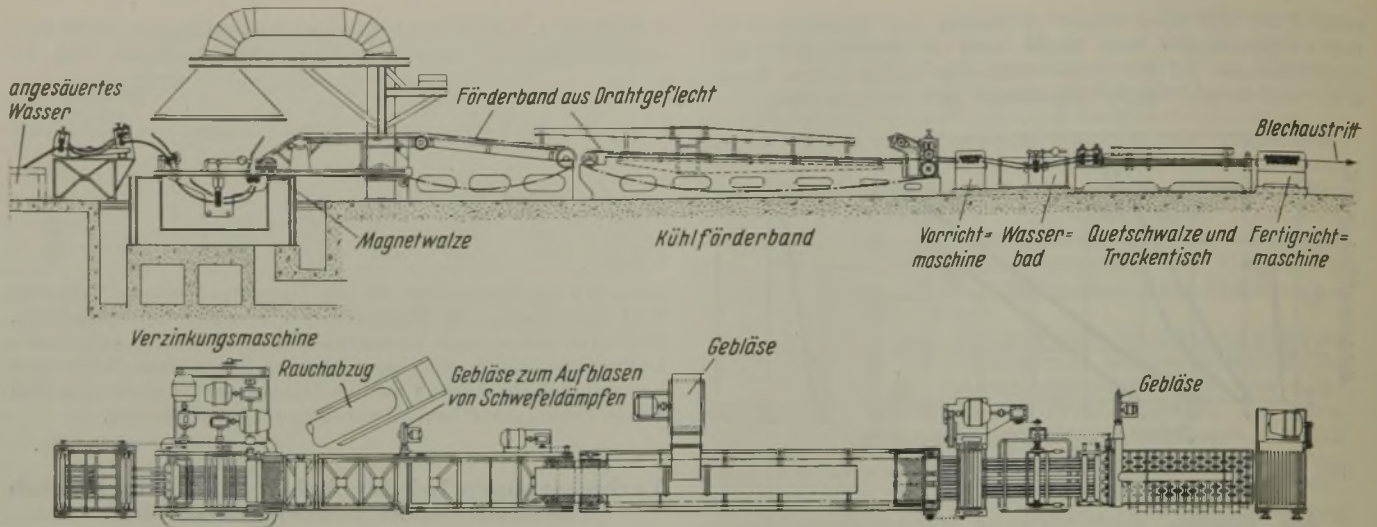


Bild 1. Blechverzinkungsanlage. Verzinkungsgeschwindigkeit 4,5 bis 45 m/min.

allein deren Haltbarkeit, sondern auch die Güte der Verzinkung ist von geeigneten Werkstoffen abhängig. Erhöhte Aufmerksamkeit wird in den letzten Jahren auch den Abkühlungsbedingungen der verzinkten Bleche geschenkt, da diese nicht nur auf die Blumenbildung weitgehend einwirkt, sondern auch die Gefügeausbildung des Zinküberzuges beeinflusst.

Der Aufbau einer neuzeitlichen Blechverzinkungsanlage ist in Bild 1 dargestellt. Es handelt sich um eine Verzinkungsmaschine mit einer Bodenrolle; für schwerere Bleche werden neuerdings auch Maschinen mit zwei Bodenrollen gebaut, um den Weg im Kessel zu vergrößern und damit die Geschwindig-

keit erhöhen zu können. Nach Verlassen des Zinkbades kommen die Bleche mit dem noch flüssigen Zinküberzug auf ein Förderband aus Drahtgeflecht. Hierdurch wird eine besondere Blumenbildung erzielt, da die Kristallisation von den Berührungspunkten der Bleche mit dem Drahtgeflecht ausgeht. Um dem Zinküberzug ein besseres Aussehen zu geben, werden auf die noch heißen Bleche Schwefeldämpfe geblasen. Auf einem weiteren Förderband werden die Bleche mit Luft gekühlt, laufen dann durch eine Vorrichtmaschine (9 Rollen), ein Wasserbad, eine Quetschwalze auf einen Trockentisch und von diesem durch die Fertigrichtmaschine (15 Rollen).

Rolf Haarmann.

## Patentbericht.

### Deutsche Patentanmeldungen<sup>1)</sup>.

(Patentblatt Nr. 52 vom 24. Dezember 1941.)

Kl. 18 b, Gr. 22/10, St 58 869. Verfahren zum Herstellen von legiertem Stahl. Erf.: Dr.-Ing. Hans v. Köckritz, Filschede. Anm.: Stahlwerke Röchling-Buderus A.-G., Wetzlar.

Kl. 18 c, Gr. 2/15, D 82 281. Tragvorrichtung für Voll- oder Hohlkörper bei Vergütungswärmebehandlungen. Erf.: Eugen Kamp, Dortmund. Anm.: Dortmund-Hoerder Hüttenverein, A.-G., Dortmund.

Kl. 18 c, Gr. 2/20, B 187 543. Vorbehandlung von aus einem Stahlband ausgestanzten Kleinteilen, die zusammen mit dem sie noch umgebenden Stahlbandrest gehärtet und angelassen werden. Hugo Benzing, Dresden.

Kl. 18 c, Gr. 3/15, L 94 575. Flüssige Härteschutzmasse. Ottilie Lübke, geb. Lindenau, Berlin-Grünwald.

Kl. 18 c, Gr. 5/40, L 100 781; Zus. z. Pat. 586 651. Elektrodensalzbädofen mit durch eine Zwischenwand getrenntem Nutz- und Heizraum. Erf.: Dipl.-Ing. Karl-August Lohausen, Hennigsdorf (Kr. Osthavelland). Anm.: Allgemeine Elektrizitäts-Gesellschaft, Berlin.

Kl. 21 h, Gr. 30/11, I 60 828. Verfahren zum Aufschweißen von Hartmetallen mittels des elektrischen Lichtbogens auf spanabhebende Werkzeuge. Erf.: Dipl.-Ing. Hans Geiger, Frankfurt a. M. Anm.: L.-G. Farbenindustrie, A.-G., Frankfurt a. M.

Kl. 24 c, Gr. 3, M 143 295. Ausmauerung zum Schutze gegen Wärmeverluste für Heißwind- bzw. Heißgasleitungen. Erf.: Dipl.-Ing. Wilhelm Dürrhammer, Berlin-Zehlendorf, Otto Luke, Saarbrücken, und Richard Prestin, Coswig (Anhalt). Anm.: Wm. Merkel, G. m. b. H., Raschau (Erzgeb.).

Kl. 31 c, Gr. 17, B 190 924. Verfahren zur Herstellung von Verbundgußblöcken. Erf.: Dipl.-Ing. Heinrich Specht, Bochum. Anm.: Bochumer Verein für Gußstahlfabrikation, A.-G., Bochum.

Kl. 49 c, Gr. 14/01, N 41 826. Schervorrichtung für Langdraht. Erf.: William Leonhard Clouse, Tiffin, Ohio (V. St. A.). Anm.: The National Machinery Company, Tiffin, Ohio (V. St. A.).

### Deutsche Gebrauchsmuster-Eintragungen.

(Patentblatt Nr. 52 vom 24. Dezember 1941.)

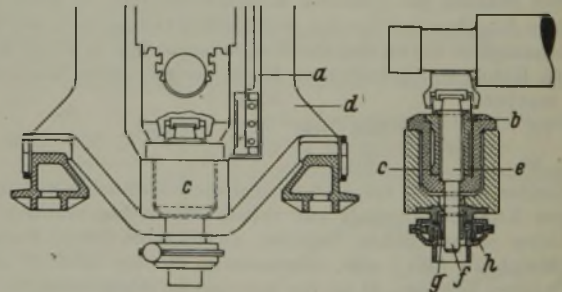
Kl. 35 b, Nr. 1 512 285. Sicherungseinrichtung für Kranhaken od. dgl. Reichswerke, A.-G., Alpine Montanbetriebe „Hermann Göring“, Wien I.

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

### Deutsche Reichspatente.

Kl. 7 a, Gr. 22<sub>03</sub>, Nr. 709 273, vom 17. September 1938; ausgegeben am 12. August 1941. Schloemann, A.-G., in Düsseldorf. (Erfinder: Walter Kehrmann in Düsseldorf.) *Wechselrahmen für die Walzen von Walzgerüsten.*

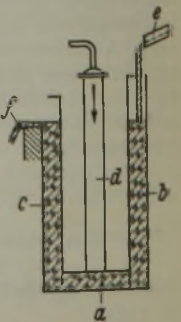
Der Wechselrahmen a für die Walzen, besonders von Dreiwälzengerüsten, hat eine Druckschraubenanstellung für die Unterwalze. Die Druckmutter b ist in einem am Rahmen a



angeordneten trogförmigen Ansatz c gelagert, der in den Fußteil des Walzgerüsts d hineinragt. In die Druckmutter b ist die Schraube e eingeschraubt, deren unterer z. B. vierkantig gehaltener Ansatz f in die Nabe g des Treibrades h eingesetzt wird, so daß beim Ausbauen des Walzensatzes der Schraubenansatz f einfach aus der Nabe g herausgezogen wird.

Kl. 18 b, Gr. 18, Nr. 709 422, vom 10. November 1937; ausgegeben am 15. August 1941. Dr.-Ing. Paul Rheinländer in Berlin. *Vorrichtung und Verfahren zum fortlaufenden Behandeln von Metallen mit Gasen.*

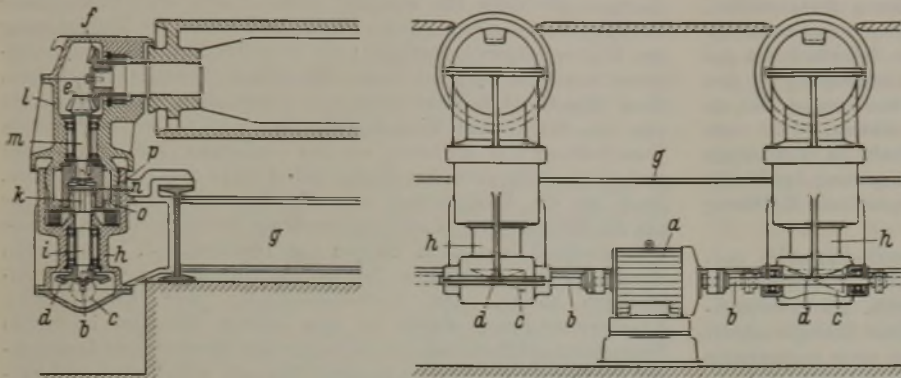
Der U-förmige Behälter a mit zwei metallführenden Räumen b, c und einem oder mehreren luft- oder gasführenden Räumen d wird von einer Abstichrinne e aus über den Raum b mit Roheisen gefüllt, während durch den Raum d Luft oder Gas eintreten kann. Beim Behandeln des Behälterinhalts läuft so viel Eisen am Ueberlauf des Raumes c ab, wie Eisen über die Rinne e dem Raum b zugeführt wird. In beiden Räumen b, c findet bei Verwendung oxydierender Gase das übliche Verblasen statt, wobei im Raume c etwa auftretende Schlacke mit dem Eisen zusammen über den Ueberlauf f abläuft.





**Kl. 7 a, Gr. 24<sub>01</sub>, Nr. 709 274**, vom 23. August 1938; ausgegeben am 14. August 1941. Demag, A.-G., in Duisburg. (Erfinder: Franz Stelbrink in Duisburg.) *Rollgang, besonders für Walzwerke mit Gruppenantrieb der Rollen.*

Der raschlaufende Motor a treibt unmittelbar, gegebenenfalls unter Einschalten von Zwischenrädern, die Hauptlängswelle b an. Zwischen ihr und jeder Rollenachse ist ein Winkelübersetzungsgetriebe vorgesehen, das aus den Winkeltrieben c, d und e, f besteht und in einem starr am Rollgangsrahmen g



befestigten Gehäuse h eingebaut ist. Die nach oben treibende Welle i hat einen Kuppelzapfen k, während der Winkeltrieb e, f von dem antriebsseitigen Lagergehäuse l der Rolle umschlossen ist und eine nach unten gerichtete Treibwelle m hat, die mit der Welle i nachgiebig und leicht lösbar durch die Steckkupplung k, n, o, p verbunden ist. Die zwei Räderpaare c, d und e, f ermöglichen es, ein großes Uebersetzungsverhältnis unterzubringen; die Hauptantriebswelle b liegt tief unterhalb der Rollenachsen, und es ragen keinerlei Teile über die Förderebene des Rollganges hinaus, auch kann jede Rolle leicht nach oben ausgebaut werden.

**Kl. 48 b, Gr. 6, Nr. 709 349**, vom 17. August 1940; ausgegeben am 14. August 1941. Ruhrstahl, A.-G., in Witten. (Erfinder: Dr.-Ing. August Stadeler und Dr.-Ing. Heinrich Pieper in Hattingen, Ruhr.) *Verzinkungspfanne aus Blechen.*

Die Pfanne wird aus Blechen aus unlegiertem Stahl hergestellt, und zwar durch Verschweißen der Bleche bei Pfannen von großem Fassungsvermögen, worauf die Pfanne einer Vergütungsbehandlung unterworfen wird.

**Kl. 18 b, Gr. 21<sub>10</sub>, Nr. 709 423**, vom 21. April 1940; ausgegeben am 16. August 1941. Bochumer Verein für Gußstahlfabrikation, A.-G., in Bochum. (Erfinder: August Dersch in Bochum.) *Korb für die Beschickung von Elektroöfen.*

Der Korb hat einen ausklappbaren Boden, bestehend aus einer Anzahl von segmentartigen Schürzen. Alle Schürzenenden werden in der Bodenmitte durch ein im Innern des Korbes befindliches Schloß zusammengehalten und gleichzeitig ausgeklippt. Im Bodenschloß ist für jedes Schürzenende eine Sperrvorrichtung vorgesehen, und alle Sperrvorrichtungen sind mit ein und derselben Zugspindel kraftschlüssig verbunden. Der Boden wird durch Anziehen der Zugspindel gelöst, wodurch doppelarmige Steuerhebel gedreht und die die Schürzenenden haltenden Sperrklinken zwangsläufig gesenkt werden. Damit werden die Schürzenenden freigegeben, so daß die Schürzen durch die Belastung des Beschickungsgutes ausschwenken und dieses in den Ofen fällt.

**Kl. 49 h, Gr. 22, Nr. 709 438**, vom 30. Juli 1937; ausgegeben am 16. August 1941. Maschinen- und Bohrgerätefabrik Alfred Wirth & Co., Komm.-Ges., in Erkelenz. (Erfinder: August Finken in Erkelenz.) *Rollenrichtmaschine.*

Bei der Rollenrichtmaschine für schweres Walzgut, z. B. Spundwandisen, Schienen od. dgl., mit den in zwei Ständern gelagerten Richtrollen, die von einem gemeinsamen Motor angetrieben werden, wird der Motor mit der oder den gegebenenfalls zu einer Gruppe zusammengefaßten ersten Richtrollen der Einlaufseite unmittelbar und mit mindestens einer der nachfolgenden Rollen oder Rollengruppen über ein einen Schlupf zulassendes Kraftübertragungsmittel, z. B. Reibungs- oder Rutschkupplung, gekuppelt, die außerhalb des Getriebekastens frei zugänglich angeordnet ist.

**Kl. 48 a, Gr. 16, Nr. 709 458**; vom 2. Juli 1937; ausgegeben am 16. August 1941. Siemens & Halske, A.-G., in Berlin-Siemensstadt. (Erfinder: Dr. Heinrich Prelinger in Berlin-Charlottenburg.) *Verfahren zur Erzeugung widerstandsfähiger und korrosionshindernder Oberflächenschichten auf Eisen.*

Die Schutzschichten werden in einer alkalischen Lösung, die Zusätze starker Oxydationsmittel, wie Chromate, Chlorate,

Borate od. dgl., enthält, erzeugt, indem der zu behandelnde Gegenstand aus Eisen oder einer Eisenlegierung der Einwirkung eines Wechselstromes ausgesetzt wird, wobei die Elektrolyttemperatur bei etwa 60 bis 80° liegt und die Stromdichte während der Hauptzeit der Behandlung mindestens 30 A/dm<sup>2</sup>, zweckmäßig 30 bis 150 A/dm<sup>2</sup>, beträgt.

**Kl. 40 b, Gr. 14, Nr. 709 481**, vom 1. Februar 1939; ausgegeben am 18. August 1941. Fried. Krupp, A.-G., in Essen.

(Erfinder: Dr. phil. Hermann Fahlenbrach in Essen-Steele und Dr. phil. nat. Heinz Schlechtweg in Essen.) *Magnetischer Werkstoff für die Hochfrequenztechnik.*

Als Werkstoff wird eine Nickel-Eisen-Legierung verwendet, die aus mehr als 58 bis 85% Ni, mehr als 4 bis 12% W, 0,5 bis 5% Si, Rest Eisen und etwaigen Verunreinigungen besteht.

**Kl. 7 a, Gr. 23, Nr. 709 501**, vom 23. Juni 1938; ausgegeben am 19. August 1941. Siemens-Schuckertwerke, A.-G., in Berlin-Siemensstadt. (Erfinder: Dipl.-Ing. Gerhard Stepken in Berlin-Wilmersdorf.) *Anstellvorrichtung für die*

*Walzen von Walzwerken.*

Die Anstellspindel wird sowohl von einem kräftigen Grobverstellungsmotor als auch über eine Kupplung und ein Uebersetzungsgetriebe von einem kleinen Feinverstellungsmotor angetrieben. Beim Einschalten der Kupplung und des Feinverstellungsmotors wird der Hauptmotor, etwa selbsttätig, mit angelassen, aber in seiner Leistung so geschwächt, daß er nur die Arbeit zum Ueberwinden der Reibung in der Anstellvorrichtung leistet, so daß der kleine Feinfahrtmotor nur die Verstellungsgeschwindigkeit und das Verstellungsmaß beherrscht.

**Kl. 24 k, Gr. 5<sub>01</sub>, Nr. 709 635**, vom 4. Oktober 1938; ausgegeben am 22. August 1941. Oesterreichische Magnesit-A.-G. in Radenthein. (Erfinder: Dipl.-Ing. Wilfried Geistler in Radenthein.) *Mörtellooses Mauerwerk aus feuerfesten Steinen.*

Die Steine, besonders basische, werden durch Metallgitter, vorzugsweise Eisengitter, deren Stäbe schmal wie Schneiden sind, oder durch Einlagen aus Metallgitter mit runden Drähten oder auch Einlagen aus Drahtnetzen in dem zum Ausgleich der Wärmeausdehnung erforderlichen Abstand gehalten.

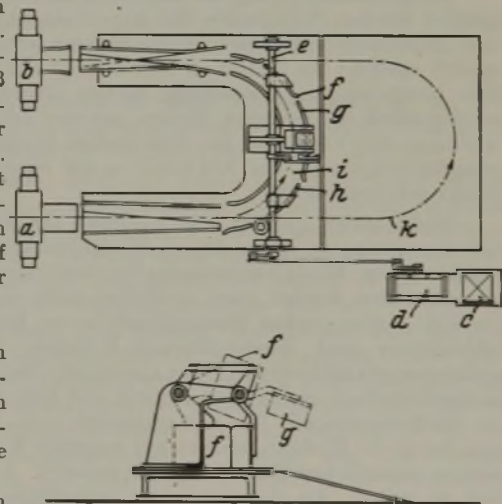
**Kl. 7 a, Gr. 13, Nr. 709 664**, vom 12. November 1937; ausgegeben am 23. August 1941. Demag, A.-G., in Duisburg. (Erfinder: Karl Backhaus in Duisburg.) *Umführungsvorrichtung für breite Bänder und ähnliches Walzgut.*

Die Führungskanäle bleiben geschlossen, bis der Anfang des aus dem Gerüst a austretenden Bandes in den Bereich des Gerüsts b hinübergeleitet worden ist. In diesem Augenblick schaltet

das Walzgut den Motor c ein, z. B. durch mechanischen Anstoß an eine Steuerklappe oder über eine Lichtzelle. Der Motor treibt über das Getriebe d und einen Kurbeltrieb auf die oberhalb der Führungsrinne angeordnete

Welle e, durch deren Drehbewegung die durch Arme oder Lenker auf der Welle angeordneten Segmente f, g, h

der äußeren bogenförmigen Leitwand der Rinne i in die strichpunktierte Stellung geschwenkt werden, worauf der Motor wieder selbsttätig abgeschaltet wird. Das Walzgut k kann jetzt aus der bogenförmigen Umföhrung heraustreten und die angedeutete Schlinge bilden. Die Segmente f, g, h bleiben hoch stehen, bis das Bandende in das Gerüst b eingelaufen ist, worauf der Motor zum Zurückbewegen der Segmente f, g, h wieder eingeschaltet wird.





## Wirtschaftliche Rundschau.

### Aus der italienischen Eisenindustrie.

Die Erzeugung der Eisenhüttenwerke hielt sich von Juli bis Oktober 1941 auf der Höhe der Vormonate; allerdings war im Oktober eine angespanntere Arbeitsleistung festzustellen. Die in diesen vier Monaten erzeugten Stahlmengen waren im allgemeinen geringer als die im entsprechenden Zeitabschnitt des vergangenen Jahres, weshalb auch die Stahlerzeugung in den ersten zehn Monaten des Jahres 1941 etwas hinter der in den ersten zehn Monaten von 1940 zurückblieb. Die vom Unterstaatssekretariat für die Kriegswirtschaft im Verhältnis zu den verfügbaren Rohstoffen gewollte Verringerung der Stahlerzeugung ist aber durch die Einfuhr von deutschem Halbzeug ausgeglichen worden.

Die Tätigkeit der italienischen Eisenhüttenindustrie entwickelte sich in enger Übereinstimmung mit den Plänen zur Nutzbarmachung der Rohstoffe und Kraftquellen. Die Leistungsfähigkeit der Anlagen zur Erzeugung elektrischer Energie schritt mit Unterstützung der Regierung fort; durch neue industrielle Anlagen und Vervollkommnung der schon bestehenden wurde ein höheres Ausbringen erzielt. Im Zusammenhang damit konnte eine stärkere Versorgung mit elektrischer Kraft erfolgen, wodurch in den Sommermonaten beträchtlich mehr Stahl im Elektroofen erzeugt wurde als im Jahre 1940. In der warmen Jahreszeit mit ihrer größeren Möglichkeit der Verteilung von Energie ist es denn auch gelungen, im Elektroofen monatlich 40 bis 45 % des insgesamt in Italien in den gleichen Monaten erzeugten Stahles zu gewinnen.

Auch bei Roheisen hat die Erzeugung im Elektroofen großen Umfang angenommen. In den Monaten hoher Energieerzeugung konnten nach diesem Verfahren 33 bis 35 % der gesamten Roheisenerzeugung hergestellt werden. Die Steigerung fällt vor allem bei einem Vergleich mit der Erzeugung von 1940 in die Augen: Wurden in den ersten 10 Monaten 1940 ungefähr 14 % der gesamten Roheisenerzeugung im Elektroofen hergestellt, so stieg in den ersten zehn Monaten des laufenden Jahres 1941 die Erzeugung auf ungefähr 28 % der Gesamterzeugung. Das sind sehr bemerkenswerte Ergebnisse, wenn man bedenkt, daß es sich nicht nur um eine verhältnismäßige, sondern auch um eine starke Steigerung der Tonnenmenge an sich handelt, da auch die in den ersten zehn Monaten des Jahres 1941 in Italien insgesamt erzeugte Menge an Roheisen die Gesamtmenge des gleichen Zeitraumes im Jahre 1940 überstiegen hat.

Natürlich wird die bevorstehende winterliche Jahreszeit wieder einen Rückgang bringen; tatsächlich waren schon im Monat Oktober Anzeichen einer Verlangsamung in dem Betrieb der Elektroöfen festzustellen.

Auch die Erzeugung im Kokshochofen ist kräftig weitergeführt worden. Ein großer Teil der stückigen Erze konnte für den Einsatz der Hochöfen durch Sintern von Kiesabbränden ersetzt werden; der Bedarf an diesen steigt daher, weshalb auch ihre Gewinnung und Zuteilung bereits Gegenstand der Aufmerksamkeit behördlicher Stellen gewesen ist. Mit der Entwicklung der Verfahren im Elektroofen konnte auch die Erzeugungssteigerung von Stahleisen auf einen befriedigenden Stand gebracht werden.

Nicht gleich günstig war zu Ende Oktober die Lage in Gießereiroheisen, das die an die zahlreichen Gießereien angeschlossenen Maschinenbauanstalten benötigen. Maßnahmen der Behörden werden aber zweifellos dafür sorgen, daß auch im Winter eine gewisse Beständigkeit in der Erzeugung von gewöhnlichem und Sonder-Hämatit-Roheisen für die Eisengießereien gewährleistet ist. Der monatliche Bedarf wird von der Kriegswirtschaft geregelt und durch die heimische Erzeugung an Gießereiroheisen, das Umschmelzen von Gußeisenschrott und durch die Einfuhr, die sich auf ungefähr 8 bis 10 % des gesamten monatlichen Bedarfs beläuft, gedeckt. Abgesehen davon, daß es gelang, die Schrottvorräte aufzufüllen, konnten auch größere Mengen an Stahleisen für die Stahlerzeugung verwendet werden. Die Vorräte an Stahlschrott haben sich zusammen mit den Vorräten an Stahleisen, nicht nur verglichen mit dem Anfang des Vierteljahres, sondern auch mit dem gleichen Zeitraum des vergangenen Jahres, erhöht.

Während im zweiten Vierteljahr des laufenden Jahres die

Versorgung mit Kohle gut war, ist sie in den letzten Monaten etwas angespannter geworden. Wie schon angedeutet, konnte dagegen die Lage für Stahlschrott durch eine fürsorgliche Ordnung verbessert werden, so daß die Vorräte zur Befriedigung des Winterbedarfs ausreichen; der Schrottanfall auf dem heimischen Markt ist auch im letzten Vierteljahr beständig geblieben. Zum Altschrott kommt noch wie gewöhnlich der Neuschrott aus den Stahl- und Walzwerken, der infolge der vermehrten Verarbeitung von Halbzeug aus der deutschen Einfuhr in einer verhältnismäßig größeren Menge anfiel als in den letzten Jahren. Auch für die Einfuhr hat sich die Schrottverteilungsbehörde um die Erfüllung der Lieferungsverträge bemüht, so daß die aus dem Ausland, vor allen Dingen aus Deutschland, kommenden Mengen einen erheblichen Teil zur Auffüllung der Vorräte beigetragen haben. Die Ueberwachung der heimischen Eisenerzeugung wurde in den letzten Monaten in einem Maße durchgeführt, daß mit Hilfe des aus Deutschland kommenden Halbzeugs die für die Kriegswirtschaft erforderlichen Lieferungen nicht beeinträchtigt wurden. Die Herstellung an Fertigerzeugnissen (Formstahl, Bleche, Feinbleche, Röhren, Stahlguß, Schmiedestücke usw.) ist gegenüber dem Vorjahr gestiegen. Besonders gilt dies für die Monate September und Oktober, auch in Verbindung mit der angedeuteten größeren Stahlerzeugung im Oktober.

Die Ueberwachung der Erzeugung erfolgt durch die Verbände. Auf dem Gebiet der Eisenerzeugung hat im Laufe der letzten Monate der Verband für das Eisen- und Metallhüttenwesen Fragen von höchster Bedeutung behandelt. Wichtig ist vor allem die Tätigkeit des Technischen Verbandsausschusses, der auf unmittelbare Verfügung des Duce im März 1940 zur Prüfung und Vorbereitung des Gesetzes 1079 über die Ueberwachung der heimischen Eisenerzeugung ins Leben gerufen wurde.

In den letzten Tagen ist ein neues Gesetz Nr. 1251 veröffentlicht worden. Es ändert das Gesetz 1079 ab und ermächtigt die Kriegswirtschaft, die von ihr vorgesehenen Stahlzuteilungen auf Grund der durch den Kriegszustand gegebenen Erfordernisse neu festzusetzen. Auch hierzu ist der Technische Verbandsausschuß gehört worden.

Die von dem Ausschuß wahrzunehmenden Aufgaben sind zahlreich und nicht leicht, da sie sich nach den Anforderungen des Unterstaatssekretariats für die Kriegswirtschaft zu richten haben. Zur Durchführung der Arbeiten sind noch zwei Unterausschüsse gebildet worden. Der eine beschäftigt sich mit der Frage der Ausrüstung wissenschaftlicher Institute und Laboratorien und der Ausbildung von Technikern und Meistern für die Eisen schaffende Industrie, der andere untersucht die Verteilung der erzeugten Stahlmengen auf die einzelnen Wirtschaftsunternehmen. Es ist dies eine sehr verwickelte Aufgabe, die besonders große Erfahrung bei der Zuteilung der Rohstoffe durch eine Verbandsstelle voraussetzt. Der Verband hat einen Antrag genehmigt, in welchem u. a. festgestellt wurde, daß die Anlagen mit autarkem Charakter, die Entwicklung der Elektrostahlindustrie und die vom Verband geforderte Verwendung von Braunkohle in der Kriegszeit erheblich zur Steigerung der Erzeugung beigetragen hätten. Besonders hervorgehoben wurde in dem Antrag, daß die Gesamtherstellung an Fertigerzeugnissen jede voraussehbare Kriegs Anforderung zu befriedigen vermöge. Bemerkenswert war auch die Behandlung der Frage der Gewinnung von Magnetit aus heimischen eisenhaltigen Sanden, die in der Forderung gipfelte, das Verfahren auf die höchstmögliche Stufe der Entwicklung zu bringen. Nachdem sodann die Verwirklichung der Selbstversorgung auf dem Gebiet der Sonderstähle geprüft worden war, behandelte man die Frage der Versorgung mit Eisenlegierungen und Rohstoffen für die Eisenerzeugung; es ergingen Anweisungen, um die Erzeuger zu immer besseren Ergebnissen auf dem Gebiet der autarken Stähle anzuspornen. Der Verband prüfte schließlich noch Fragen der Erzeugungsmöglichkeit von Aluminium und Nichteisenmetallen.

Die Preise für Fertigerzeugnisse haben sich auf Grund der Preisstoppperordnung nicht geändert.



## Zur Rohstoffversorgung der Vereinigten Staaten von Nordamerika.

Die Vereinigten Staaten gehen in den Fernostkrieg praktisch ohne nennenswerte Vorräte an rüstungswichtigen Rohstoffen. Seit 1935 wird zwar jeden Monat bestimmt, daß große Vorräte aufgehäuft werden sollen, praktisch ist aber nichts geschehen; und was an Vorräten z. B. durch die Metals Reserve Co. angeschafft wurde, ist in diesem Jahre zusätzlich bereits verbraucht worden.

Das Office of Production Management (OPM) hat auf Anordnung der Supply Priority and Allocation Board (SPAB) eine Neuschätzung der „sichtbaren“ Vorräte an einigen rüstungswichtigen Rohstoffen vorgenommen, und zwar unter FD-150 Stahlschrott, FD-151 Metallvorräte, FD-157 Gummi und FD-158 Bauxit. Die nunmehr vorliegenden Ergebnisse sind sehr unbefriedigend.

FD-150 Eisen- und Stahlschrott. Das OPM hat sogenannte „enforcements officials“ wie Missionare ausgeschickt. Diese sollen dafür sorgen, daß überall die Höchstpreise usw. eingehalten werden. Natürlich umsonst. Die gesamten Vorräte der Industrie und des Handels werden in zwei Berichten mit 2 870 000 t (C) und 2 918 000 t (D) angegeben, weichen also etwas voneinander ab. Gemessen an dem derzeitigen Verbrauch, stellen diese Lager eine Rücklage für etwa 5½ Wochen dar. Vor einem Jahr waren die Schrottbestände ausreichend für einen Verbrauch von etwa 14 Wochen, vor zwei Jahren für etwa 22 Wochen. Die Lage hat sich also außerordentlich verschlechtert. Man hofft, durch die Genehmigung eines Zuschlages von 2,50 \$ je t bei „Ausbeutung“ verschiedener Schrottmengen, wie z. B. alter Straßenbahngeleise, einen zusätzlichen Anfall von Schrott zu erlangen. Es wird aber erwartet, daß bis Februar 1942 die sichtbaren Mengen noch weiter zurückgehen werden. Allerdings besteht eine stille Rücklage in den „unsichtbaren“ Vorräten, da gemäß Angabe des Office of Price Administration and Civilian Supply (OPACS) mindestens 1 Mill. t gehamstert und versteckt sind, die in kleinen Mengen von 2000 bis 5000 t unter der Hand mit 8 bis 10 \$ Aufpreis verkauft werden.

FD-151 Metallvorräte. Hier ist die Lage womöglich noch ungünstiger. Ende November waren 81 300 t Zink entsprechend etwa 5 Wochen Verbrauch vorhanden, gegen 9 Wochen Verbrauchsdeckung vor einem Jahre, nur 3000 t Aluminium = 4 Tagen Verbrauch gegen etwa 7 Wochen vor einem Jahre, während bei Kupfer keine neueren Angaben vorliegen. Am schwierigsten ist die Lage bei Zinn. Da dieses kaum noch hereinkommen wird, sind sofort schärfste Einschränkungsmaßnahmen erlassen worden, u. a. sofortiges Verbot der Weißblechlieferung. Die gesamten sichtbaren Vorräte an Zinn in den Vereinigten Staaten betragen Ende November nur 30 255 t. Verbrauchsangaben liegen nicht vor. Der zivile Verbrauch wurde bereits völlig verboten. Am 30. November 1941 wurden alle Privatlager an Magnesium in Pulver und fester Form beschlagnahmt. Es sind aber nur etwa 900 t dabei herausgekommen. Diese stellen heute die gesamten Vorräte der Vereinigten Staaten dar, da die neuen Werke alle erst 1942 anlaufen.

FD-158. Die Besetzung Surinams bedeutet den Sprung nach dem Bauxit. Die Bauxitvorräte waren vor einem Jahre bedeutend, sind aber jetzt so stark gesunken, daß Ende November nur noch 312 000 t vorhanden waren gegen 876 000 t vor einem Jahre.

**Spaniens Roheisen- und Flußstahlerzeugung im Jahre 1941.** — Die Ergebnisse der spanischen Eisenhüttenindustrie im Jahr 1941 liegen in großen Umrissen vor. Die Erzeugung war auch in diesem Jahr wieder Schwierigkeiten ausgesetzt. Die Einfuhr wichtiger Rohstoffe, wie von Eisenmangan, mußte eingeschränkt werden. Die Kohlenförderung war unzureichend und der Bezug der notwendigen Maschinen aus dem Ausland sehr schwierig. Trotzdem hat die Eisengewinnung ihren bisherigen Stand nicht wesentlich geändert. Insgesamt wurden nach amtlichen Angaben 530 000 t Roheisen erzeugt (gegenüber 581 343 t im Jahr 1940 und 341 114 t im Jahr 1935). Die Stahlerzeugung betrug 685 000 t (gegenüber 784 728 t im Jahr 1940 und 594 700 t im Jahr 1935).

## Buchbesprechungen.

**Ramsauer, Carl, Prof. Dr.: Zehn Jahre Elektronenmikroskopie.** Ein Selbstbericht des AEG-Forschungs-Instituts. Mit 150 Abb. Berlin: Julius Springer 1941. (123 S.) 8°. 4 *R.M.*

Vom Elektronenmikroskop und Uebermikroskop erwartet man derartige Fortschritte in unseren Erkenntnissen, daß sich über die engere Fachwelt hinaus auch die Allgemeinheit mit diesen neuen Hilfsmitteln beschäftigt. Für sie ist der Bildbericht bestimmt, den das Forschungsinstitut der Allgemeinen Elektrizitäts-Gesellschaft als Schrittmacherin auf dem Gebiet der Elektronenmikroskopie herausgibt. Es ist reizvoll, schon an diesen Bildern die Fortschritte, die in der Elektronenmikroskopie in 10 Jahren erzielt worden sind, zu verfolgen. Die Klarheit der Oberflächenbilder von Metallen bei mehr als zehntausendfacher Vergrößerung läßt auch für die Metallkunde noch vieles von der Elektronen- und Uebermikroskopie erhoffen.

Hans Schmitz.

**Gestaltung und Anwendung von Gummiteilen.** Ausgabe Mai 1941. Aufgestellt vom VDI-Fachauschuß für Kunst- und Preßstoffe. (Mit 92 Bildern.) Berlin NW 7: VDI-Verlag, G. m. b. H., 1941. (22 S.) 4°. 2 *R.M.* (VDI-Richtlinien. VDI 2005.)

Das Heft stellt sich die Aufgabe, durch übersichtliche Zusammenstellung der wesentlichen mechanischen, chemischen und elektrischen Eigenschaften von Weichgummi aus Natur- und Kunstkautschuk es dem technischen Verbraucher zu ermöglichen, eine zweckmäßige Auswahl unter den zahlreichen heute verfügbaren Weichgummisorten zu treffen.

Einer werkstoffgerechten Konstruktion sollen durch eine kurze Beschreibung der Herstellungsverfahren, der erreichbaren Maßgrenzen und der Schwindmaße die Wege geebnet werden. Durch solche Angaben sowie durch die Aufstellung von Grundregeln für die Gestaltung von Weichgummiteilen wird eine leichtere Verständigung zwischen den technischen Verbrauchern und den Herstellern ermöglicht. Dabei wird besonders auf die technisch wichtigen Gummimetallverbindungen eingegangen.

Schließlich sind die wichtigsten technischen Anwendungen von Weichgummi und Hartgummi, so z. B. Federungssteile, Kupplungen, Dichtungen, Lager, Keilriemen und Auskleidungen in ihren wesentlichen Eigenschaften kurz beschrieben.

Nach Auswertung weiterer Ergebnisse sollen in der nächsten Ausgabe die Richtlinien ausgestaltet werden. Dabei ist vor allem an die Aufstellung rechnerischer Beziehungen zwischen Form-

gebung und elastischen Eigenschaften von Bauteilen aus Weichgummi gedacht.

Hermann Roelig.

**Bachof, Otto, Regierungsassessor, Leiter der Preisüberwachungsstelle des Regierungspräsidenten in Koblenz: Der Kalkulationserlaß, insbesondere in seinem Verhältnis zum Preisstopprecht und zu anderen Preisbestimmungen.** Essen: Verlag Glückauf, G. m. b. H., 1941. (28 S.) 8°. 1 *R.M.*

Die kleine Schrift behandelt die wichtigsten Bestimmungen für das heutige Preisrecht, Stopppreise und kalkulierte Preise, die Preisbildung im Wege der Vergleichskalkulation und des sogenannten Kalkulationserlasses für völlig neue Waren, wobei sie auch auf das Verhältnis der kalkulierten Preise zu den preisrechtlichen Sonderbestimmungen und zu § 22 KWVO. eingeht.

Die Ausführungen stellen ein gutes Hilfsmittel für die praktische Anwendung der genannten Vorschriften dar.

Hans Euler.

**Böhler, Otto: Geschichte der Gebr. Böhler & Co., A.-G., 1870 bis 1940.** Berlin: Volk und Reich, Verlag, 1941. (138 S.) 4°. (Steirischer Stahl für Werkzeug und Waffe. Bd. 1.)

Als die Brüder Emil und Albert Böhler im Jahre 1870 in Wien eine Stahlhandlung gründeten, übernahmen sie die Alleinvertretung für die Stähle der k. k. privilegierten Gußstahlfabrik Kapfenberg. Sie vertrieben diese damals als steirischer Stahl bereits weltbekannten Erzeugnisse von Anfang an als „Böhlerstahl“. Durch die entgegenkommende und mit Sorgfalt betriebene Behandlung ihrer Kunden wandelte sich diese zunächst als eine Handelsmarke gedachte Bezeichnung zu einem Gütebegriff, der dem Unternehmen in seiner siebenzigjährigen Entwicklung zum Edelstahlkonzern die Wege geebnet hat. Die Umwandlung des Handelsbetriebes zur Erzeugungsstätte, die ihre Anlagen zur Stahlgewinnung, -veredlung und -verarbeitung in der Ostmark auf dem eisengeschichtlich so bedeutsamen Boden von Kapfenberg und Waidhofen und im Altreich in Düsseldorf betreibt, der Ausbau des Fertigungsplanes und die damit zusammenhängende Ausgestaltung der Betriebe und Verbesserung der Betriebseinrichtungen nebst den Bestrebungen zum Wohle der Gefolgschaft, alle diese Vorgänge sind in dem Buche knapp zusammengefaßt und in einheitlicher, überzeugend wirkender Weise gestaltet worden, die durch Bilder aus alter und neuer Zeit in glücklicher Weise belebt und ergänzt wird.

Herbert Dickmann.



## Vereins-Nachrichten.

### Änderungen in der Mitgliederliste.

- Altpeter, Walter*, Dr.-Ing., Betriebsführ., Fried. Krupp A.-G., Elektrostahlwerk Nord, Essen; Wohnung: Düppelstr. 24. 35 006
- Arauner, Rudolf*, Dipl.-Ing., Direktor, Geschäftsführer der Fa. Dr. C. Otto & Comp., G. m. b. H., Bochum; Wohnung: Essen-Bredeneu, Am Wiesental 8. 28 004
- Hesemann, Fritz*, Direktor i. R., Ratibor, Sandstr. 4. 96 006
- Nitzsche, Eugen*, Dr.-Ing., Werksleiter, Prokurist, Aluminiumwerke Nürnberg G. m. b. H., Nürnberg 2; Wohnung: Bauer-gasse 14. 22 126
- Philipp, Otto*, Dipl.-Ing., Direktionsassistent, Aluminium-Walzwerke Singen G. m. b. H., Singen (Hohentwiel); Wohnung: Oberdorfstr. 29. 24 076
- Riener, Franz*, Dipl.-Ing., Leiter des Stahlwerkes u. der Gießerei der Berg- u. Hüttenwerksgesellschaft Ost G. m. b. H., Berlin. 39 454
- Schirner jr., Karl*, Direktor, Hüttenwerk Emil Schmidt G. m. b. H., Berlin-Lichtenberg, Herzbergstr. 35, und Walzeisen- u. Metallhandel A.-G., Berlin SW 68, Ritterstr. 81; Wohnung: Berlin-Schmargendorf, Weinheimer Str. 25 b. 37 394
- Scholz, Kurt*, Dipl.-Ing., Betriebsdirektor, Stahlwerke Braunschweig G. m. b. H., Werk Stalowa Wola, Stalowa Wola 2 über Krakau 2 (Generalgouvernement). 40 128
- Seidel, Eberhard*, Ingenieur, Betriebsleiter, Preßwerk Laband G. m. b. H., Laband (Oberschles.); Wohnung: Im Waldwinkel 15. 37 411
- Striegan, Georg*, Dipl.-Ing., Werksdirektor, Vereinigte Oberschles. Hüttenwerke A.-G., Abt. Julienhütte, Bobre Karf 1 über Beuthen (Oberschles.); Wohnung: Eichendorffstr. 14. 25 121
- Tiedemann, Otto*, Dr.-Ing., Deutsche Waffen- u. Munitionsfabriken A.-G., Werk Borsigwalde, Berlin-Borsigwalde, Eichhorndamm 103—127; Wohnung: Berlin N 65, Togostr. 31. 35 537
- Wagener, Alfons*, Dr.-Ing., Direktor, Liefergemeinschaft der Luxembg. Eisenerzgruben, Luxemburg; Wohnung: Wilhelm Avenue 48. 14 098

### Gestorben:

- Koehler, Adolf*, Dr.-Ing. E. h., Kommerzienrat, Wetzlar. \* 3. 1. 1882, † 13. 12. 1941. 26 055
- Linnhoff, Ernst*, Dipl.-Ing., Direktor, Hamm. \* 26. 1. 1877, † 22. 12. 1941. 27 156
- Ludwig, Robert*, Dipl.-Ing., Komotau. \* 31. 5. 1888, † 14. 11. 1941. 23 110
- Müller, Wolf Johannes*, Dr. phil., Professor, Wien. \* 8. 7. 1874, † 9. 12. 1941. 31 067
- Puppe, Johann*, Dr.-Ing., Dr. techn. h. c., Dr.-Ing. E. h., Neiß. \* 14. 4. 1882, † 19. 12. 1941. 07 086
- Wruck, Herbert*, Rechtsanwalt, Gleiwitz. \* 16. 7. 1887, † 10. 9. 1941. 23 185

### Neue Mitglieder.

- Klein, Gustav*, Dipl.-Ing., Betriebsingenieur, Witkowitz Bergbau- u. Eisenhütten-Gewerkschaft, Walzwerk, Mähr. Ostrau 10. 42 030
- Schaar, Kurt*, Dipl.-Ing., Werkstoffingenieur, Bayerische Motoren-Werke A.-G., Abt. Flugmotoren E.-W., Berlin-Spandau; Wohnung: Berlin W 35, Steinmetzstr. 53. 42 031
- Sperlich, Johannes*, stud. rer. met., Gleiwitz, Spitzweg 10. 42 032
- Voit, Martin*, Werkstoffprüfingenieur, Mauser-Werke A.-G., Oberndorf (Neckar); Wohnung: Sulz (Neckar), Dietrich-Eckart-Weg 12. 42 033

### Eisenhütte Südost,

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

Samstag, den 17. Januar 1942, 18 Uhr, findet im Hörsaal I der Montanistischen Hochschule in Leoben ein

#### Vortragsabend

statt. Dr.-Ing. Carl Duckwitz, Duisburg-Huckingen, spricht über: Das Verhalten von Stählen in der Wärme.

Ab 20 Uhr zwanglose Zusammenkunft in der Bürgerstube des Grand-Hotels in Leoben.

### Johann Rudolf Solt †.

Am 6. Oktober 1941 starb an den Folgen einer schweren Krankheit unser Mitglied Dipl.-Ing. Johann Rudolf Solt, Direktor-Stellvertreter i. R. der Skodawerke in Pilsen, im 64. Lebensjahre.

Solt wurde am 27. Februar 1878 in Czernowitz geboren. Er entstammte einer kinderreichen deutschen Siedlerfamilie. Sein Vater war Sägewerksverwalter in Dorna Watra in der Bukowina. In seiner Geburtsstadt Czernowitz besuchte er das Gymnasium und die Oberrealschule und anschließend in den Jahren 1897 bis 1902 die Technische Hochschule in Wien, an der er auch die zweite Staatsprüfung ablegte.

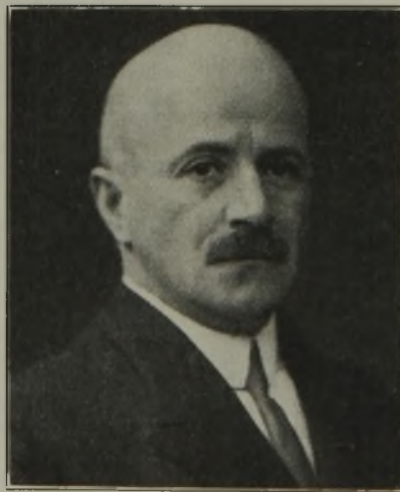
Solts ureigenstes Fachgebiet war der Großgasmaschinenbau. Seine Praxis begann er im Jahre 1903 bei der Firma Gebr. Körting, Hannover; von dort führte ihn sein Weg zum Eisenwerk Witkowitz. Dort machte er die erste Entwicklung der Großgasmaschinen unter dem seinerzeit bekannten Fachmann Oberingenieur Ludwig mit. Da das Werk größten Wert auf die Nutzbarmachung des Hochofengases für Kraftzwecke legte, so bot sich hier reichlich Gelegenheit zur Entwicklungsarbeit. Im Jahre 1909 übernahm er als Oberingenieur die Leitung der Gasmaschinenabteilung der Skodawerke in Pilsen, deren Chef er bis zum Jahre 1927 blieb.

Solt war ein sehr fleißiger Konstrukteur, der mit äußerster Zähigkeit seine Ziele verfolgte und der unabhängig von den allgemeinen Richtlinien des normalen Großgasmaschinenbaues neue konstruktive Einzelheiten schuf. Hierher gehören besonders die Entwicklung neuer wichtiger Ausführungsformen von Pleuel- und Kolbenstangenschrauben, das hintergedrehte Gewinde, die Kugelbundkupplung für Kolbenstangen, die bessere Führung von Gas-Luft und Auspuff, die Verbesserung der Verbrennung durch Vielzündanordnung, die Herabsetzung der bewegten

Massen zur Erzielung höherer Drehzahlen, Verbesserung an den Zylindern usw. Betriebssicherheit und Vergrößerung der Einheiten waren seine Leitgedanken; bei allen Gestaltungen blieb er durch und durch Techniker, der sich auch durch Schwierigkeiten in der Kostenfrage nicht abschrecken ließ. Die Bedeutung und der Ruf, den die Großgasmaschinen der Skodawerke überall erlangten, waren ihm wesentlich auf Solts grundlegende Arbeiten zurückzuführen.

Leider hatte Solt nicht mehr das Glück, die Früchte seiner schöpferischen Tätigkeit zu ernten, da er aus persönlichen Gründen vorzeitig seinen Posten aufgab. Er sollte einer Berufung als Professor für Großgasmaschinenbau an die Technische Hochschule nach Wien folgen; durch die damaligen schwierigen Wirtschaftsverhältnisse zerschlug sich dieser Plan jedoch. Nach seinem Austritt aus den Skodawerken arbeitete er auf dem Gebiete des Großgasmaschinenbaues selbständig weiter; eine ganze Reihe von Werken des In- und Auslandes hat seine Verbesserungen übernommen. In einer Anzahl sehr beachtenswerter Aufsätze in der Zeitschrift „Stahl und Eisen“ hat Solt wertvolle Richtlinien für die künftige, wünschenswerte Gestaltung der neuzeitlichen Großgasmaschine zum Antrieb von elektrischen Generatoren und Hochofen- oder Stahlwerksgebläsen entwickelt, bei denen er bisher noch nicht erreichte Abmessungen zugrunde legte. Leider war es ihm nicht vergönnt, seine großen Pläne voll zu verwirklichen.

Trotz seinem oft harten Wesen hatte Solt ein warmes Herz und half jedem durch Rat und Tat. Persönlich lebte er in größter Bescheidenheit. Besonders auf den Eisenhütten im ehemaligen Oesterreich und der späteren Nachfolgestaaten hat er sich eine große Anzahl von Anhängern und Freunden geschaffen, die ihm stets ein ehrendes Gedenken bewahren werden.



*J. Solt*