

# 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 4

28. JANUAR 1943

63. JAHRGANG

### Die Festigkeitseigenschaften vergüteter Chrom-Mangan-Einsatzstähle.

Von Alfred Krisch in Düsseldorf.

[Mitteilung aus dem Kaiser-Wilhelm-Institut für Eisenforschung<sup>1</sup>].

(Untersuchung von Stangen mit 20 bis 60 mm Dmr. aus Stählen mit 0,13 bis 0,20% C, 0,13 bis 0,46% Si, 1,0 bis 1,4% Mn und 0,8 bis 1,5% Cr nach Abschrecken von 820 bis 840° in Wasser und Anlassen auf Temperaturen bis 550°, besonders auf 220°, auf Streckgrenze, Zugfestigkeit, Bruchdehnung, Einschnürung, Brinellhärte und Kerbschlagzähigkeit, diese auch bei -25 und -70°.)

Zur Feststellung, ob die Einsatzstähle EC 80 und EC 100 nach DIN E 1664 auch als Vergütungsstähle hoher Festigkeit Verwendung finden können, wurden von Stangen mit 20, 30 und 60 mm Dmr. aus mehreren Schmelzungen, deren Zusammensetzung in *Zahlentafel 1* angegeben ist, Abschnitte entnommen und vergütet.

ermittelt (*Zahlentafel 1*). Außerdem wurden bei den Temperaturen 820 bis 880° Proben aus einigen dieser Stangen gehärtet und gebrochen. Die Unterschiede im Bruchgefüge zwischen den einzelnen Härtetemperaturen erwiesen sich als sehr gering, wenn auch für Stahl EC 80 sich bei 840 bis 860°, für EC 100 bei 820 bis 840° ein etwas feineres Gefüge

Zahlentafel 1. Chemische Zusammensetzung und Umwandlungspunkte der untersuchten Stähle.

Werkstoff	Deliefert von Werk	C %	Si %	Mn %	P %	S %	Cr %	Mo %	Ni %	Erschmolzen im <sup>1</sup> )	Ac <sub>3</sub> -Umwandlung °C
EC 80, untere Gehaltsgrenze	I	0,15	0,31	1,02	0,014	0,008	0,89	0,06	0,11	L	831
	II	0,16	0,35	1,14	0,020	0,007	0,90	0,07	0,13	L	831
	III	0,13	0,28	1,28	0,013	0,008	0,81	<0,05	0,22	L	821
EC 80, obere Gehaltsgrenze	I	0,16	0,39	1,38	0,030	0,027	1,03	<0,05	0,05	SM	836
	II	0,15	0,46	1,33	0,023	0,007	1,02	<0,05	0,05	L	844
	III	0,18	0,30	1,21	0,020	0,022	1,04	<0,05	0,09	SM	835
EC 100, untere Gehaltsgrenze	I	0,15	0,37	1,39	0,020	0,024	1,13	<0,05	0,06	SM	832
	II	0,18	0,13	1,37	0,035	0,022	1,20	<0,05	0,11	L	815
	III	0,18	0,34	1,36	0,018	0,013	1,35	<0,05	0,08	L	815
EC 100, obere Gehaltsgrenze	I	0,18	0,30	1,40	0,028	0,030	1,54	0,07	0,05	SM	827
	II	0,20	0,39	1,29	0,030	0,017	1,54	<0,05	0,09	L	822
	III	0,19	0,30	1,36	0,021	0,019	1,43	<0,05	0,07	L	805

<sup>1</sup>) L = basischer Lichtbogenofen, SM = basischer Siemens-Martin-Ofen.

Während bei einem Einsatzstahl die Wärmebehandlung so abgestimmt werden muß, daß sie sowohl für die aufgekohlte Einsatzschicht als auch für den Kern mit dem unveränderten Kohlenstoffgehalt günstige Eigenschaften ergibt, ist dies bei einem Vergütungsstahl nicht notwendig. Hierdurch fallen Beschränkungen in dem Abschreckmittel und der Abschrecktemperatur fort. Um eine höhere Festigkeit zu erzielen, wurde als Abschreckmittel für die Mehrzahl der Versuche Wasser angewandt. Soweit dieses mit Rücksicht auf die Gestalt der Fertigteile nicht anwendbar ist, bietet eine vorausgegangene Untersuchung<sup>2</sup>), bei der alle Abschnitte bis 30 mm Dmr. von 810°, über 30 mm Dmr. von 830° in Öl abgeschreckt und 2 h bei 160° entspannt wurden, eine Reihe von Unterlagen.

Zur Bestimmung der zweckmäßigen Härtetemperatur wurden von allen Schmelzungen die Umwandlungspunkte

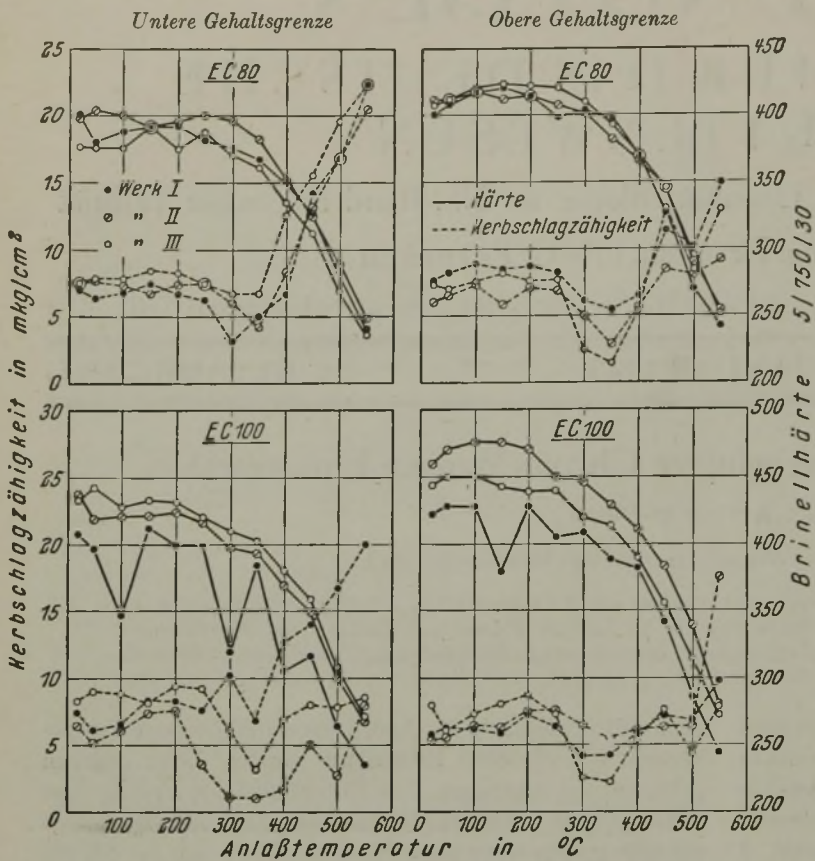
<sup>1</sup>) Siehe Pomp, A., und A. Krisch: Mitt. K.-Wilh.-Inst. Eisenforsch. 24 (1942) Lfg. 15, S. 219/34.

<sup>2</sup>) Pomp, A., und A. Krisch: Mitt. K.-Wilh.-Inst. Eisenforsch. 23 (1941) S. 135/85; Krisch, A.: Stahl u. Eisen 62 (1942) S. 48/53.

ergab. Aus den Umwandlungspunkten ergibt sich etwa der gleiche Wert für die Höhe der Härtetemperatur.

Da bekannt war, daß die hier untersuchten Stähle bei Anlaßtemperaturen um 300° zu Versprödungen neigen, wurden zunächst in Vorversuchen die günstigsten Anlaßtemperaturen bestimmt. Hierzu wurden von allen Schmelzungen Abschnitte aus den 20-mm-Stangen von 112 mm Länge von 830 bis 840° (EC 80) oder 820 bis 830° (EC 100) in Wasser abgeschreckt und dann auf Temperaturen bis zu 550° angelassen. Aus der Mitte dieser Abschnitte wurden zwei Kerbschlagbiegeproben (10 × 10 × 55 mm<sup>3</sup> mit 3 mm tiefem Kerb von 2 mm Dmr.) entnommen und auf ihnen nach dem Versuch die Brinellhärte gemessen. Die Ergebnisse sind in den *Bildern 1 bis 4* wiedergegeben.

Für alle Werkstoffe ergibt sich vom gehärteten Zustand bis zu einer Anlaßtemperatur von 200 bis 250° keine Änderung für Härte und Kerbschlagzähigkeit. Während die Härte bei weiterer Erhöhung der Anlaßtemperatur ständig abfällt, durchläuft die Kerbschlagzähigkeit einen Tiefstwert, der für einige Schmelzungen schwach, für die



Bilder 1 bis 4. Änderung der Kerbschlagzähigkeit und Härte bei den Stählen EC 80 und EC 100 mit der Anlaßtemperatur.

anderen aber deutlich ausgeprägt ist und bei 300 bis 350° liegt, so daß diese Anlaßtemperaturen zu vermeiden sind. Bei den Schmelzungen, die den stärksten Abfall der Kerbschlagzähigkeit aufweisen, zeigt sich noch ein zweiter, schwächerer Tiefstwert bei 500°. Bei diesen Stählen ist es daher nur möglich, nach dem Härten eine Entspannung bis etwa 250° durchzuführen, dagegen kann man nicht die Zugfestigkeit durch Anlassen ändern, solange man auf gute Kerbschlagzähigkeit Wert legt. Aus diesem Grunde wurden die Abschnitte aus den einzelnen Stangen von 830 bis 840° (EC 80) oder 820 bis 830° (EC 100) in Wasser gehärtet und dann bei 220° angelassen.

Alle untersuchten Abschnitte wurden nach dem Abschrecken und nach dem Anlassen auf die Brinellhärte an der Oberfläche geprüft, wobei jeder Abschnitt an zwei gegenüberliegenden Stellen abgedrückt wurde. Die Härtemessung über den Querschnitt (Bilder 5 und 6) ergab namentlich bei Stahl EC 80 Unterschiede zwischen Rand- und Kernhärte. Bei den 30-mm-Proben der unteren Gehaltsgrenze fällt die Kernhärte auf 310 bis 340 Brinelleinheiten ab, obwohl am Rand Härten von mehr als 400 Einheiten gemessen wurden. Bei Stahl EC 100 sind die 30-mm-Abschnitte mit einer Ausnahme in der Härte gleichmäßiger; die 60-mm-Abschnitte zeigen jedoch bei allen drei Wärmebehandlungen fast ausnahmslos beträchtliche Härteunterschiede zwischen Rand und Kern (etwa 60 bis 110 Brinelleinheiten).

Wie in früheren Untersuchungen<sup>3)</sup> wurden die Abschnitte durch Entnahme von Zerreiß- und Kerbschlagproben (10 × 10 × 55 mm<sup>3</sup> mit 3 mm tiefem Kerb von 2 mm Dmr.) aus Rand und Kern (bei 20 mm Dmr. nur aus dem Kern, bei 60 mm auch Querproben) geprüft. Die Ergebnisse sind in den Bildern 7 und 8 wiedergegeben.

Von den 20-mm-Abschnitten aus Stahl EC 80 (Bild 7) erreichten vier eine Zugfestigkeit von 130 bis 140 kg/mm<sup>2</sup>, während die Stange mit besonders niedrigem Kohlenstoffgehalt (0,13 %) auf eine Zugfestigkeit von nur 125 kg/mm<sup>2</sup> und die Stange mit dem höchsten Kohlenstoffgehalt (0,18 %) auf 142 kg/mm<sup>2</sup> vergütet worden ist. Bei den 30-mm-Abschnitten konnte eine Zugfestigkeit von nur 120 bis 130 kg/mm<sup>2</sup> am Rand erzielt werden, wiederum mit Ausnahme der Stange mit dem höchsten Kohlenstoffgehalt. Im Kern ergaben sich dabei für die Stangen der unteren Gehaltsgrenze Werte bis herab zu 110 kg/mm<sup>2</sup>, während diese für die obere Gehaltsgrenze 120 bis 130 kg/mm<sup>2</sup> betragen. Da die 20-mm-Abschnitte höhere Streckgrenzenverhältnisse hatten als die 30-mm-Abschnitte, wurden für die Streckgrenze diese Einflüsse des Durchmessers noch verstärkt; Streckgrenzen von 105 bis 115 kg/mm<sup>2</sup> für 20 mm Dmr. stehen solche von 85 bis 105 kg/mm<sup>2</sup> für 30 mm Dmr. (mit einer Ausnahme) gegenüber. Die Bruchdehnung (L = 5 d) liegt zwischen 9 und 15 %, die Brucheinschnürung zwischen 40 und 55 %. Die Kerbschlagzähigkeit beträgt 7 bis 11 mkg/cm<sup>2</sup>.

Bei dem Stahl EC 100 (Bild 8) hat in der unteren Gehaltsgrenze die Lieferung von Werk I gegenüber den Normvorschriften einen zu niedrigen Kohlenstoff- und Chromgehalt. Die Festigkeitseigenschaften dieser Schmelzung

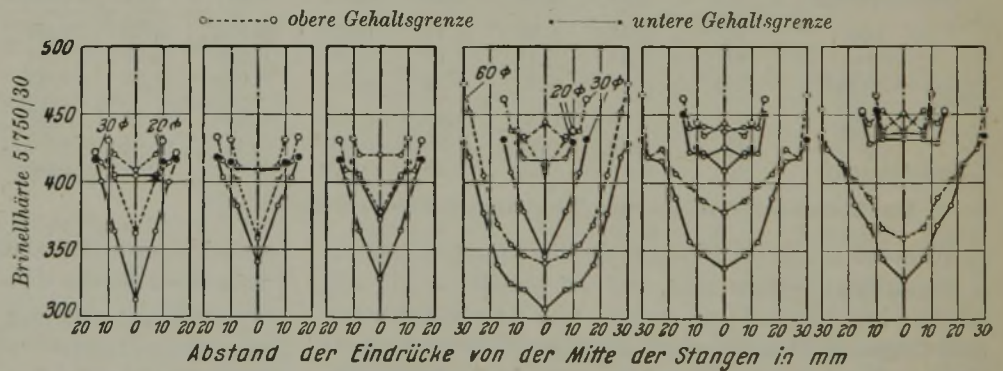


Bild 5. Stahl EC 80, von 830 bis 840° in Wasser abgeschreckt und bei 220° angelassen.

Bild 6. Stahl EC 100, von 820 bis 830° in Wasser abgeschreckt und bei 220° angelassen.

Bilder 5 und 6. Verlauf der Härte über den Querschnitt der untersuchten Stangen.

stimmen daher mit denen der übrigen fünf Schmelzungen mehrfach nicht überein. Die 20- und 30-mm-Abschnitte erreichen bei diesen fünf Schmelzungen Zugfestigkeiten von 140 bis 155 kg/mm<sup>2</sup>, wobei die Stangen der oberen Gehaltsgrenze mit Ausnahme einer 30-mm-Stange 150 bis 155 kg/mm<sup>2</sup> aufweisen. Die Durchhärtung der 60-mm-Abschnitte ist auch bei dieser Wärmebehandlung nicht befriedigend; wenn auch die Randfestigkeit bei diesen fünf

<sup>3)</sup> Pomp, A., und A. Krisch: Mitt. K.-Wilh.-Inst. Eisenforsch. 20 (1938) S. 103/23; vgl. Stahl u. Eisen 58 (1938) S. 980. Pomp, A., und A. Krisch: Mitt. K.-Wilh.-Inst. Eisenforsch. 21 (1939) S. 309/26; vgl. Stahl u. Eisen 59 (1939) S. 1294/95.

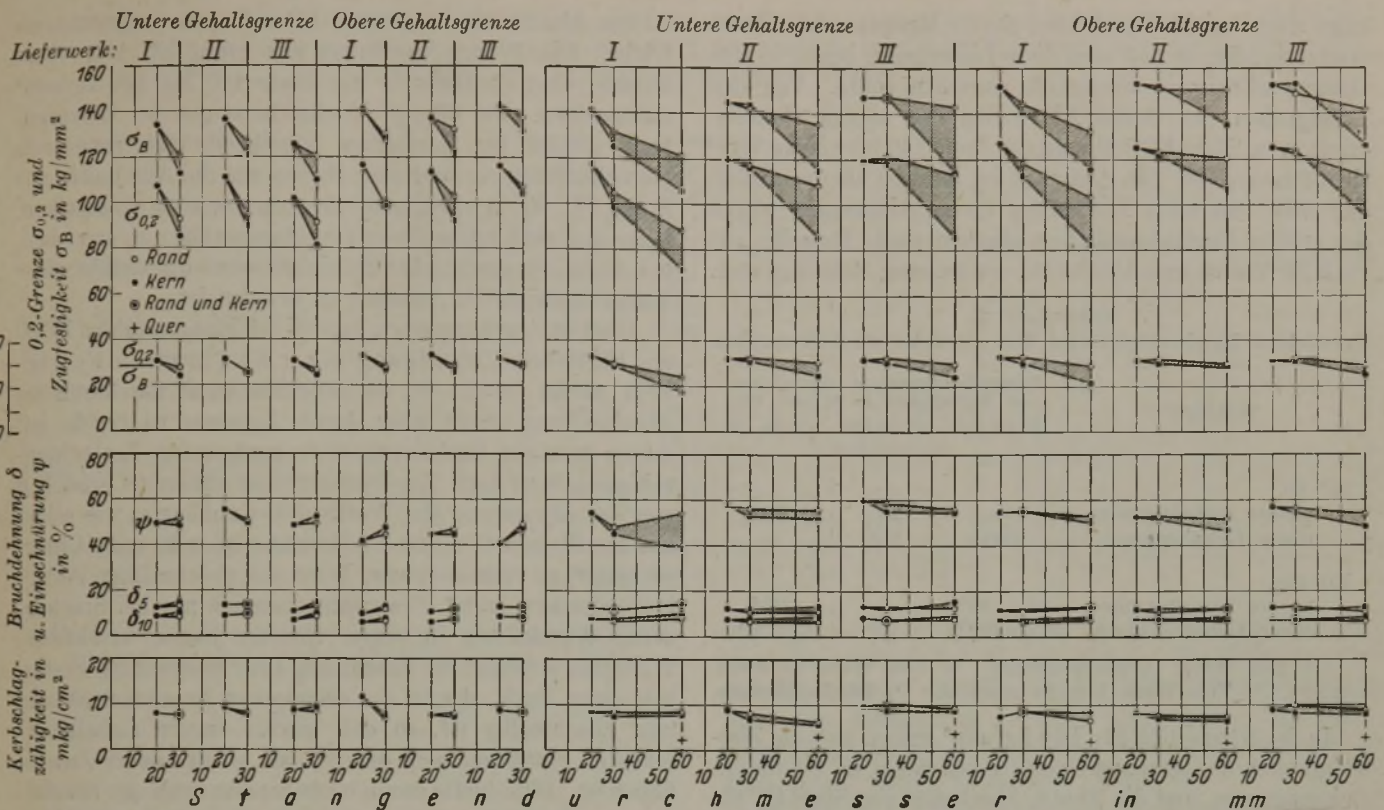


Bild 7. Stahl EC 80, von 830 bis 840° in Wasser abgeschreckt und bei 220° angelassen.

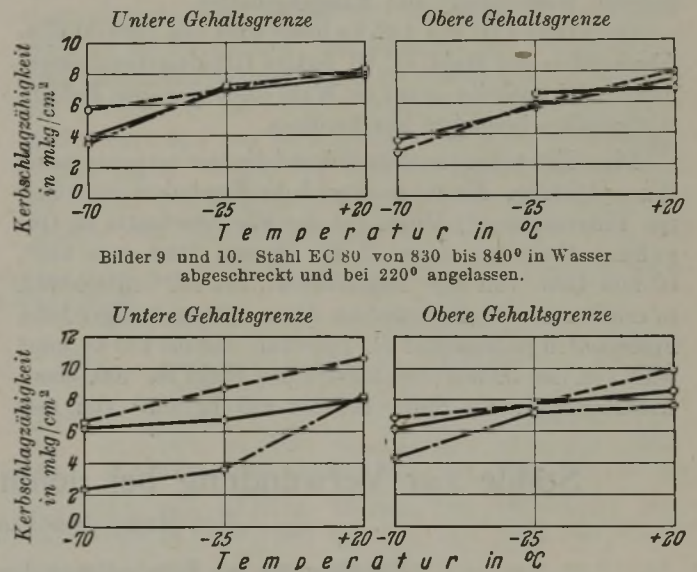
Bild 8. Stahl EC 100, von 820 bis 830° in Wasser abgeschreckt und bei 220° angelassen.

Bilder 7 und 8. Ergebnisse der Zug- und Kerbschlagversuche bei Raumtemperatur an den Versuchsstangen.

Schmelzungen stets über 130 kg/mm<sup>2</sup> liegt (bis hinauf zu 151), so beträgt die Kernfestigkeit bei drei Schmelzungen nur 115 kg/mm<sup>2</sup>. Die Unterschiede zwischen Rand und Kern betragen 15 bis 28 kg/mm<sup>2</sup> und sind als sehr hoch zu bezeichnen. Das Streckgrenzenverhältnis der fünf Schmelzungen liegt fast stets über 80 % bei den 20-mm- und 30-mm-Stangen und über 75 % bei den 60-mm-Stangen. Da namentlich bei 60 mm Dmr. die Kernproben ein kleineres Streckgrenzenverhältnis aufweisen als die Randproben, werden bei den 60-mm-Abschnitten die Festigkeitsunterschiede für die Streckgrenze noch vergrößert. Die Streckgrenze der 20- und 30-mm-Abschnitte beträgt 115 bis 125 kg/mm<sup>2</sup> mit geringen Abweichungen, die der 60-mm-Abschnitte dagegen nur 104 bis 120 kg/mm<sup>2</sup> für die Randzone, 83 bis 107 kg/mm<sup>2</sup> für die Kernzone. Die Bruchdehnung (L = 5d) liegt für alle untersuchten Schmelzungen über 10 %, die Einschnürung beträgt 45 bis 60 %, wobei die Kernproben der 60-mm-Abschnitte von Werk I (untere Gehaltsgrenze) herausfallen. Die Kerbschlagzähigkeit ist in Anbetracht der hohen Festigkeit als gut zu bezeichnen; sie beträgt 7 bis 10 mkg/cm<sup>2</sup>, nur bei einer 60-mm-Stange wurden Werte von 5 bis 6 mkg/cm<sup>2</sup> gemessen. Die Festigkeit der Querproben liegt meistens etwas unter der Festigkeit der Kernlängsproben; mehrfach sind die Bruchdehnungs- und Einschnürwerte gering. Die Querkerbschlagproben erreichen Werte von 1,6 bis 3,7 mkg/cm<sup>2</sup>.

Um einen Ueberblick über die Kerbschlagzähigkeit der beiden Stähle bei tiefen Temperaturen zu erhalten, wurden aus der Randzone der 30-mm-Abschnitte vier weitere Kerbschlagproben entnommen und bei -25 und -70° geprüft (Bilder 9 bis 12). Mit einer Ausnahme zeigte sich ein allmählicher Abfall der Werte auf 3 bis 7 mkg/cm<sup>2</sup> für -70°.

Weitere, in ähnlichem Umfang durchgeführte Versuchsreihen<sup>1)</sup> bestätigten die Ergebnisse der Vorversuche, daß bei Anlaßtemperaturen von 300 bis 400° die



Bilder 9 und 10. Stahl EC 80 von 830 bis 840° in Wasser abgeschreckt und bei 220° angelassen.



Bilder 11 und 12. Stahl EC 100 von 820 bis 830° in Wasser abgeschreckt und bei 220° angelassen.

Bilder 9 bis 12. Änderung der Kerbschlagzähigkeit mit der Temperatur bei den untersuchten Stangen.

Kerbschlagzähigkeit beträchtlich absinkt. Teilt man die Versuchsabschnitte, die nicht wegen zu geringer Kerbschlagzähigkeit ausfallen, nach ihrer Zugfestigkeit in die Stufen 110 bis 125, 125 bis 140 und 140 bis 155 kg/mm<sup>2</sup> ein, so erhält man etwa folgende Gruppierung (Zahlentafel 2).

Die Stufe 140 bis 155 kg/mm<sup>2</sup> wird von den Abschnitten mit 20 und 30 mm Dmr. aus Stahl EC 100 erreicht, ebenso von den 20-mm-Abschnitten aus Stahl EC 80, obere Gehaltsgrenze. Bei Stahl EC 80 ist dabei die Lieferung von Werk II zu streichen; auch die 30-mm-Stange des Werkes I von EC 100, untere Gehaltsgrenze, erreicht 140 kg/mm<sup>2</sup> nicht. In beiden Fällen ist die Ursache in dem geringen Kohlenstoffgehalt zu suchen (0,15 %); anscheinend

kann dieser nicht hinreichend durch Mangan oder Chrom ersetzt werden, so daß man diese Lieferungen besser in eine Gruppe niedrigerer Festigkeit einreihen sollte. Von den Randproben der 60-mm-Abschnitte der oberen Gehaltsgrenze von Stahl EC 100 wird die Stufe 140 bis 155 kg/mm<sup>2</sup> ebenfalls erreicht. Die Festigkeit im Kern ist aber so gering, daß man von einer Einstufung dieser Abmessung wegen der großen Ungleichmäßigkeit absehen muß. Dasselbe gilt auch für die 60-mm-Abschnitte der unteren Gehaltsgrenze.

Zahlentafel 2.

Erreichte Zugfestigkeiten bei den Versuchsstangen.

Werkstoff	Stangendurchmesser in mm, bei dem eine Zugfestigkeit in kg/mm <sup>2</sup> von		
	140 bis 155	125 bis 140	110 bis 125
EC 80, untere Gehaltsgrenze obere Gehaltsgrenze	— 20 <sup>2)</sup>	20 30 <sup>2)</sup>	30 <sup>1)</sup> —
EC 100, untere Gehaltsgrenze obere Gehaltsgrenze	20 u. 30 <sup>3)</sup> 20 u. 30 (20) <sup>4)</sup>	— —	(20) <sup>4)</sup> (30) <sup>1)</sup> <sup>4)</sup>

1) Von Werk II überschritten. 2) Von Werk II nicht erreicht. 3) Von Werk I nicht erreicht. 4) Bei Oelhärtung.

In die Stufe 125 bis 140 kg/mm<sup>2</sup> reihen sich die Zugfestigkeiten der 20-mm-Abschnitte von Stahl EC 80, untere Gehaltsgrenze, und die 30-mm-Abschnitte von Stahl EC 80, obere Gehaltsgrenze (wieder ohne Werk II). Bei Werk II der unteren Gehaltsgrenze wird diese Stufe auch von den 30-mm-Abschnitten erreicht, vermutlich wegen des etwas höheren Kohlenstoff- und Mangangehaltes.

Die Stufe 110 bis 125 kg/mm<sup>2</sup> wird von zwei 30-mm-Abschnitten aus Stahl EC 80, untere Gehaltsgrenze, eingehalten. Hier scheint es auf die Wahl eines niedrigen Kohlenstoffgehaltes besonders anzukommen.

Diese Einstufung bezieht sich auf die hier vorgenommene Wasserhärtung. Nimmt man noch die Ergebnisse der früheren Untersuchung<sup>2)</sup> hinzu, bei der alle Abschnitte in Oel gehärtet worden waren (5 bis 30 mm Dmr. von 840°, 60 mm Dmr. von 830° abgeschreckt, bei 160° entspannt), so erhält man für die einzelnen Abmessungen weniger hohe Festigkeiten (Zahlentafel 2). Die Stufe 140 bis 155 kg/mm<sup>2</sup> wird von den 20-mm-Abschnitten aus Stahl EC 100, obere Gehaltsgrenze, die Stufe 110 bis 125 kg/mm<sup>2</sup> von den

20-mm-Abschnitten aus Stahl EC 100, untere Grenze, erreicht. Die 30-mm-Abschnitte aus Stahl EC 100, obere Grenze, sind ebenfalls in die Stufe 110 bis 125 kg/mm<sup>2</sup> einzuordnen. Die 60-mm-Abschnitte zeigen bei Oelvergütung infolge der geringeren Festigkeit eine genügende Durchhärtung; sie sind aber ebenso wie die Abschnitte aus Stahl EC 80 in niedrigere Festigkeitsstufen einzureihen. Diese sind auch mit anderen Vergütungsstählen zu erreichen, bei denen die gewünschte Festigkeit ohne die Gefahr einer Versprödung durch Anlassen zu erzielen ist.

Die Untersuchung zeigt, daß bei den Einsatzstählen EC 80 und EC 100 die Einhaltung einer bestimmten Festigkeit nicht leicht ist, da diese Festigkeit nur durch die Abschreckung, nicht aber durch Anlassen zu regeln ist, sofern man auf Einhaltung einer genügenden Kerbschlagzähigkeit Wert legt. Die Festigkeit ist außerdem erheblich von der Abmessung des Werkstückes abhängig, wie schon aus den Bildern 17 bis 20 des Berichtes über die erste Untersuchung<sup>2)</sup> zu vermuten war. Wird eine gleichmäßige Festigkeit gefordert, so ist diese wahrscheinlich nur bei Stücken, deren Wanddicken in engen Grenzen liegen, erreichbar. Weiterhin erfordert die Einhaltung einer bestimmten Festigkeit einen Stahl, der in der chemischen Zusammensetzung sehr gleichmäßig ist, so daß hierfür engere Gehaltsvorschriften notwendig sein dürften, als es für andere Zwecke üblich ist. Dies dürfte durch besondere Auswahl der Schmelzungen, die als Vergütungsstähle verarbeitet werden sollen, möglich sein.

#### Zusammenfassung.

Zur Feststellung, ob die Chrom-Mangan-Einsatzstähle EC 80 und EC 100 nach DIN E 1664 auch als Vergütungsstähle hoher Festigkeit Verwendung finden können, wurden je drei Schmelzungen der unteren und der oberen Gehaltsgrenze dieser beiden Stähle nach Wasserabschreckung auf Temperaturen von 220° angelassen und auf Festigkeitseigenschaften geprüft. Die Untersuchung ergab, daß bei diesen Stählen die Einhaltung einer bestimmten Festigkeit nicht leicht ist, da diese Festigkeit nur durch die Abschreckung, nicht aber durch Anlassen zu regeln ist, sofern auf die Einhaltung einer genügenden Kerbschlagzähigkeit Wert gelegt wird. Mit Stahl EC 100 konnten Zugfestigkeiten von mehr als 140 kg/mm<sup>2</sup> bei guten Kerbschlagzähigkeitswerten eingehalten werden.

## Stähle zur Verwendung bei tiefen Temperaturen und ihre Prüfung.

Von Hans-Joachim Wiester in Essen.

Mitteilung aus den Forschungsanstalten der Firma Fried. Krupp AG., Essen.

[Bericht Nr. 613 des Werkstoffausschusses des Vereins Deutscher Eisenhüttenleute im NSBDT.]

(Schluß von Seite 47.)

Auf Grund der derzeitigen Rohstofflage wurde weiterhin untersucht, ob sich auch bei nickel- und molybdänfreien Stählen noch einwandfreie Ergebnisse bei tiefen Temperaturen erzielen lassen. In den Zahlentafeln 8 bis 10 sind die Prüfergebnisse für eine Reihe solcher Stähle zusammengestellt.

Am Beispiel des Chrom-Mangan-Stahles EC 100 wird in Zahlentafel 8 zunächst die Bedeutung gezeigt, die bei diesen Stählen noch mehr als sonst der Wärmebehandlung zukommt. Der Grund dafür liegt besonders darin, daß mit dem Fortfall des Molybdäns bei diesen Stählen mit einer mehr oder weniger starken Neigung zur Anlaßsprödigkeit zu rechnen ist. Es genügt daher bei der Vergütung dieser Stähle nicht, die Abkühlung bei der Härtung

so schroff zu wählen, als mit Rücksicht auf die Gefahr des Verziehens und des Auftretens von Härte- und Spannungsrissen nur möglich ist und zugleich die Anlaßtemperatur bis dicht unterhalb des Ac<sub>1</sub>-Punktes zu steigern, um einwandfreie Vergütung und höchste Zähigkeit zu erhalten, sondern es muß auch durch rasche Abkühlung nach dem Anlassen für möglichst weitgehende Vermeidung der Anlaßsprödigkeit gesorgt werden, die für das Verhalten bei tiefen Temperaturen als besonders schädlich anzusehen ist. Der für die in Zahlentafel 8 wiedergegebenen Versuche verwendete Stahl zeigte eine ziemlich starke Neigung zur Anlaßsprödigkeit, wie aus den Prüfwerten in Zahlentafel 11 hervorgeht.

Bei den Versuchen über das Verhalten dieses Stahles bei tiefen Temperaturen (Zahlentafel 8) zeigt sich daher durch-

Zahlentafel 8. Einfluß der Wärmebehandlung auf die Kerbschlagzähigkeit und Festigkeitseigenschaften eines Stahles EC 100 mit 0,20 % C, 0,22 % Si, 1,52 % Mn, 0,014 % P, < 0,010 % S und 1,40 % Cr bei tiefen Temperaturen. (Vergütungsquerschnitt 50 mm □.)

Wärmebehandlung	Prüf-temperatur ° C	Streckgrenze kg/mm <sup>2</sup>	Zugfestigkeit kg/mm <sup>2</sup>	Bruch- dehnung (L = 5 d) %	Einschnü- rung %	Kerbschlagzähigkeit in mkg/cm <sup>2</sup>		Brinellhärte 5/750
						DVM-Probe	Probe nach H. Bennek	
850°/Wasser, 2 h 650°/Luft	+ 20	62; 62	74,3; 74,5	24,4; 23,8	75; 75	20,2; 20,3	31,0; 31,8	215 bis 222
	- 180	108/105; 110/105	114,1; 111,8	28,0; 9,6	53; 8	0,8; 1,0	2,5; 2,9	
850°/Wasser, 2 h 650°/Oel	+ 20	64/63; 64/63	74,5; 74,2	23,0; 23,4	75; 75	25,7; 26,5	34,2; 33,3	215 bis 224
	- 180	110/105; 110/106	113,4; 113,7	30,0; 28,8	55; 55	1,2; 1,4	4,4; 19,2	
850°/Wasser, 2 h 680°/Luft	+ 20	53; 52	66,9; 65,5	20,4; 22,0	77; 77	26,8; 27,5	32,4; 34,6	191 bis 198
	- 180	101/97; 101/96	105,8; 104,7	18,2; 13,6	19; 12	0,8; 0,9	2,7; 2,9	
850°/Wasser, 2 h 680°/Oel	+ 20	55/53; 55/54	65,6; 66,0	26,0; 26,1	77; 76	27,4; 28,6	32,8; 32,8	200 bis 211
	- 75	57; 62/58	71,0; 71,4	30,0; 28,8	74; 75	10,7; 12,6	29,0; 30,8	
	- 180	103/97; 104/97	104,5; 104,1	31,6; 28,6	58; 59	0,8; 0,8	19,4; 21,4	
	+ 20	56; 57	68,8; 69,9	24,2; 24,0	77; 76	24,3; 25,4	30,2; 30,3	202 bis 219
850°/Oel, 2 h 680°/Oel	- 75	59/58; 58/57	72,7; 71,9	28,6; 27,8	75; 75	16,5; 17,2	27,9; 28,9	
	- 180	100/98; 99/98	107,0; 105,4	30,6; 30,6	55; 57	0,7; 0,8	18,3; 20,1	
850°/Luft, 2 h 680°/Oel	+ 20	49; 49	63,9; 64,6	26,0; 25,2	75; 74	23,4; 23,6	28,4; 28,6	189 bis 197
	- 75	52; 53	68,7; 68,4	26,6; 24,0	71; 71	12,7; 14,0	24,2; 26,0	
- 180	94/92; 96/92	101,5; 100,7	17,8; 19,8	56; 18	0,6; 0,9	1,3; 2,2		

Zahlentafel 9. Chemische Zusammensetzung untersuchter nickel- und molybdänfreier Stähle.

Stahl- bezeich- nung	% C	% Si	% Mn	% P	% S	% Cr	% Ni	% V
Cr I <sup>1)</sup>	0,09	0,32	0,91	n. b.	n. b.	2,33	—	—
Cr II <sup>1)</sup>	0,20	0,34	0,98	n. b.	n. b.	2,35	—	—
Cr III <sup>1)</sup>	0,32	0,36	1,00	n. b.	n. b.	2,32	—	—
Cr IV <sup>2)</sup>	0,34	0,32	0,56	0,018	0,010	1,08	0,08	—
CrV I <sup>2)</sup>	0,29	0,22	0,66	0,018	0,010	2,64	0,06	0,13
CrV II <sup>2)</sup>	0,27	0,16	1,10	0,017	0,010	0,87	0,15	0,14
Mn I <sup>2)</sup>	0,18	0,45	2,45	0,012	0,010	0,08	0,13	—

<sup>1)</sup> 30-kg-Versuchsguß. — <sup>2)</sup> Betriebsschmelzung. — <sup>3)</sup> VC 135.  
<sup>4)</sup> Alterungsbeständig erschmolzen.

weg eine starke Verschlechterung der Ergebnisse, wenn nach dem Anlassen an Luft statt in Oel abgekühlt wird. Obwohl in den Eigenschaften bei Raumtemperatur noch kein Unterschied zu erkennen ist, fällt bei - 180° die Kerbschlagzähigkeit auch mit der Probe nach H. Bennek auf sehr niedrige

Werte ab; in der Bruchdehnung und Einschnürung zeigt sich ebenfalls vielfach bereits ein Abfall. Die Erhöhung der Anlaßtemperatur von 650 auf 680° führt bei Oelabkühlung nach dem Anlassen zu größerer Sicherheit in den Kerbschlagzähigkeitswerten, ohne deren Abfall bei Luftabkühlung nach dem Anlassen verhindern zu können.

Mit der DVM-Probe werden mit diesen Stählen allgemein nur noch geringe Kerbschlagzähigkeitswerte erreicht. Darin äußert sich offenbar der Fortfall der für die Zähigkeitseigenschaften als besonders günstig anzusehenden Legierungselemente Nickel und Molybdän. Es ist dabei aber zu berücksichtigen, daß auch bei den Chrom-Nickel- und Chrom-Molybdän-Stählen die Kerbschlagzähigkeit mit der DVM-Probe bei - 180° schon sehr stark im Abfallgebiet liegt und nur noch geringe und stark schwankende Werte ergibt. Soweit die Anlaßsprödigkeit ausgeschaltet ist — bei den in dieser Beziehung auch anfälligen reinen Nickel- und Chrom-Nickel-Stählen ist entsprechend den

Zahlentafel 10. Festigkeitseigenschaften bei tiefen Temperaturen von nickel- und molybdänfreien Stählen nach Zahlentafel 9.

Stahl- bezeich- nung	Vergütungs- querschnitt	Wärmebehandlung	Prüf- tempe- ratur ° C	Streckgrenze kg/mm <sup>2</sup>	Zug- festigkeit kg/mm <sup>2</sup>	Bruch- dehnung (L = 5 d) %	Einschnü- rung %	Kerbschlagzähigkeit in mkg/cm <sup>2</sup>		Brinell- härte 5/750 bei + 20°
								DVM-Probe	Probe nach H. Bennek	
Cr I	50 mm □	900°/Wasser, 2 h 680°/Oel	+ 20	46/45; 45	57,0; 57,0	29,6; 29,6	79; 79	24,9; 25,4	30,3; 31,2	153 bis 169
			- 180	92/89; 92/89	93,5; 94,3	34,0; 32,8	54; 52	0,6; 0,9	2,0; 8,5	
Cr II	50 mm □	850°/Wasser, 2 h 680°/Oel	+ 20	58; 58	72,1 72,1;	24,0; 24,0	74; 74	20,1; 21,1	29,0; 30,2	198 bis 215
			- 180	105/102; 104/101	110,3; 110,3	30,2; 20,6	54; 21	0,8; 0,8	19,8; 20,6	
Cr III	50 mm □	850°/Wasser, 2 h 680°/Oel	+ 20	64; 65/64	78,0; 77,8	24,6; 24,6	71; 71	16,1; 17,5	28,8; 29,0	211 bis 226
			- 180	111/106; 111/106	116,7; 117,4	28,0; 24,0	53; 51	0,9; 1,5	17,1; 19,1	
Cr IV	50 mm □	850°/Wasser, 4 h 680°/Oel	+ 20	59; 60/58	72,0; 71,9	25,2; 25,2	73; 72	21,7; 23,1	29,5; 30,7	202 bis 217
			- 180	107/103; 109/104	111,7; 112,0	32,0; 28,8	57; 55	1,4; 1,9	19,2; 22,1	
Cr IV	50 mm □	850°/Wasser, 4 h 680°/Luft	+ 20	55; 56	70,5; 71,6	24,4; 25,0	72; 71	20,7; 21,4	29,9; 30,0	195 bis 215
			- 180	106/102; 106/102	111,1 111,8;	19,6; 15,0	23; 12	0,9; 1,0	2,7; 3,4	
CrV I	50 mm □	850°/Wasser, 4 h 680°/Oel	+ 20	60; 60	70,0; 70,5	25,6; 25,4	75; 75	25,7; 27,9	32,6; 33,2	207 bis 215
			- 180	112/106; 115/106	111,7; 114,6	30,2; 28,2	59; 59	1,1; 1,3	18,5; 22,9	
CrV I	50 mm □	850°/Wasser, 4 h 680°/Luft	+ 20	53; 50	67,7; 65,8	25,6; 26,4	75; 76	26,5; 26,9	32,6; 33,6	191 bis 195
			- 180	104/99; 100/101	107,0; 108,0	18,0; 23,6	12; 34	0,6; 0,8	1,3; 1,5	
CrV II	50 mm □	850°/Wasser, 4 h 680°/Oel	+ 20	66/64; 66/64	71,4; 71,3	25,4; 25,2	73; 73	23,4; 23,4	30,5; 30,7	209 bis 219
			- 180	113/107; 113/105	113,4; 113,3	27,6; 27,4	55; 57	1,4; 1,6	19,9; 23,3	
CrV II	50 mm □	850°/Wasser, 4 h 680°/Luft	+ 20	58; 58	69,8; 69,4	25,8; 25,6	72; 72	21,4; 22,1	30,8; 31,2	200 bis 217
			- 180	112/104; 112/104	112,0; 112,0	20,2; 30,4	26; 56	1,0; 1,0	17,3; 17,7	
Mn I	20 mm φ	850°/Oel, 2 h 620°/Oel	+ 20	64/59; 61/57	71,5; 69,4	26,0; 26,0	71; 70	19,0; 19,8	28,9; 29,8	193 bis 202
			- 180	99/93; 99/93	107,0; 105,8	21,2; 24,6	24; 30	1,3; 1,4	17,7; 18,6	
Mn I	20 mm φ	850°/Luft, 2 h 620°/Oel	+ 20	52; 51/50	66,6; 66,2	27,4; 25,2	69; 70	17,9; 19,0	26,8; 27,9	185 bis 202
			- 180	89/86; 93/90	102,0; 102,4	31,2; 31,6	51; 55	0,8; 1,1	16,1; 17,4	

Zahlentafel 11. Neigung zur Anlaßsprödigkeit des für die Versuche der Zahlentafel 8 verwendeten Stahles EC 100 (0,20 % C, 0,22 % Si, 1,52 % Mn, 0,014 % P, < 0,010 % S und 1,40 % Cr).

Wärmebehandlungszustand	Kerbschlagzähigkeit (DVM-Pobe) mkg/cm <sup>2</sup>	Brinellhärte 5/750
850°/Wasser, 2 h 650°/Wasser	23,7; 24,4	215 bis 222
850°/Wasser, 2 h 650°/Ofen (0,5°/min)	8,2; 8,8	215 bis 219
850°/Wasser, 2 h 650°/Wasser, 100 h 500°/Ofen	2,9; 5,0	215 bis 224

Betriebsvorschriften nach dem Anlassen ebenfalls in Oel abgekühlt worden (vgl. Zahlentafeln 2, 5 und 7) —, ist die Verschlechterung gegenüber den mit Nickel oder Molybdän legierten Stählen demnach nur gering. Aus den Versuchen der Zahlentafel 8 geht weiterhin hervor, daß bei Stahl EC 100 bei dem gewählten Vergütungsquerschnitt von 50 mm □ nicht nur bei Wasservergütung, sondern auch noch bei Oelvergütung mit der Probe nach H. Bennek einwandfreie Kerbschlagzähigkeit bei —180° erreicht wird, während dies bei Luftvergütung nicht mehr der Fall ist.

Zahlentafel 12. Chemische Zusammensetzung der untersuchten Mangan-Aluminium-Stähle.

Stahlbezeichnung	% C	% Si	% Mn	% Al	Brinellhärte 5/750	
					normalgeglüht	wasservergütet
MnAl I <sup>1)</sup>	0,10	0,17	1,02	0,54	124 bis 128	126 bis 141
MnAl II <sup>1)</sup>	0,06	0,15	0,97	0,30	104 bis 114	104 bis 120
MnAl III <sup>1)</sup>	0,06	0,17	1,02	0,08	107 bis 122	116 bis 133
U <sup>2)</sup>	0,12	0,13	0,48	0,02	112 bis 117	123 bis 124

<sup>1)</sup> 30-kg-Versuchsguß. — <sup>2)</sup> Unlegierter alterungsbeständiger Vergleichsstahl; Betriebsschmelzung.

nur in Form von Stangen mit 20 mm Dmr. vor und konnte daher nicht in der sonst verwendeten Abmessung von 50 mm □ vergütet werden. Die Tatsache, daß dieser Stahl auch bei Luftvergütung noch einwandfreie Kerbschlagwerte mit der Probe nach H. Bennek bei —180° liefert, beweist aber, daß er den übrigen Stählen nicht nachsteht.

Für eine Verwendung im Temperaturbereich bis zu etwa —80° sind als sparstoffarme Stähle auch niedriggeköhlte und niedrignisilierte Mangan-Aluminium-Stähle vorgeschlagen worden<sup>13)</sup>. Ein solcher Stahl mit z. B. 1 % Mn und 0,5 % Al ergibt bei —75° im normalgeglühten Zustand im Gegensatz zu den unlegierten alterungsbeständigen Stählen noch gute Kerbschlagzähigkeit mit der DVM-Probe und ähnlichen Probenformen (Zahlentafeln 12 und 13). Bemerkenswert war festzustellen, welche Rolle dabei das Aluminium spielt, von dem man als Legierungselement eine die Zähigkeit steigernde Wirkung eigentlich nicht erwartet. Die Ergebnisse einiger Versuche mit Versuchsgüssen (Zahlentafel 12), bei denen auf dieser Grundlage der Aluminiumgehalt bis auf etwa den Gehalt gesenkt wurde, der zu einer durchgreifenden Desoxydation erforderlich ist, sind in Zahlentafel 13 zusammengestellt. Es zeigt sich, daß die im normalgeglühten Zustand festzustellende Verbesserung gegenüber dem unlegierten alterungsbeständigen Stahl offenbar allein auf den erhöhten Mangengehalt zurückzuführen ist. Der Aluminiumgehalt ist nur so weit von Bedeutung, als er im Sinne einer durchgreifenden Desoxydation wirkt. Eine Steigerung über die hierfür erforderlichen geringen Gehalte hinaus bringt keine weitere Verbesserung mehr mit sich. Im wasservergüteten Zustand ergibt sich, abgesehen davon, daß die Mangan-Aluminium-Stähle II und III

Zahlentafel 13.

Kerbschlagzähigkeit bei tiefer Temperatur von Mangan-Aluminium-Stählen nach Zahlentafel 12.

Wärmebehandlung	Prüf-temperatur °C	Kerbschlagzähigkeit in mkg/cm <sup>2</sup>							
		Stahl MnAl I		Stahl MnAl II		Stahl MnAl III		Stahl U	
		DVM-Probe	Probe nach H. Bennek	DVM-Probe	Probe nach H. Bennek	DVM-Probe	Probe nach H. Bennek	DVM-Probe	Probe nach H. Bennek
Normalgeglüht (930°/Luft)	+ 20	21,6; 22,2	24,7; 25,4	26,3; 30,8	27,4; 28,3	26,2; 26,7	23,8; 24,2	21,6; 21,9	24,3; 24,5
	— 75	16,0; 17,6	28,2; 29,3	25,1; 27,4	26,3; 26,5	20,8; 21,9	21,9; 24,0	0,8; 0,8	21,5; 21,8
	— 100	0,9; 2,8	21,8; 23,7	0,9; 0,8	21,9; 22,1	1,6; 0,8	21,0; 23,1	0,5; 0,7	14,5; 16,6
	— 120		14,2; 15,7		5,7; 11,8		17,0; 17,5		1,6; 2,0
	— 180		1,2; 3,5		1,0; 1,4		2,4; 3,0		1,0; 1,0
Wasservergütet (930°/Wasser, 2 h 650°/Luft)	+ 20	23,4; 25,1	24,7; 24,9	32,0; 30,9	29,7; 29,6	30,6; 30,6	25,2; 25,3	25,2; 26,9	26,5; 27,2
	— 75	17,1; 18,1	24,0; 25,3	22,4; 24,9	28,4; 28,7	25,8; 27,2	23,3; 24,7	18,0; 21,9	28,4; 29,7
	— 100	0,6; 1,0	21,7; 21,9	0,6; 1,3	27,7; 27,9	0,9; 1,1	21,5; 22,0	0,9; 1,2	21,0; 21,6
	— 120		14,3; 18,3		23,0; 26,0		17,7; 19,1		16,6; 17,0
	— 180		1,3; 2,6		0,8; 1,0		1,2; 1,4		0,7; 1,4

Bei den Chromstählen I bis III (Zahlentafeln 9 und 10) zeigt sich erneut der günstige Einfluß eines mäßig erhöhten Kohlenstoffgehaltes auf die Kerbschlagzähigkeit bei tiefen Temperaturen. Bei einem Kohlenstoffgehalt von 0,2 bis 0,3 % kann man danach mit einem Chromzusatz von rd. 2 % mit der Probe nach H. Bennek ebenfalls noch gute Kerbschlagzähigkeit bei —180° erreichen. Der Chromstahl IV (VC 135) erreicht dieses Ziel bereits mit 1 % Cr bei 0,3 % C. Durch Luftabkühlung nach dem Anlassen wird dagegen bei diesem Stahl ebenso wie bei dem Chrom-Vanadin-Stahl (CrV I) die Kerbschlagzähigkeit bei —180° durch Anlaßsprödigkeit verdorben und auch die Bruchdehnung und Einschnürung zum Teil bereits zum Abfallen gebracht. Bei dem Chrom-Mangan-Vanadin-Stahl (CrV II) ist nur das letzte der Fall. Diese Beispiele bestätigen erneut, daß das Abfallgebiet für die Probe nach H. Bennek bei Bedingungen liegt, bei denen auch bereits mit einem Abfall der Bruchdehnung und Einschnürung zu rechnen ist. Der aufgeführte alterungsbeständige Manganstahl (Mn I) lag

wegen ihres niedrigeren Kohlenstoffgehaltes bei —120° etwas höhere Kerbschlagzähigkeitswerte ergeben, bei allen Stählen kein Unterschied mehr gegenüber dem unlegierten alterungsbeständigen Stahl. Bei —180° liegt die Kerbschlagzähigkeit sämtlicher Stähle mit beiden Probenformen sowohl im normalgeglühten als auch im wasservergüteten Zustand in der Tieflage.

Eine beachtenswert gute Kerbschlagzähigkeit bei tiefen Temperaturen zeigte ein unlegierter Automatenstahl, dessen Prüfwerte in Zahlentafel 14 zusammengestellt sind. Während die Werte im normalgeglühten Zustand nicht besonders gut sind, ergab dieser Stahl im wasservergüteten Zustand trotz seinem erhöhten Phosphorgehalt als einziger unlegierter Stahl sowohl bei der 15-mm- als auch 50-mm-Vierkantprobe bei —180° noch gute Kerbschlagzähigkeit mit der Probe nach H. Bennek, wobei allerdings der Querschnitt von 50 mm □ für die Erzielung ausreichender Vergütungswirkung bereits hart an der Grenze liegt.

<sup>13)</sup> Dtsch. Pat.-Anm. Kl. 18 d, D 82 498.

Zahlentafel 14. Kerbschlagzähigkeit eines Automatenstahles mit 0,28 % C, 0,32 % Si, 0,58 % Mn, 0,078 % P und 0,17 % S bei tiefen Temperaturen (Betriebsschmelzung).

Wärmebehandlung	Behandlungsquerschnitt	Prüf-temperatur °C	Kerbschlagzähigkeit in mkg/cm <sup>2</sup>			Einschlag- härte 5/750
			DVM-Probe	VGB-Probe	Probe nach H. Bennek	
Normalgeglüht (870°/Luft)	15 mm □	+ 20	10,0; 10,9	—	16,5; 16,9	158 bis 161
		— 75	3,0; 4,7	—	14,5; 14,9	
		— 180	—	—	1,6; 1,8	
	50 mm □	+ 20	7,5; 7,8	12,2; 14,2	14,9; 16,1	152 bis 153
		— 75	1,0; 1,5	3,1; 4,8	12,1; 14,1	
		— 180	0,8; 0,9	1,3; 2,0	1,1; 1,3	
Wasservergütet (870°/Wasser, 2 h 650°/Luft)	15 mm □	+ 20	18,2; 21,1	—	21,8; 29,9	185 bis 187
		— 75	13,5; 14,1	—	19,1; 20,6	
		— 180	1,5; 1,7	—	13,9; 14,6	
	50 mm □	+ 20	15,8; 21,8	22,2; 34,0	23,9; 24,6	172 bis 174
		— 75	7,0; 7,3	8,4; 11,3	18,4; 18,6	
		— 180	1,1; 1,1	3,7; 3,8	16,4; 16,7	

Zahlentafel 15. Chemische Zusammensetzung der untersuchten austenitischen Stähle (Betriebsschmelzen).

Stahl- bezeich- nung	% C	% Si	% Mn	% P	% S	% Cr	% Ni	Sonstiges %
CrNi I	0,14	0,66	0,56	0,014	0,030	17,9	9,0	0,043 N <sub>2</sub>
CrNi II	0,05	0,51	0,46	0,015	0,019	18,7	9,0	0,023 N <sub>2</sub>
CrNi III	0,09	0,50	0,37	0,014	0,018	17,1	8,8	0,47 Ti
CrMn A	0,07	0,45	13,6	0,017	0,010	14,8	1,54	0,41 N <sub>2</sub>
CrMn B	0,08	0,60	18,6	0,027	< 0,010	12,8	0,56	0,41 Ti
CrMn C	0,12	2,33	19,9	0,026	< 0,010	9,7	1,03	0,53 Ti
Mn I	0,33	0,58	18,0	0,078	< 0,010	1,18	0,19	—
Mn II	0,38	0,71	18,3	0,030	0,010	2,98	—	—

Dieses gute Verhalten dürfte auf den Gehalt an feinverteilten Einschlüssen zurückzuführen sein, die ein solcher Stahl zur Erzielung guter Bearbeitbarkeit enthält. Diese Einschlüsse lenken einen einmal entstandenen Anriß aus seiner Richtung ab und erschweren damit das Weiterreißen. Es zeigt sich darin erneut ein sehr wesentlicher Einfluß der metallurgischen Herstellung auf das Verhalten bei tiefen Temperaturen. Für eine praktische Verwendung ist die gute Bearbeitbarkeit eines solchen Automatenstahles zweifellos als Vorteil anzusehen. Dagegen ist beim Schweißen mit gewissen Schwierigkeiten zu rechnen.

Aus den bisher geschilderten Versuchen geht hervor, daß man mit Vergütungsstählen, d. h. mit Stählen, die eine ferritische Grundmasse haben, bei der Temperatur der flüssigen Luft auch im günstigsten Falle nur mit der Probe nach H. Bennek noch mit Sicherheit gute Kerbschlagzähigkeitswerte erreichen kann, während dies mit den schärfer gekerbten Proben, wie der DVM- und VGB-Probe, nicht möglich ist. Selbst bei den nickel- oder molybdänhaltigen Stählen werden mit diesen Proben bei — 180° nur noch niedrige und stark schwankende Werte erreicht, die nicht mit Sicherheit eingehalten werden können. Die Forderung ausreichender Kerbschlagzähig-

keit auch mit der DVM-Probe läßt sich für die Temperatur der flüssigen Luft mit Sicherheit nur mit Stählen erfüllen, die infolge eines hohen Legierungsgehaltes, besonders an Nickel, Mangan und Chrom, ein mehr oder weniger beständig austenitisches Gefüge aufweisen, dessen Atomgitter ebenso wie das von Nickel, Kupfer, Aluminium, Blei usw. kubischflächenzentriert ist<sup>3)</sup>.

Für die mit solchen Stählen bei tiefen Temperaturen zu erreichenden Festigkeitseigenschaften sind in den *Zahlentafeln 15 und 16* einige Beispiele zusammengestellt. Die austenitischen Stähle mit 18 % Cr und 8 % Ni ergeben mit der DVM-Probe sämtlich bei — 180° noch sehr hohe Werte der Kerbschlagzähigkeit, die gegenüber Raumtemperatur nur einen geringen Abfall aufweisen. Beim Zugversuch zeigt sich ein außerordentlich starker Anstieg der Zugfestigkeit. Bruchdehnung und Einschnürung fallen dabei stärker ab, als man nach dem geringen Abfall der Kerbschlagzähigkeit erwarten sollte; der Abfall der Bruchdehnung und Einschnürung gegenüber Raumtemperatur tritt bereits bei — 75° deutlich in Erscheinung. Der Grund für dieses Verhalten ist darin zu suchen, daß der Austenit dieser Stähle nicht vollkommen beständig ist, sondern sich bei einer Verformung teilweise zu Martensit umwandelt. Je tiefer die Temperatur ist, desto stärker ist die Umwandlung. Man findet daher, daß die Bruchstücke, besonders der bei tiefen Temperaturen geprüften Proben, sich als mehr oder weniger magnetisch erweisen. Die Umwandlungsneigung ist um so stärker, je weniger beständig der Austenit ist, d. h. je geringer der Gehalt des Stahles an Legierungselementen ist, die die Beständigkeit des Austenits erhöhen,

Zahlentafel 16. Festigkeitseigenschaften bei tiefen Temperaturen von austenitischen Chrom-Mangan-, Mangan- und Chrom-Nickel-Stählen nach Zahlentafel 15.

Stahl- bezeichnung	Wärme- behandlung	Prüf- temperatur °C	Streck- grenze kg/mm <sup>2</sup>	Zugfestigkeit kg/mm <sup>2</sup>	Bruch- dehnung (L = 5 d) %	Eins- chnü- rung %	Kerbschlag- zähigkeit (DVM-Probe) mkg/cm <sup>2</sup>
CrNi I	1100°/Wasser	+ 20	26; 25	68; 68	72; 67	75; 73	26,4; 26,5
		— 75	41; 38	109; 107	51; 50	51; 45	
		— 180	56; 61	172; 174	46; 44	53; 51	24,4; 24,8
CrNi II	1030°/Wasser	+ 20	22; 21	66; 65	64; 61	70; 71	28,0; 29,3
		— 75	23; —	104; 104	37; 38	64; 61	
		— 180	34; 31	160; 157	36; 31	58; 51	23,7; 25,3
CrNi III	1060°/Wasser	+ 20	21; 26	75; 74	50; 52	57; 60	29,0; 29,4
		— 75	27; 31	116; 113	32; 28	65; 60	
		— 180	31; 38	178; 162	29; 23	51; 52	22,2; 26,0
CrMn A	1050°/Wasser	+ 20	28; 28	75,8; 75,3	60,0; 62,0	64; 65	28,3; 29,9
		— 75	34; 34	100,0; 100,3	58,6; 60,4	59; 59	28,2; 29,2
		— 180	63; 61	108,7; 111,4	21,6; 22,6	18; 21	20,8; 21,3
CrMn B	1050°/Wasser	+ 20					25,2; 28,0
		— 75					25,6; 25,8
		— 180					20,6; 22,6
CrMn C	1050°/Wasser	+ 20	24	73,9	54,0	65	20,2; 22,2
		— 75	41	86,9	51,6	69	16,6; 16,9
		— 180	53	116,2	41,0	65	14,8; 15,6
Mn I	1000°/Wasser	+ 20	21	85,6	53,0	54	30,1; 30,4
		— 75	35	98,8	32	29	9,8; 14,4
		— 180	38	105,2	12	13	3,8; 4,6
Mn II	1050°/Wasser	+ 20	29	86,0	52,4	64	24,4; 26,2
		— 75	42	104,2	41,0	34	12,3; 15,3
		— 180	45	109,0	12,8	15	6,9; 7,4

wie Nickel, Mangan, Chrom, Kohlenstoff, Molybdän, Stickstoff u. a. In Grenzfällen kann bereits durch die bloße Abkühlung auf tiefe Temperaturen eine teilweise Umwandlung eintreten. Es ist anzunehmen, daß die Zähigkeit eines austenitischen Stahles bei tiefen Temperaturen im allgemeinen um so größer sein wird, je beständiger der Austenit ist. Planmäßige Untersuchungen hierüber liegen jedoch bisher noch nicht vor.

Bei den untersuchten austenitischen Chrom-Mangan-Stählen (Zahlen tafeln 15 und 16) ist der Abfall der Kerbschlagzähigkeit ähnlich gering wie bei den Chrom-Nickel-Stählen. Der Anstieg der Zugfestigkeit ist dagegen ganz wesentlich geringer, was auf eine höhere Beständigkeit des Austenits gegen eine Martensitbildung bei der Verformung schließen läßt. Man sollte annehmen, daß dann auch der Abfall der Bruchdehnung und Einschnürung geringer sein sollte. Wenn dies nicht der Fall ist, bei dem Chrom-Mangan-Stahl A sogar ein stärkerer Abfall der Bruchdehnung und Einschnürung festzustellen ist, so mag dies damit zusammenhängen, daß bei diesen Stählen mit hohem Mangan gehalten noch mit einer weiteren Umwandlung des Austenits gerechnet werden muß, nämlich mit der Umwandlung in die unmagnetische hexagonale  $\epsilon$ -Phase, wie sie aus dem Zustandsschaubild Eisen-Mangan<sup>14)</sup> bekannt ist. Diese Umwandlung verläuft ähnlich wie die Martensitbildung bei tiefen Temperaturen als Schiebungsumwandlung und wird daher ebenso wie diese durch eine Kaltverformung begünstigt. Es ist anzunehmen, daß das Auftreten dieser hexagonalen Phase, ähnlich wie das von dem Verhalten der hexagonal kristallisierten Metalle Zink und Magnesium her bekannt ist, die Zähigkeit bei tiefen Temperaturen ungünstig beeinflusst. Planmäßige Untersuchungen liegen auch hierüber bisher nicht vor. Bei den Stählen mit 18 % Mn (Mn I und II), die bei Kohlenstoffgehalten von 0,3 bis 0,4 % nur geringe Chromzusätze von 1 bis 3 % aufweisen und deren Austenit als weitgehend beständig angesehen werden kann, tritt neben einem stärkeren Abfall der Bruchdehnung und Einschnürung auch bereits ein stärkerer Abfall der Kerbschlagzähigkeit ein, dessen Grund ebenfalls in einem Einfluß der  $\epsilon$ -Phase zu suchen sein dürfte. Immerhin kann man aber die erhaltenen Kerbschlagzähigkeitswerte von etwa 4 bis 8 mkg/cm<sup>2</sup> mit der DVM-Probe praktisch als durchaus ausreichend ansehen. Die Forderung befriedigender Kerbschlagzähigkeit mit der DVM-Probe bei  $-180^\circ$  läßt sich demnach auch mit sparstoffarmen austenitischen Chrom-Mangan- und Manganstählen erfüllen.

#### Zusammenfassung.

Die Prüfung der Stähle für die Verwendung bei tiefen Temperaturen ist vor allem als eine Prüfung auf die Neigung zum Trennungsbruch anzusehen, die mit abnehmender Temperatur stark zunimmt und beim Kerbschlagversuch zu einem starken Abfall der Kerbschlagzähigkeit, beim Zugversuch zu einem Abfall der Bruchdehnung und Einschnürung führt. Für das Prüfergebnis ist die Wahl der Prüfbedingungen, besonders der Probenform, von wesentlicher Bedeutung. Für den Kerbschlagversuch dürften die üblichen Probenformen, wie z. B. die DVM-Probe von  $55 \times 10 \times 10$  mm<sup>3</sup> mit 3 mm tiefem Kerb von 2 mm Dmr., gegenüber den üblicherweise auftretenden Beanspruchungen als stark überschärft anzusehen sein. Eine Milderung der

Prüfbedingungen läßt sich durch die Verwendung der von H. Bennek angegebenen Probe von  $55 \times 10 \times 8$  mm<sup>3</sup> mit 4 mm tiefem Kerb von 8 mm Dmr. erreichen, bei der der Abfall der Kerbschlagzähigkeit etwa unter den gleichen Bedingungen wie der Abfall der Bruchdehnung und Einschnürung im Zugversuch eintritt. Eine weitere Milderung der Prüfbedingungen, etwa durch Verwendung von Proben mit noch größerer Kerbabrundung oder von ungekerbten Proben, dürfte dagegen nicht zu empfehlen sein, da man damit unter Umständen bereits unter die im Zugversuch vorliegenden Bedingungen herabgeht. Der Zugversuch bietet gegenüber dem Kerbschlagversuch keine Vorteile.

Von der Seite des Werkstoffes kommt zunächst der Wärmebehandlung und der metallurgischen Herstellung der für die Verwendung bei tiefen Temperaturen bestimmten Stähle besondere Bedeutung zu. Bei der Wärmebehandlung sind zweckmäßig alle die Maßnahmen anzuwenden, die eine Verschiebung des Abfalls der Kerbschlagzähigkeit zu tieferen Temperaturen bewirken. Hierzu gehört besonders eine Vergütung auf höchste Zähigkeit. Der Legierungsgehalt des Stahles ist so zu wählen, daß bei dem vorliegenden Vergütungsquerschnitt noch mit ausreichender Durchvergütung zu rechnen ist. Bei Stählen, die zur Anlaßsprödigkeit neigen, ist diese durch rasche Abkühlung nach dem Anlassen zu unterdrücken. Da die Neigung zum Trennungsbruch mit zunehmender Korngröße zunimmt, ist ein möglichst feines Korn anzustreben. Die nach Kaltverformung eintretende mechanische Alterung ist schädlich. Es empfiehlt sich daher, Stähle für die Verwendung bei tiefen Temperaturen durch Desoxydation mit einem starken Desoxydationsmittel, z. B. mit Aluminium, alterungsbeständig zu erschmelzen. Gewöhnliche Thomasstähle scheiden wegen ihrer hohen Alterungsanfälligkeit für die Verwendung bei tiefen Temperaturen aus. Auch der Gehalt an Einschlüssen und deren Verteilung kann von Bedeutung für die Kerbschlagzähigkeit bei tiefen Temperaturen sein, wie das besonders gute Verhalten eines beruhigten Automatenstahles im vergüteten Zustand belegte.

Die Erreichung ausreichender Kerbschlagzähigkeit bei Temperaturen bis zu  $-75^\circ$  bietet für die Auswahl der Stähle keine wesentlichen Schwierigkeiten. Bei  $-180^\circ$  ist es bei unlegierten Stählen auch mit der milde gekerbten Probe nach H. Bennek nicht möglich, noch ausreichende Kerbschlagzähigkeit zu erhalten. Mit legierten Vergütungsstählen können ohne Schwierigkeiten einwandfreie Kerbschlagzähigkeitswerte bei  $-180^\circ$  mit der Probe nach H. Bennek erreicht werden, und zwar lassen sich mit den nickel- und molybdänfreien sparstoffarmen Stählen bei entsprechend sorgfältiger Vergütungsbehandlung praktisch ebenso gute Ergebnisse erzielen wie mit den früher bevorzugt verwendeten Nickel-, Chrom-Nickel- und Chrom-Molybdän-Stählen. Eine gewisse Ueberlegenheit der letzten äußert sich nur darin, daß bei diesen unter Umständen auch mit der DVM-Probe noch bestimmte Kerbschlagzähigkeitswerte erreicht werden können, die aber starke Schwankungen aufweisen und daher nicht mit Sicherheit eingehalten werden können. Die Forderung ausreichender Kerbschlagzähigkeit auch mit der DVM-Probe läßt sich für die Temperatur der flüssigen Luft nur mit austenitischen Stählen erfüllen. Dies ist jedoch mit austenitischen Chrom-Mangan- und Manganstählen ebensogut möglich wie mit den austenitischen Chrom-Nickel- und Nickelstählen.

<sup>14)</sup> Schmidt, W.: Arch. Eisenhüttenw. 3 (1929/30) S. 293/300.



An den Bericht schloß sich folgende Erörterung an.

W. Kuntscher, Kattowitz: Ich möchte einige Erfahrungen des Edelstahlwerks Baildonhütte der Oberhütten, Vereinigte Oberschlesische Hüttenwerke, AG., über die Herstellung von Stählen für tiefe Temperaturen mitteilen.

Zunächst möchte ich die Ausführungen von Herrn Wiester über die Wichtigkeit aller Maßnahmen zur günstigsten Abstimmung der Vergütung unterstreichen. Dazu gehört aber nach unseren Erfahrungen vor allen Dingen die Anwendung von möglichst kurzen Anlaßzeiten bei dafür höheren Temperaturen. Wir haben Anlaßzeiten von 30 min und darunter und nicht, wie im Bericht angeführt, von 2 h anwenden müssen, um zähes Verhalten bei  $-60^{\circ}$  zu erreichen. Aber auch bei sorgfältigster Abstimmung der Wärmebehandlung konnten wir die uns gestellten Anforderungen nur mit einem verhältnismäßig hohen Ausfall erfüllen. Zu einer befriedigenden Erzeugung kamen wir erst dann, als eine besondere Diffusionsglühung<sup>15)</sup> des fertiggewalzten Werkstoffes bei hohen Temperaturen vorgenommen wurde. Wir haben die gewalzten Stähle 3 h bei  $1100^{\circ}$  geglüht, an Luft abgekühlt und dann erst die zuvor erwähnte, sorgfältig abgestimmte Vergütungsbehandlung durchgeführt. Es war uns so möglich, die für  $-60^{\circ}$  vorgeschriebene Zähigkeit nicht nur mit einem Chrom-Nickel-Stahl zu erreichen, sondern auch mit einem Mangan-Vanadin-Stahl. Die Zähigkeit wurde dabei durch einen Sprengversuch ermittelt, der nach unseren Erfahrungen empfindlicher als der Kerbschlagversuch ist.

Wir haben uns mit der Diffusionsglühung von fertig verformtem Werkstoff eingehend beschäftigt. Die Wirkung der Glühung, die wir bei uns zur Unterscheidung gegenüber Diffusionsglühungen an Blöcken und Knüppeln Stabilisierungsglühung nennen, kommt besonders in den Quereigenschaften zum Ausdruck. Es wäre mir deshalb von Wert zu wissen, ob auch Herr Wiester diese Quereigenschaften geprüft hat. Vor allem ist dies bei dem angeführten Automatenstahl beachtenswert. Ueber die Wirkung einer solchen Stabilisierungsglühung haben wir uns folgende Anschauungen gebildet. Es tritt offenbar eine Veränderung von Form und Verteilungsgrad der nicht-metallischen Verunreinigungen ein. Hierdurch wird dann offenbar ebenso wie bei der Härtung aus der Walzhitze eine Veränderung der Keimzahl und damit eine Beeinflussung der Härtungsvorgänge erreicht. Außerdem erfolgt ein Ausgleich von Konzentrationsunterschieden, also das Verschwinden von Seigerungsstreifen. Die Auswirkung einer derartigen Glühung auf die Eigenschaften des Werkstoffes haben wir auf den verschiedensten Gebieten erkannt.

H. J. Schiffler, Düsseldorf: Da bei den Baustählen für die Kältetechnik ein dringender Bedarf nach sparstoffarmen Stählen besteht, wurde der Einfluß der verschiedensten Elemente auf die Eigenschaften bei Temperaturen bis  $-180^{\circ}$  untersucht. Als Maßstab für die Brauchbarkeit des Werkstoffes wurde allein die Kerbschlagzähigkeit zugrunde gelegt. Genau wie bei den Untersuchungen von Herrn Wiester haben wir sowohl die DVM-Probe als auch die gemilderte Probe nach H. Bennek angewandt (Bilder 12 und 13). Dabei haben auch wir festgestellt, daß gegenüber der für diese Verhältnisse überscharften DVM-Probe die Bennek-Probe ein besseres Unterscheidungsmerkmal darstellt, da sie den praktischen Beanspruchungsverhältnissen bei tiefen Temperaturen eher gerecht wird. Da im Gerätebau für die Kältetechnik sehr selten scharfe Kerb- und schlagartige Beanspruchungen zusammentreffen, dürften sich auch die amtlichen Abnahmestellen mit dieser Probenform einverstanden erklären, weil anderenfalls ein Einsatz einiger guter Austauschstähle erschwert, wenn nicht unmöglich gemacht würde. Bei unseren Untersuchungen wurden als Prüftemperatur  $-75^{\circ}$ ,  $-130^{\circ}$  und  $-180^{\circ}$  und als Prüfmittel Kohlen-säureschnee mit Aether, Pentan und flüssige Luft gewählt.

Während Herr Wiester bei seinen Untersuchungen von den stark mit Aluminium desoxydierten Stählen ausgegangen ist, sind wir von Beobachtungen an niedriglegierten aluminiumhaltigen, zunderbeständigen Stählen ausgegangen, die im Gegensatz zu den hochlegierten, bekanntlich kaltspröden eine außerordentliche Zähigkeit bei tieferen Temperaturen von  $-20^{\circ}$  aufwiesen. Da im Großgerätebau und beim Bau großer Schlangensysteme eine Vergütung in vielen Fällen nicht anwendbar ist, haben wir uns fast ausschließlich mit solchen Stählen beschäftigt, die ohne umständliche Vergütung für den Gerätebau brauchbar sein würden.

Es zeigten sich kurz zusammengefaßt folgende Ergebnisse für weichgeglühte Stähle mit höchstens 0,1 % C. Außer

Nickel verbessern noch Molybdän und Mangan die Zähigkeitseigenschaften bei tiefen Temperaturen, während bei Vanadin und Titan die Streuung einen klaren Einfluß nicht erkennen läßt. Bei Aluminium als Legierungselement bis etwa 1 % wurden bei einer Reihe von Schmelzen überraschend hohe Werte gefunden, während andere bezüglich ihrer Kerbschlagzähigkeit bei den gleichen Temperaturen in der Tieflage lagen: z. B. wurde im Hochfrequenzofen eine Schmelze mit 1 % Al bei 0,1 % C hergestellt, geschmiedet und normalgeglüht, die bei  $-75^{\circ}$  Kerbschlagzähigkeitswerte von über 10 mkg/cm<sup>2</sup> mit der DVM-Probe ergab. Andere Schmelzen gleicher Zusammensetzung und unter gleichen Bedingungen hergestellt, zeigten zum Teil gute und zum Teil schlechte Werte. Analytische und metallographische Untersuchungen brachten keinen Aufschluß über das unterschiedliche Verhalten dieser aluminiumhaltigen Schmelzen.

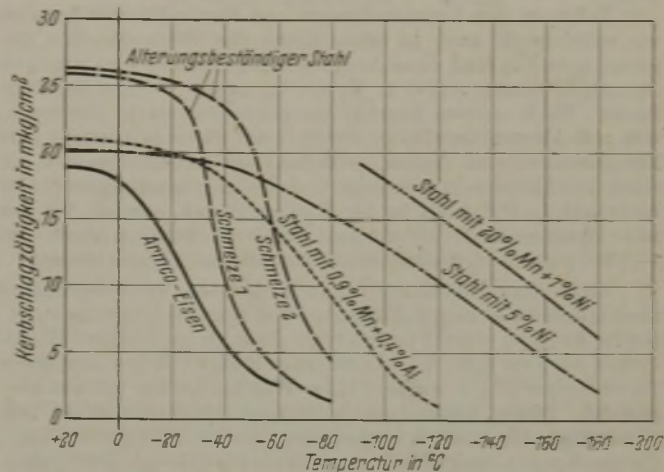


Bild 12. Abhängigkeit der Kerbschlagzähigkeit nach der DVM-Probe von der Prüftemperatur bei verschiedenen Stählen.

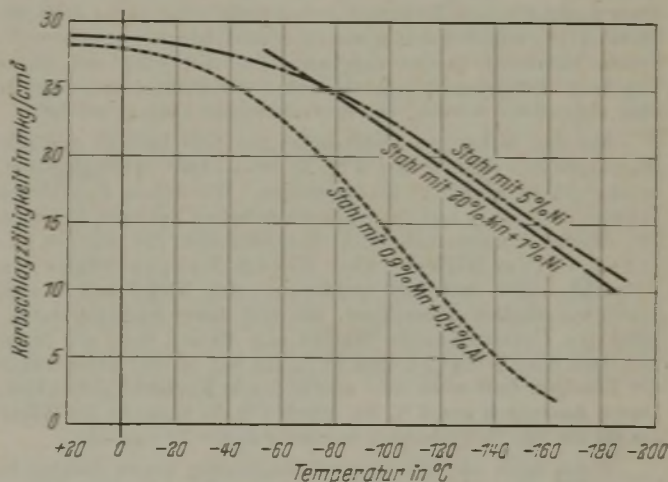


Bild 13. Abhängigkeit der Kerbschlagzähigkeit nach der Probe von H. Bennek von der Prüftemperatur bei verschiedenen Stählen.

Es wurden dann günstig wirkende Elemente miteinander verkoppelt, wobei zum Teil auch tatsächlich eine weitere Verbesserung der Zähigkeitseigenschaften erreicht wurde. Bei einigen Zusammenstellungen trat allerdings auch eine Verschlechterung ein, so zum Beispiel beim Stahl mit 1 % Mn durch die Zugabe von etwa 0,5 % Ti, während ein allerdings hoher Vanadinzusatz zum Manganstahl eine Verbesserung mit sich brachte. Die Verbindung Aluminium-Vanadin ergab wiederum stark streuende Werte, die denen der reinen Aluminiumstähle entsprachen. Das gleiche gilt für die Aluminium-Nickel-Stähle bei Nickelgehalten bis 3 %. Ein Stahl mit 1 % Al und 2 % Mo ergab sehr gute Zähigkeitswerte selbst mit der DVM-Probe bei  $-75^{\circ}$ . Ein solcher Stahl ist allerdings nur theoretisch beachtenswert. Ueberraschend günstig erwies sich das Zusammenwirken von Mangan und Aluminium. Diese Aluminium-Mangan-Stähle wurden besonders eingehend untersucht. Dabei wurde ein Stahl mit etwa höchstens 0,1 % C, 0,9 % Mn und 0,4 % Al als besonders günstig herausgefunden (Bilder 12 und 13). Diese Zusammensetzung ergab in den meisten Fällen die besten und gleichmäßigsten Zähigkeitswerte, so daß dieser Stahl, nach der Bennek-Probe bis etwa  $-130^{\circ}$ , gegebenenfalls auch

<sup>15)</sup> Siehe Kukla, O., W. Kuntscher und H. Sajosch: Stahl u. Eisen 62 (1942) S. 1067/73.

Zahlentafel 17. Festigkeitseigenschaften zweier Vergütungsstähle.

Stahlzusammensetzung					Abmessung mm $\Phi$	Vergütungsbehandlung	Zugfestigkeit kg/mm <sup>2</sup>	Kerbschlagzähigkeit <sup>1)</sup> (DVM-Probe) in mkg/cm <sup>2</sup> bei		
C %	Si %	Mn %	Cr %	Ni %				+ 20°	- 75°	- 130°
0,35	0,22	0,46	1,2	1,8	30	850°/Oel; 1 h 630°/Wasser	80 bis 90	14,5 (12)	14 (6)	4,3 (2)
0,35	0,40	1,8	—	—	30	840°/Oel; 1 h 650°/Wasser	70 bis 80	16,5 (13)	14 (5)	2,12 (0,9)

<sup>1)</sup> Die eingeklammerten Werte gelten für den Stahl ohne besondere metallurgische und Warmverarbeitungsmaßnahmen.

noch darunter, eingesetzt werden könnte. Versuche, diesen Stahl durch weitere Zusätze der vorher als günstig gefundenen Legierungselemente, nämlich Nickel und Chrom, noch weiter zu verbessern, waren erfolglos. Die Zähigkeitswerte bis  $-80^{\circ}$  wurden leicht erhöht, bei tieferen Temperaturen aber konnten bessere Werte nicht erzielt werden.

Entgegen den Untersuchungen von Herrn Wiester konnten wir mittlerweile auch an einer Reihe von Großschmelzen den günstigen Einfluß eines Aluminiumgehaltes von einigen zehntel Prozent, also z. B. 0,4 %, immer wieder bestätigt finden. Nach unseren Ergebnissen genügt die starke Desoxydation mit Aluminium allein nicht, um mit Sicherheit immer gute Zähigkeitswerte zu finden. Während die Kerbschlagwerte der stark mit Aluminium desoxydierten alterungsbeständigen Stähle unterhalb  $-80^{\circ}$  meist in der Tieflage liegen, werden bei den mit Mangan und Aluminium legierten Stählen noch bei  $-130^{\circ}$  gute Zähigkeitswerte mit der Bennek-Probe erzielt.

Nicht ohne Bedeutung ist auch, daß sich der vorgenannte niedriglegierte Aluminium-Mangan-Stahl auszeichnet zu nahtlosen Röhren sowohl verwalzen als auch auf kleinste Wanddicken ziehen läßt. Es wurden zum Beispiel Röhre mit einem Durchmesser von 4 mm und einer Wanddicke von 0,1 mm hergestellt. Dieser niedriglegierte Mangan-Aluminium-Stahl läßt sich einwandfrei mit austenitischen Chrom-Nickel-Stahl- und Chrom-Mangan-Stahlelektroden verschweißen. Die gefundenen Zähigkeitswerte im überhitzten Uebergangsgefüge sind vollauf befriedigend. Wenn auch aus Sicherheitsgründen der niedriglegierte Mangan-Aluminium-Stahl vorläufig noch mit einer austenitischen Elektrode verschweißt wird, so ist doch die Entwicklung zum Schweißen mit einer niedriglegierten, sparstoffarmen Elektrode bereits angebahnt und verspricht ein gutes Ergebnis. Betriebsmäßig durchgeführte Schweißarbeiten müssen aber abgewartet werden, ehe der allgemeine Einsatz erfolgt.

Aus den bisherigen Untersuchungen geht hervor, daß mit Ausnahme des Stahles mit 5 % Ni bei  $-180^{\circ}$  niedriglegierte, weichgeglühte Stähle nicht ausreichen. Wie schon von Herrn Wiester ausgeführt und aus früheren Arbeiten bekannt, kommen für diesen Temperaturbereich hauptsächlich die austenitischen Chrom-Nickel- und Chrom-Mangan-Stähle in Betracht. Aber auch hier wurde versucht, Nickel und Chrom soweit wie möglich einzusparen. Die nach dieser Richtung durchgeführten Untersuchungen führten zum Erfolg, denn ein Stahl mit etwa 0,3 bis 0,4 % C und 21 % Mn hat bei der Temperatur der flüssigen Luft noch eine ausreichende Kerbschlagzähigkeit. Durch Austausch von 2 % Mn durch 1 % Ni konnten die Werte um 60 bis 100 % verbessert werden (Bilder 12 und 13).

Wenn auch auf diesem verhältnismäßig neuen Gebiet in kurzer Zeit von den verschiedenen Seiten Beachtliches geleistet wurde, so stellen uns diese Stähle und ihre Verarbeitung im Gerätebau aber noch vor kaum zu lösende Aufgaben. Man braucht sich nur zu überlegen, daß zum Beispiel für einen großen Konverterboden für eine chemische Anlage ein Stahl notwendig ist, der 1. bei  $-180^{\circ}$  gute Kerbschlagzähigkeit aufweist, 2. für das Bohren von ungefähr 18 000 Löchern zum Einsetzen der kleinen Röhren gute spangebende Bearbeitbarkeit und 3. für das Anschweißen an einen gleichfalls tieftemperaturzähnen Mantel gute Schweißbarkeit aufweisen muß.

Abschließend kann gesagt werden, daß die Bestrebungen zur Schaffung möglichst nickel- und chromfreier Austauschstähle zumindest bis zu Temperaturen von etwa  $-130^{\circ}$  bereits zu beachtlichen Erfolgen geführt haben, und auch bis zu Temperaturen von  $-185^{\circ}$  sowohl Nickel als auch Chrom weitgehend ausgetauscht werden können.

G. Riedrich, Krefeld: Herr Wiester hat in seinem Bericht besonders herausgestellt, daß die Wahl der Prüfbedingungen für die Beurteilung der Verwendung von Stählen bei tiefen Temperaturen von Bedeutung ist. Es ist zuzugeben, daß die DVM-Kerbschlagprobe für die üblicherweise auftretenden Beanspruchungen mitunter als zu scharf anzusehen ist, und daß zwecks Prüfung der Brauchbarkeit von Stählen bei tiefen Temperaturen eine milder gekerbte Probe angewendet werden sollte.

Für den Werkstoff an sich sind auch meinen Erfahrungen nach zur Beeinflussung der Versprödung von Stahl bei tiefen Temperaturen hauptsächlich die metallurgische Herstellung und die Wärmebehandlung wichtig. Inwieweit man dadurch eine Verringerung der Versprödungsneigung bei tiefen Temperaturen erzielen kann, sollen eigene Versuchsergebnisse beweisen. Dazu sei erwähnt, daß die vor etwa einem halben Jahr begonnenen Versuche noch nicht zum Abschluß gebracht werden konnten. Bewußt wurde bei den Versuchen zur Verringerung der Versprödung bei tiefen Temperaturen keine milder gekerbte Probe angewendet, sondern die DVM-Probe.

In Zahlentafel 17 sind Versuchsergebnisse zweier Vergütungsstähle, und zwar eines Chrom-Nickel- und eines Manganstahles, wiedergegeben. Beide Stähle wurden mit einer besonderen metallurgischen Maßnahme erschmolzen und auch mit einer besonderen Maßnahme warm verarbeitet. Aus Zahlentafel 17 geht hervor, daß der Chrom-Nickel-Stahl mit einer Vergütungsfestigkeit von 80 bis 90 kg/mm<sup>2</sup>, also nicht auf höchste Zähigkeit vergütet, bis zu Temperaturen von  $-75^{\circ}$  praktisch keine Einbuße an Kerbschlagzähigkeit nach der DVM-Probe erleidet; denn bei Raumtemperatur wurde eine Kerbschlagzähigkeit im Mittel von 14,5 mkg/cm<sup>2</sup> und bei  $-75^{\circ}$  eine solche im Mittel von 14 mkg/cm<sup>2</sup> festgestellt. Stahl gleicher Zusammensetzung, vergütet auf die gleiche Festigkeit, hat ohne die besonderen Maßnahmen bei Raumtemperatur im Mittel eine Kerbschlagzähigkeit von 12 mkg/cm<sup>2</sup> und bei  $-75^{\circ}$  eine solche von 6 mkg/cm<sup>2</sup> (siehe eingeklammerte Werte der Zahlentafel 17). Selbst bei  $-180^{\circ}$  ist die Kerbschlagzähigkeit noch beträchtlich. Es ergab sich im Mittel eine Kerbschlagzähigkeit von 4,3 mkg/cm<sup>2</sup>. Die Einzelwerte sind: 4,7, 3,2, 3,4, 4,6 und 5,4 mkg/cm<sup>2</sup><sup>16)</sup>; sie streuen demnach nicht stark. Üblicherweise erzielt man bei einem derartigen Chrom-Nickel-Stahl bei  $-180^{\circ}$  mit der DVM-Probe Kerbschlagzähigkeitswerte von etwa 2 mkg/cm<sup>2</sup>. Kerbschlagzähigkeitswerte von 4 bis 5 mkg/cm<sup>2</sup> bei  $-180^{\circ}$  werden nur von Chrom-Nickel-Molybdän- oder Chrom-Nickel-Wolfram-Baustählen mit etwa 4 % Ni erreicht.

Bei dem Manganstahl entsprechend VM 175 nach DIN E 1665, vergütet auf eine Zugfestigkeit von 70 bis 80 kg/mm<sup>2</sup>, also ebenfalls nicht auf höchste Zähigkeit, ist bei Anwendung der gleichen Maßnahmen auch nur eine geringe Verschlechterung der Kerbschlagzähigkeit bei  $-75^{\circ}$  gegenüber Raumtemperatur zu verzeichnen; denn bei Raumtemperatur wurde eine Kerbschlagzähigkeit im Mittel von 16,5 mkg/cm<sup>2</sup> und bei  $-75^{\circ}$  eine solche im Mittel von 14 mkg/cm<sup>2</sup> festgestellt. Der gleiche Stahl ohne diese besonderen Maßnahmen hat mit gleicher Zugfestigkeit bei Raumtemperatur eine Kerbschlagzähigkeit von 13,5 mkg/cm<sup>2</sup> im Mittel und bei  $-75^{\circ}$  eine Kerbschlagzähigkeit von 5,5 mkg/cm<sup>2</sup> im Mittel. Die Kerbschlagzähigkeit bei  $-180^{\circ}$  ist bei diesem Stahl allerdings nicht besonders hoch. Sie beträgt im Mittel 2,03 mkg/cm<sup>2</sup>. Die gefundenen Einzelwerte sind: 2,68, 1,71, 2,47 und 1,64 mkg/cm<sup>2</sup><sup>17)</sup>; sie streuen demnach auch bei diesem Stahl nicht stark. Wenn man bedenkt, daß der gleiche Stahl ohne die zusätzlichen Maßnahmen bei  $-180^{\circ}$  nach der DVM-Probe praktisch keine Kerbschlagzähigkeit mehr hat, so ist die Verbesserung der Kerbschlagzähigkeit immerhin beträchtlich.

Wie aus der Zahlentafel 17 hervorgeht, wurden die Proben nach dem Anlassen in Wasser abgeschreckt. Da jedoch diese beiden Versuchsstähle infolge Anwendung der besonderen Maßnahmen praktisch keine Neigung zur Anlaßsprödigkeit aufgewiesen haben, werden die gleich guten Kerbschlagzähigkeitswerte bei tiefen Temperaturen auch nach Luftabkühlung von der Anlaßtemperatur zu erzielen sein.

Die gleichen Maßnahmen, angewendet auf unlegierten Stahl, führten ebenfalls zur Verringerung der Versprödung bei tiefen Temperaturen, wie aus Zahlentafel 18 hervorgeht. Für die Versuche wurde ein weitgehend mit Aluminium desoxydierter Stahl mit 0,05 % C, 0,10 % Si, 0,20 % Mn, 0,015 % P, 0,007 % S und 0,07 % Al verwendet. Im naturharten geschmiedeten Zustand

<sup>16)</sup> Ermittelt vom Kaiser-Wilhelm-Institut für Eisenforschung, Düsseldorf.

<sup>17)</sup> Bestimmt von der Gesellschaft für Lindes Eismaschinen, AG., Höllriegelskreuth.

Zahlentafel 18. Kerbschlagzähigkeit eines mit Aluminium desoxydierten Stahles mit 0,05 % C. (Abmessung 15 mm □.)

Prüfzustand	Kerbschlagzähigkeit <sup>1)</sup> (DVM-Probe) in mkg/cm <sup>2</sup> bei	
	+ 20°	— 75°
Naturhart, geschmiedet . . .	24,9	18,7 <sup>2)</sup> (1,1)
930 bis 950°/Wasser . . . . .	26	26,5 (1,8)
930 bis 950°/Luft . . . . .	27	17,5 <sup>3)</sup> (1,1)
930 bis 950°/Ofen . . . . .	26	1,0 (1,0)

<sup>1)</sup> Die eingeklammerten Werte gelten für den Stahl ohne besondere Maßnahmen.

<sup>2)</sup> Einzelwerte: 19,0, 18,1, 18,6 und 19,1 mkg/cm<sup>2</sup>.

<sup>3)</sup> Einzelwerte: 17,7, 17,7, 15,4 und 19,7 mkg/cm<sup>2</sup>.

ist bei — 75° eine geringe Erniedrigung der Kerbschlagzähigkeit gegenüber Raumtemperatur festzustellen, denn bei Raumtemperatur wurde eine Kerbschlagzähigkeit von 24,9 mkg/cm<sup>2</sup> und bei — 75° eine solche im Mittel von 18,7 mkg/cm<sup>2</sup> festgestellt. Aus den angeführten Einzelwerten geht hervor, daß starke Schwankungen nicht festgestellt werden konnten. Nach Wasserabkühlung von 930 bis 950° ist bei — 75° gegenüber Raumtemperatur keinerlei Kerbschlagzähigkeitsabfall mit der DVM-Probe festzustellen. Nach Luftabkühlung von der gleichen Temperatur ist bei — 75° die Verringerung der Kerbschlagzähigkeit praktisch gleich groß wie im geschmiedeten Zustand. Die Einzelwerte schwanken ebenfalls nicht stark. Nach Ofenabkühlung von der gleichen Temperatur ist praktisch keine Kerbschlagzähigkeit mehr vorhanden. Die in *Zahlentafel 18* bei — 75° in Klammern angeführten Werte beziehen sich auf den weitgehend mit Aluminium desoxydierten Stahl ohne besondere zusätzliche Maßnahme. Daraus ist zu ersehen, daß durch diese zusätzliche Maßnahme bei unlegiertem Stahl „weitgehend mit Aluminium desoxydiert“ eine beträchtliche Verbesserung der Kerbschlagzähigkeit bis zu — 75° erzielt worden ist.

Zahlentafel 19. Kerbschlagzähigkeit austenitischer Stähle.

Stahl Nr.	C %	Mn %	Cr %	N <sub>2</sub> %	Kerbschlagzähigkeit (DVM-Probe) in mkg/cm <sup>2</sup> bei	
					+ 20°	— 180°
1	0,19	16,37	11,15	—	19,1	6,3
2	0,11	18,82	12,55	—	23,8	22,2
3	0,33	15,07	6,88	0,096	29,5	4,25
4	0,28	17,78	9,30	—	30,2	4,4
5	0,32	17,17	1,38	—	25,3	1,8
6	0,84	17,82	—	—	38,6	10,2

Aus den Kerbschlagzähigkeitswerten der zwei Vergütungsstähle bei — 180° (*Zahlentafel 17*) dürfte hervorgehen, daß die Forderung ausreichender Kerbschlagzähigkeit bis zu Temperaturen von — 180° auch nach der DVM-Probe in Zukunft aller Wahrscheinlichkeit nach nicht nur mit austenitischen Stählen zu erfüllen ist. Austenitische Chrom-Mangan- und Manganstähle weisen allerdings je nach ihrer Zusammensetzung, und zwar wahrscheinlich je beständiger austenitisch sie sind, bei — 180° beträchtlich höhere Kerbschlagzähigkeitswerte nach der DVM-Probe auf. Man erzielt auch nach unseren Versuchen mit austenitischen Chrom-Mangan-Stählen bei — 180° gleich gute Zähigkeit wie mit austenitischen Chrom-Nickel-Stählen.

In *Zahlentafel 19* sind Kerbschlagzähigkeitswerte bei — 180°<sup>14)</sup> verschiedener austenitischer Chrom-Mangan-Stähle und eines Manganstahles nach Wasserabschreckung von 1050° im Vergleich zu der Kerbschlagzähigkeit bei Raumtemperatur angegeben. Der Stahl 1 mit etwa 16 % Mn und 11 % Cr zeigt bei — 180° einen beträchtlichen Abfall der Kerbschlagzähigkeit. Stahl 2, der im Vergleich zu Stahl 1 einen etwas höheren Mangan- und Chromgehalt aufweist, hat dagegen bei — 180° praktisch die gleiche Kerbschlagzähigkeit wie bei Raumtemperatur. Von diesem Stahl wurden außerdem die übrigen Festigkeitswerte bei — 180° ermittelt<sup>15)</sup>. Die Werte sind in *Zahlentafel 20* im Vergleich zu den Werten bei Raumtemperatur angegeben. Es geht daraus hervor, daß Streckgrenze und Zugfestigkeit bei — 180° beträchtlich höher liegen, während Bruchdehnung und Einschnürung niedriger sind. Die austenitischen Chrom-Mangan-Stähle 3, 4 und 5 (*Zahlentafel 19*) haben im Vergleich zu den Stählen 1 und 2 niedrigere Chromgehalte bzw. niedrigere Mangangehalte. Wahrscheinlich infolge ihrer geringeren Austenitbeständigkeit ist der Abfall der Kerbschlagzähigkeit bei — 180° stärker. Der Stahl 3 enthält noch zusätzlich

einen Stickstoffgehalt von etwa 0,10 %. Trotz seinem niedrigeren Mangan- und Chromgehalt im Vergleich zu dem stickstofffreien Stahl 4 ist die Kerbschlagzähigkeit bei — 180° beider Stähle praktisch gleich, was auf die austenitstabilisierende Wirkung von Stickstoff zurückzuführen ist. Bei Stahl 5 mit nur rd. 1,5 % Cr und infolgedessen verhältnismäßig geringer Austenitbeständigkeit ist die Kerbschlagzähigkeit bei — 180° gering. Gut ist die Kerbschlagzähigkeit des austenitischen Manganstahles 6 ohne Chromgehalt, dessen Kohlenstoffgehalt jedoch im Vergleich zu den austenitischen Chrom-Mangan-Stählen beträchtlich höher liegt.

Zahlentafel 20. Festigkeitseigenschaften von Stahl mit 0,11 % C, 18,8 % Mn und 12,6 % Cr.

Prüf-temperatur °C	0,2-Grenze kg/mm <sup>2</sup>	Zugfestigkeit kg/mm <sup>2</sup>	Bruchdehnung (L = 5 d) %	Einschnürung %
+ 20	19,1	73	59,7	66,8
— 180	30,0	123,5	40,2	30,0

A. Dammer, Witten: Herr Wiester hat auf die Notwendigkeit hingewiesen, bei Beurteilung der Gütewerte und der Versprödung bei tiefen Temperaturen auch die Anlaßsprödigkeit zu berücksichtigen. Sowohl die Anlaßsprödigkeit, die Warmversprödung als auch die Kaltversprödung bei tiefen Temperaturen sind in ihrem Wesen gleichzusetzen. Aus früheren Untersuchungen von E. Houdremont und H. Schrader<sup>18)</sup>, H. Bennek<sup>19)</sup> sowie von E. Maurer, O. H. Wilms und H. Kiessler<sup>20)</sup> geht hervor, daß die eigentliche Ursache jedoch noch nicht geklärt ist. Abgesehen von dem Einfluß einzelner Legierungselemente wie z. B. Molybdän, Wolfram, Mangan und auch Phosphor muß die eigentliche Ursache für die Schwankungen, die bei allen Untersuchungen festgestellt wurden, auf den Schmelzablauf zurückgeführt werden.

Daß die Neigung zur Versprödung bei tiefen Temperaturen zurückgedrängt werden kann, entspricht auch unseren Feststellungen. Es ist jedoch nicht notwendig, grundsätzlich Aluminiumzusätze in der Höhe anzuwenden, daß ein alterungsbeständiger Stahl vorliegt. Aluminiumzusätze in der angegebenen Höhe können je nach den Herstellbedingungen des Stahles von verschiedener Auswirkung sein. Hier liegt zu den Maßnahmen zur Verhütung der Anlaßsprödigkeit und auch Warmversprödung eine Parallele vor. Auch hier ist es nicht immer möglich, die Versprödungsanfälligkeit durch die bekannten Maßnahmen legierungs- und behandlungstechnischer Art restlos zu unterbinden, wenn auch die verbleibenden Schwankungen für die Praxis betrachtet gering und somit von untergeordneter Bedeutung sein können. Schwierigkeiten treten dann auf, wenn höhere Mangan- und Chromgehalte im Stahl vorliegen und somit auf Grund der Legierungshöhe bereits eine gewisse Anfälligkeit zur Versprödung vorhanden ist. Entgegen der allgemeinen Anschauung können aber auch bei unlegierten und niedriglegierten Manganstählen Versprödungserscheinungen selbst bei Mangangehalten unter 1,5 % auftreten.

In *Bild 14* ist zum Beispiel das Ergebnis von Untersuchungen an unlegierten Stählen entsprechend St C 45.61 wiedergegeben. Bei den ermittelten Verhältniszahlen der Kerbschlagzähigkeit nach Wasserabschreckung zur Kerbschlagzähigkeit nach Ofenabkühlung liegen Schwankungen von 0,9 bis 1,25 vor. Der Unterschied im Phosphorgehalt ist nicht von ausschlaggebender Bedeutung. Diese Annahme wurde durch größere Untersuchungsreihen bestätigt.

Inwieweit sich diese Versprödungsneigung auch bei Beanspruchungen bei tiefen Temperaturen kennzeichnet, ergibt sich aus *Bild 15*. Ermittelt wurde die Schlagbiegefestigkeit von Hohlbolzen von 28 mm Dmr. bei 7 mm Dicke, für Stähle ebenfalls nach St C 45.61. Die Proben wurden 1. mit Brenner nach dem Verfahren von H. W. Grönegreß<sup>21)</sup> oberflächengehärtet und 2. aus dem Salzbad abgeschreckt. Sowohl bei der Oberflächenhärtung als auch bei der Salzbadhärtung zeigen alle drei Schmelzen wesentliche Schwankungen in der verbrauchten Schlagarbeit. Die Schmelze 1 weist bei beiden Härteverfahren zwar größere Schwankungen auf, jedoch liegt der Mittelwert wesentlich höher als bei den Schmelzen 2 und 3. Besonders die

<sup>18)</sup> Arch. Eisenhüttenw. 7 (1933/34) S. 49/59 (Werkstoffaussch. 218).

<sup>19)</sup> Arch. Eisenhüttenw. 9 (1935/36) S. 147/54 (Werkstoffaussch. 320).

<sup>20)</sup> Stahl u. Eisen 62 (1942) S. 81/89 u. 115/21 (Werkstoffaussch. 573).

<sup>21)</sup> Meyer, E.: Metallwirtsch. 17 (1938) S. 371/74.

Schmelze 2 zeigt bei beiden Behandlungsarten sowohl bei +20° als auch bei -40° die niedrigsten Werte. Bei der Prüfung auf Anlaßsprödigkeit wurde die gleiche Neigung festgestellt.

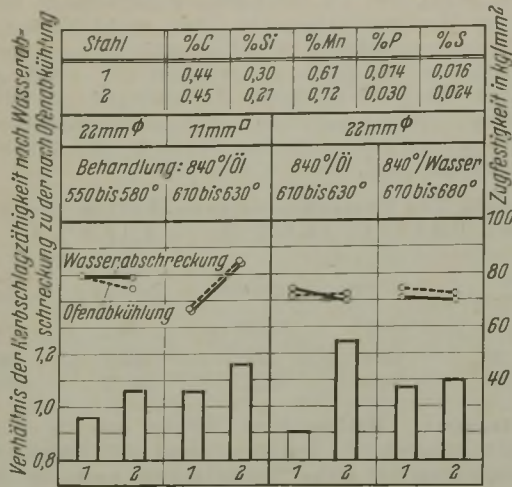


Bild 14. Versprödungsneigung zweier unlegierter Stähle nach Anlassen auf verschiedene Temperaturen mit Wasser- oder Ofenabkühlung.

Die günstigen Eigenschaften eines Automatenstahles mit hohem Phosphor- und Schwefelgehalt wurden auch bei früheren Untersuchungen durch uns festgestellt. Der Einfluß der Gütesteigerung wird auf die Zahl und Art der Ausbildung der Einschlüsse zurückzuführen sein.

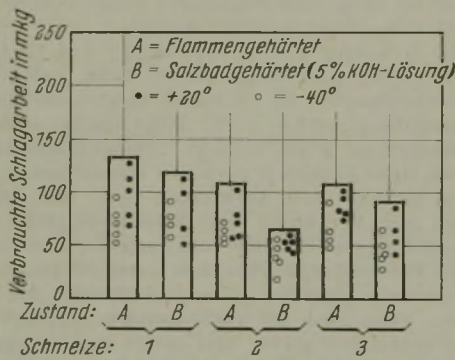


Bild 15. Schlagbiegefestigkeit von Hohlbolzen aus Stahl mit rd. 0,45 % C (St C 45.61).

Zu dem Einfluß der Wärmebehandlung muß den Ausführungen von Herrn Wiester zugestimmt werden. Ueberhitzungen, Ueberzeitungen sowie Kaltverformungen begünstigen eine Versprödung und damit ein Absinken der Kerbschlagzähigkeit sowohl bei der Warmversprödung als auch bei der Versprödung bei tiefer Temperatur. Darüber hinaus aber ist die Vergütungswirkung von ausschlaggebender Bedeutung. Bei der laufenden Prüfung von Chromstählen mit etwa 0,35 % C, 0,30 % Si, 0,60 % Mn und 1,50 % Cr wurde festgestellt, daß Abweichungen im Vergütungsquerschnitt von 10 bis 20 mm Dmr. bereits wesentliche Unterschiede in dem Verhalten bei Temperaturen bis zu -80° hervorrufen. Während die vorgeschriebenen Bedingungen bei versprödungsanfälligen Schmelzen und Abmessungen von 50 und 55 mm Dmr. ohne Schwierigkeiten eingehalten werden, machen sich bereits bei einem Vergütungsquerschnitt von 65 mm Dmr. wesentliche Schwankungen bemerkbar. Um also eine entsprechende Vergütungswirkung für die Unterbindung einer Versprödung zu erreichen, ist demnach eine schroffe Wasserhärtung bei einem unbedingt notwendigen Anteil an Chrom und Mangan erforderlich. Bei zweckmäßigster Abstufung der Legierungen, besonderer Beachtung der Erschmelzung sowie der Wärmebehandlung ist es möglich, selbst bei nickel- und molybdänfreien Werkstoffen bis zu -80° und darüber hinaus günstige Werte zu erreichen.

Als Beweis dafür sind in den Bildern 16 und 17 Ergebnisse für Manganvergütungsstähle entsprechend etwa VM 125 und VM 175 nach DIN E 1665 wiedergegeben. Daß für die Schwankungen metallurgische Bedingungen von ausschlaggebender Bedeutung sind, ergibt sich schon daraus, daß bei der Schmelze 4 (Bild 18) selbst bei einem Molybdängehalt von 0,10 % eine größere Versprödungsneigung vorliegt als bei den molybdänfreien Schmelzen 1 bis 3 in Bild 17. Die Unterschiede für die

verschiedenen Anlaßzeiten können im Rahmen dieser Erörterung zunächst unberücksichtigt bleiben.

Wenn weiter darauf hingewiesen wurde, daß eine Kaltverformung sich ungünstig auswirkt, so sollte gerade diese Wirkung für die Erkennung der Anfälligkeit eines Werkstoffes auf Versprödungsneigung ausgenutzt werden. Allein durch die Wahl einer abgeänderten Probe kann zwar der absolute Wert der Kerbschlagzähigkeit erhöht werden, es besteht aber die Möglichkeit, daß die Anfälligkeit nicht so zum Ausdruck kommt, wie es der Verwendungszweck erfordert. Es gibt zum Beispiel Anwendungsgebiete, die auf Grund der Verarbeitung ein Nachrichten vergüteter Bauteile bedingen. Es kommt also darauf an, bereits vor der Verarbeitung die Eignung des vorgesehenen Werkstoffes zu überprüfen.

Die Bilder 18 bis 21 zeigen hierfür kennzeichnende Beispiele. Es handelt sich um den bereits erwähnten Chromstahl. Für zwei Schmelzen wurden sowohl Vergütungsschaubilder mit Ofen- und Wasserabkühlung nach dem Anlassen als auch der Kurvenverlauf für Zugfestigkeit und Kerbschlagzähigkeit an vergüteten Proben mit einer Nachlaßtemperatur von 400 bis 700° und einer nochmaligen Wasser- bzw. Ofenabkühlung nach dem Anlassen ermittelt. Bei den Anlaßkurven ist bei der Schmelze 1 (Bilder 18 und 19) ein kennzeichnender Knickpunkt sowohl bei 500, 600 als auch 650° zu erkennen, während bei Schmelze 2 (Bilder 20 und 21) ein gleichmäßiger Verlauf der Kurven für die Kerbschlagzähigkeit vorliegt. Bei der Aufstellung der Schaubilder nach zweimaligem Anlassen zeigt die Schmelze 1 einen kennzeichnenden Versprödungsbereich bei 500° beginnend, während Schmelze 2 Unterschiede in der Kerbschlagzähigkeit nicht erkennen läßt.

Laufende Prüfungen von Schmelzen ähnlicher Zusammensetzung haben ergeben, daß bei einem Verhalten entsprechend der Schmelze 1 die vorgeschriebenen Werte bei Prüfungen bis zu -80° ohne Schwierigkeiten erreicht werden können. Demnach ergibt sich, daß lediglich eine Aenderung des Prüfverfahrens durch eine abgeänderte Kerbschlagprobe keine Gewähr dafür bietet, daß der Werkstoff auch den Betriebsbeanspruchungen entspricht.

H. Bennek, Essen: Es wäre sehr zu begrüßen, wenn Herr Küntscher seine Ausführungen durch Angabe der Phosphorgehalte der untersuchten Stähle und zum Vergleich mit der Oxyd- und Sulfidverteilung<sup>22)</sup> auch durch einige Primär-

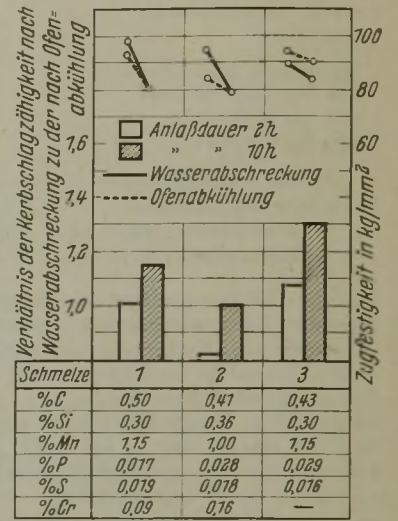


Bild 16.

Versprödung von Manganstählen ähnlich VM 125 nach Abschrecken von 840° in Öl und Anlassen auf 580° mit Wasser- oder Ofenabkühlung.

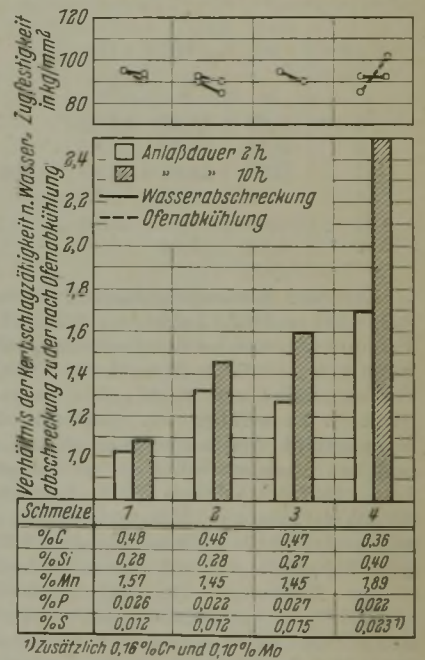


Bild 17. Versprödung von Manganstählen ähnlich VM 175 nach Abschrecken von 840° in Öl und Anlassen auf 560 bis 600° mit Wasser- oder Ofenabkühlung.

<sup>22)</sup> S. a. Niedenthal, A., und H. Bennek: Arch. Eisenhüttenw. 7 (1933/34) S. 683/86 (Werkstoffaussch. 271).

ätzungen in höherer Vergrößerung ergänzen würde. Es ist nicht unbekannt, daß die Anlaßsprödigkeit durch eine Diffusionsglühung bei Stählen mit ausgeprägter Kristallseigerung auch bei verhältnismäßig niedrigem Phosphorgehalt erheblich verbessert werden kann<sup>18)</sup>, und die heutigen Ausführungen haben uns ja gezeigt, daß die Anlaßsprödigkeit in erheblich stärkerem Maße in Erscheinung tritt, wenn man unter Raumtemperatur prüft. Ich könnte mir daher vorstellen, daß die „Stabilisierungsglühung“ sich auf die Kerbschlagzähigkeit bei tiefen Temperaturen hauptsächlich deswegen auswirkt, weil sie durch teilweisen Ausgleich der Kristallseigerung die Neigung zur Anlaßsprödigkeit verringert.

W. Küntscher: Herrn Bennek möchte ich erwidern, daß es sich in den angezogenen Fällen um sauberen basisch erschmolzenen Elektro Stahl handelt, mit außerordentlich niedrigen Phosphorgehalten. Betonen möchte ich, daß uns bekannt wurde, daß bei anderen Stahlwerken Erzeugungsschwierigkeiten vorlagen wie früher bei uns, und daß für uns das einzige Mittel einer sicheren Beseitigung die Anwendung der Stabilisierungsglühung war. Die Arbeiten von Herrn Bennek über die Beseitigung von Phosphorseigerungen sind uns bekannt. Wenn in dieser Beziehung eine Wirkung auf die Kaltzähigkeitseigenschaften als selbstverständlich zu erwarten gewesen wäre, so wäre es zu begrüßen, wenn darüber auch Herr Wiester berichtet hätte, da dies für die Praktiker ein wichtiger Hinweis sein würde.

Wir haben auch Versuche über die Wirkung der Diffusionsglühung bei Blöcken im Vergleich zur Stabilisierung von fertigem Werkstoff durchgeführt und dabei festgestellt, daß die günstigste Wirkung die Stabilisierungsglühung des fertig verformten Werkstoffes hat. Wir haben darüber in sehr großem Umfange Untersuchungen angestellt, nicht nur auf dem Gebiete der Tieftemperaturzähigkeit. Auf ein näheres Eingehen hierüber sei hier verzichtet.

J. Kuschmann, Dortmund: Ich möchte die Ausführungen von Herrn Schiffler unterstreichen, daß ein höherer Aluminiumgehalt, der über den zur Verhinderung der Alterung notwendigen erheblich hinausgeht, doch wohl von Bedeutung ist, um einen kältekerbzähnen Stahl zu erzielen. Bei Versuchen, die schon einige Jahre zurückliegen, haben wir festgestellt, daß bei unlegierten Stählen mit 0,05 bis 0,5 % C mit steigendem Aluminiumgehalt bis 0,2 % und noch darüber eine sehr erhebliche Verbesserung der Kerbschlagzähigkeit in der Kälte erreicht werden kann, wenn auch nicht gerade bis  $-180^{\circ}$ , so aber jedenfalls bis etwa  $-80^{\circ}$ . Ich glaube, daß es richtig ist, diesen Gesichtspunkt bei der Weiterentwicklung der kältekerbzähnen Stähle zu beachten.

F. Körber, Düsseldorf: Ich möchte noch eine Bemerkung zur Prüftechnik machen. Es ist heute wiederholt ausgesprochen worden, daß die DVM-Probe überschärft ist; wegen der niedrigen Werte, die sie bei tiefen Temperaturen anzeigt, ist die Unterscheidungsfähigkeit damit außerordentlich schlecht. Das wird auch durch die Werte in dem Bericht von Herrn Wiester durchaus belegt. Aber trotzdem gibt es offenbar auch Fälle, in denen die DVM-Probe auch bei tiefen Temperaturen besser und schärfer unterscheidet, als die Probe von H. Bennek. Ich verweise auf *Zahlentafel 5*, in der bei aluminiumhaltigen Nickelstählen allerdings niedrigere, aber stärker voneinander abweichende Werte für die DVM-Probe als für die Bennek-Probe

angeführt werden. Auf der anderen Seite hat die Bennek-Probe, wenn wir die Prüfung bei Raumtemperatur beachten, den Nachteil, daß sie die Werte zu sehr einander angleicht. Für Raumtemperatur ist sie auch nicht vorgesehen, so daß wir für die Beurteilung der Werkstoffeigenschaften bei Raumtemperatur die DVM-Probe vorziehen müssen. Wenn wir aber die Bennek-

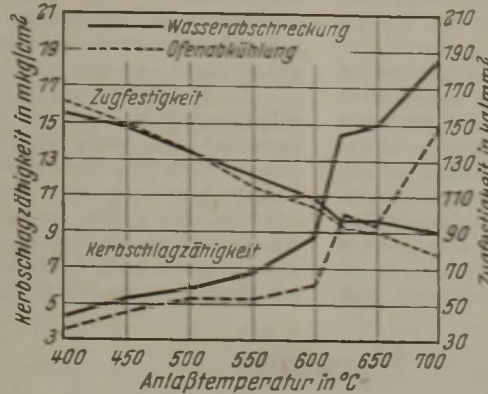


Bild 18. Von 900 bis 920° in Oel abgeschreckt und angelassen.

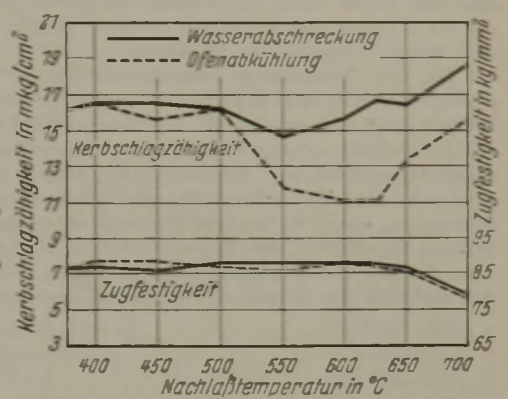


Bild 19. Von 900 bis 920° in Oel abgeschreckt, 3 h bei 650 bis 670° angelassen und nochmals angelassen.

Bilder 18 und 19. Abhängigkeit der Kerbschlagzähigkeit (DVM-Probe) und Zugfestigkeit von der Anlaßtemperatur bei Proben von 18 mm Dmr. aus Stahl mit 0,35 % C, 0,35 % Si, 0,63 % Mn, 0,014 % P, 0,011 % S, 1,64 % Cr, 0,17 % Cu, 0,02 % Mo und 0,07 % Ni.

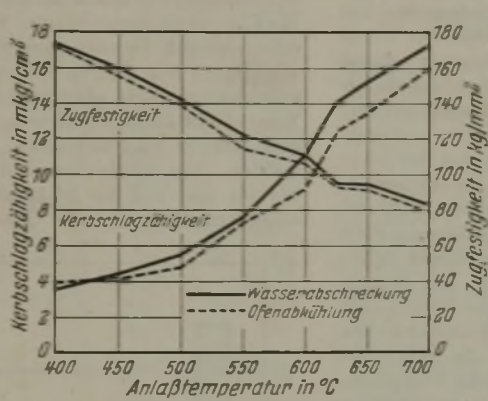


Bild 20. Von 900 bis 920° in Oel abgeschreckt und angelassen.

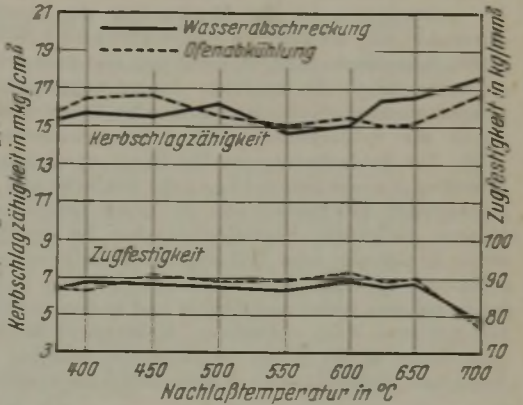


Bild 21. Von 900 bis 920° in Oel abgeschreckt, 3 h bei 650 bis 670° angelassen und nochmals angelassen.

Bilder 20 und 21. Abhängigkeit der Kerbschlagzähigkeit (DVM-Probe) und Zugfestigkeit von der Anlaßtemperatur bei Proben von 18 mm Dmr. aus Stahl mit 0,36 % C, 0,33 % Si, 0,55 % Mn, 0,015 % P, 0,011 % S, 1,61 % Cr, 0,17 % Cu, 0,03 % Mo und 0,08 % Ni.

Probe bei tiefen Temperaturen wählen, werden wir, um einen Anschluß an die Eigenschaften bei höherer Temperatur zu bekommen, die Werte zweckmäßig mit der Bennek-Probe auch bei Raumtemperatur feststellen. Ich möchte daher vorschlagen, diese Stähle, die man jetzt bei tiefen Temperaturen verwenden will, bei diesen Temperaturen und auch bei Raumtemperatur neben der viele Vorteile zeigenden Bennek-Probe auch mit der schärferen DVM-Probe zu prüfen.

Durch Verwendung beider Proben als Studienproben nebeneinander wird man tieferen Einblick in das Verhalten des Werkstoffes in der Kälte, besonders hinsichtlich des Ansprechens auf den Trennungsbruch, gewinnen. Auch das, was Herr Riedrich sagte, ist insofern bemerkenswert, weil er sich das Ziel gesetzt hat, auch mit der schärferen DVM-Probe zu guten Kerbschlagzähigkeitswerten zu kommen, was in seinem Falle mit der milderen Probe nach H. Bennek sehr leicht zu erreichen gewesen wäre.

H.-J. Wiester, Essen: Ich möchte gleich an die Ausführungen von Herrn Körber anknüpfen. Beim Kerbschlagversuch ergibt sich eine Unterscheidungsmöglichkeit im wesentlichen nur aus dem unstetigen Abfall der Kerbschlagzähigkeit mit absinkender Temperatur. Je nachdem, ob die Probe schärfer oder milder gekerbt ist, wird dieser unstetige Abfall bei tieferer oder höherer Temperatur liegen. Es ist daher nicht zu verlangen, daß ein und dieselbe Probe in dem ganzen Temperaturbereich eine gute Unterscheidungsmöglichkeit ergibt. Ist das Abfallgebiet einmal überschritten, was bei der

Probe nach H. Bennek schon bei verhältnismäßig tiefen Temperaturen der Fall ist, dann ist eine deutliche Unterscheidung im allgemeinen nicht mehr möglich. Die Kerbschlagzähigkeit liegt dann einheitlich in der Hochlage und die Proben werden vielfach nicht mehr durchschlagen. Ebenso erhält man einheitlich schlechte Werte, wenn das Abfallgebiet nach unten überschritten ist. Die Probe nach H. Bennek soll daher selbstverständlich die DVM-Probe nicht ersetzen, sondern sie nur für den Bereich der tiefen Temperaturen ergänzen.

Zu den Versuchsergebnissen von Herrn Riedrich ist zu sagen, daß Kerbschlagzähigkeitswerte von im Mittel 2,1 mkg/cm<sup>2</sup>, wie er sie für den Manganstahl bei -180° mit der DVM-Probe erhalten hat, doch recht niedrig liegen und als Grundlage für die Beurteilung eines Stahles wenig geeignet sind, da in ihnen die prüftechnisch bedingten Nebenwirkungen, wie z. B. die zum Fortschleudern der Probenhälften verbrauchte Arbeit, die Reibungsverluste u. dgl., bereits einen wesentlichen Anteil ausmachen. Daß man mit Stählen dieser Art dicht an der Grenze des Bereiches liegt, in dem man auch

mit der DVM-Probe noch gewisse Kerbschlagzähigkeitswerte erhalten kann, geht auch schon aus unseren Versuchsergebnissen, z. B. aus den für den Stahl VC 135 bei wesentlich stärkerem Vergütungsquerschnitt erhaltenen Werten (Zahlentafel 10) hervor. Das wird besonders bei der Prüfung von Stählen mit höheren Kohlenstoffgehalten der Fall sein. Wir haben diese bei unseren Versuchen im allgemeinen vermieden, weil wir von vornherein die Möglichkeit des Schweißens nicht ganz außer acht lassen wollten, die sich mit zunehmendem Kohlenstoffgehalt rasch verschlechtert.

Zu den Ausführungen von Herrn Schiffler über den Aluminiumgehalt kann ich nur auf unsere Versuchsergebnisse verweisen, bei denen wir einen günstigen Einfluß eines über den zur Erzielung einer gründlichen Desoxydation notwendigen Gehalt hinausgehenden Aluminiumgehaltes nicht feststellen konnten. Nach dem, was wir über die Legierungswirkung des Aluminiums wissen, kann man sich schlecht vorstellen, daß gerade das Aluminium als Legierungselement einen besonders günstigen Einfluß auf die Zähigkeit bei tiefen Temperaturen haben soll.

## Umschau.

### Mahlbarkeit von Hochofenschlacken.

Das Feinmahlen der Rohstoffe und der Enderzeugnisse erfordert besonders in der Zementindustrie viel Kraft. Mahlvorgänge sind daher für diese Industrie außerordentlich wichtig. Ähnlich wie der Portlandzementklinker und viele andere Stoffe zeigen auch die granulierten Hochofenschlacken in ihrer Mahlbarkeit erhebliche Unterschiede, wie G. Mußnug<sup>1)</sup> zeigt. Im wesentlichen ist die Mahlbarkeit der Hochofenschlacken durch ihre physikalische Beschaffenheit (Kornform, Korngröße, Kornbeschaffenheit, dicht und fest oder schaumig, blasig) gekennzeichnet, die ihrerseits wieder hauptsächlich durch die Granulationsart (Naß-, Halbnaß- oder Trockengranulation) und durch die Schlackentemperatur beim Granulieren bestimmt wird. Die Schlackentemperatur hängt wiederum von der chemischen Zusammensetzung der Schlacke und der erblasenen Roheisenart weitgehend ab. So fallen beispielsweise heiß erblasene, kalkreiche Hochofenschlacken bei der Naßgranulation meist feinkörnig, zum Teil sogar schaumig an, während kälter erblasene, niedrigkalkige Hochofenschlacken nach der Granulation ein sehr festes und dichtes und in den meisten Fällen auch viel größeres Korn aufweisen. Kalkärmere Hochofenschlacken sind daher in der Regel viel schwerer mahlbar als kalkreiche Schlacken, doch gibt es auch gelegentlich hochbasische Schlacken,

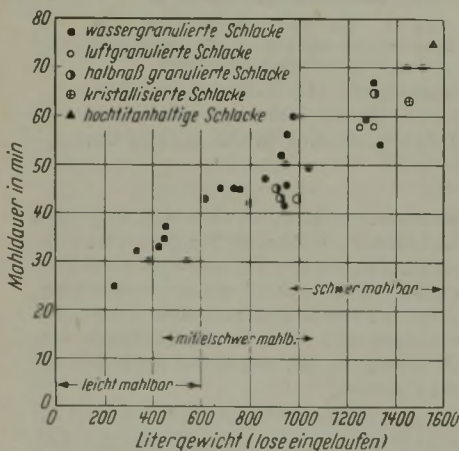


Bild 1. Litergewicht und Mahlbarkeit von Hochofenschlacken.

zwischen der Mahlbarkeit und dem Litergewicht bei den rasch gekühlten basischen Hochofenschlacken, die ja fast ausschließlich für die Zementherstellung zur Verwendung kommen, eine weitgehende Beziehung besteht (Bild 1).

Das Litergewicht ist im wesentlichen von dem Granulationsverfahren und der Schlackentemperatur abhängig; die chemische Zusammensetzung ist dagegen, sofern nicht gleichzeitig eine Erhöhung der Schmelztemperatur nebenher geht, auf das Litergewicht von geringem Einfluß. In vielen Fällen wird es daher leicht möglich sein, auch ohne wesentliche Änderung der chemischen Zusammensetzung das Litergewicht zu beeinflussen, so beispielsweise durch die Anwendung der Naßgranulation an Stelle der Luft- oder der Halbnaßgranulation

die schwer mahlbar sind. Um einen gewissen Ueberblick über die Abhängigkeit der Mahlbarkeit der Zementzusatzschlacken von der chemischen Zusammensetzung, dem Formzustand, Litergewicht und schließlich den Bedingungen bei der Gewinnung der Schlacke zu erreichen, wurde die Mahlbarkeit verschiedener Schlacken in einer kleinen Laboratoriumsmühle festgestellt. Diese Versuche zeigten, daß

und durch die Vermeidung jeglichen Wärmeverlustes vor der Granulation. Naßgranulierte und heiß erblasene Hochofenschlacken sind in der Regel viel leichter mahlbar als halbnaß- oder trockengranulierte und kälter erblasene Schlacken. Gegenüber den halbnaß- oder luftgranulierten Hochofenschlacken erfordern die naßgranulierten infolge des höheren Wassergehaltes allerdings höhere Trockenkosten, während die halbnaß- und luftgranulierten Zementschlacken im allgemeinen wieder höhere Mahlkosten verursachen. Die Wirtschaftlichkeit des einen oder anderen Granulationsverfahrens für die Zementschlacken muß daher von Fall zu Fall näher geprüft werden. Für die Naßgranulation sollte aber zum mindesten bei der Gewinnung der Zementschlacken Regel sein, die Schlacke möglichst rasch nach dem Abstich zu granulieren, um größere Wärmeverluste zu vermeiden. Aus diesen Gründen ist auch im Hinblick auf die Mahlbarkeit und auf die hydraulischen Eigenschaften der Zementschlacken eine zentrale Granulationsanlage nicht von Vorteil,

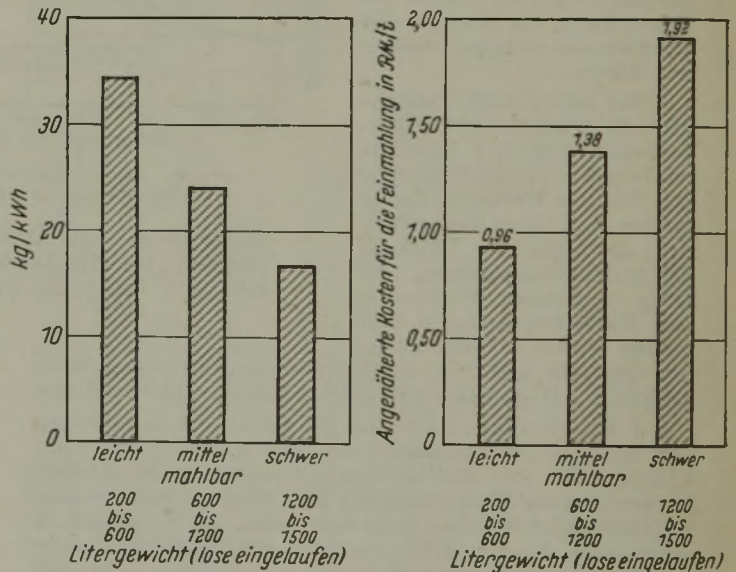


Bild 2. Anhaltszahlen für die Mahlleistung und die Kosten für den Kraftaufwand beim Vermahlen von leicht und schwer mahlbaren Hochofenschlacken (1 kWh = 3 Pf.). Mahleinheit 3 bis 4 % (Rückstand 4900-Maschen-Sieb).

da bei längerem Transport der glühendflüssigen Schlacke immer Wärmeverluste auftreten.

Großversuche mit Dreikammernmühlen ergänzten die im Laboratorium an Hochofenschlacken ermittelten Ergebnisse. Bei den Großversuchen wurden Leistungszahlen und die angenäherten Kosten für den Kraftaufwand bei der Feinmahlung leicht, mittelschwer und schwer mahlbarer Hochofenschlacken ermittelt (Bild 2).

Zusammenfassend ergaben die im Betrieb und Laboratorium durchgeführten Mahlversuche, daß die Mahlbarkeit der rasch gekühlten Hochofenschlacken sehr verschieden ist und weitgehend von dem Litergewicht abhängt. Mit steigendem Litergewicht nimmt der Mahlwiderstand fast linear zu; die chemische Zusammensetzung ist dagegen auf die Mahlbarkeit von geringem Einfluß, sofern nicht gleichzeitig dadurch auch das Litergewicht

<sup>1)</sup> Zement 31 (1942) S. 183/93.

verändert wird. Leicht mahlbar sind Hochofenschlacken mit einem Litergewicht (lose eingelaufen) von 200 bis 600 g, mittelschwer mahlbar solche, deren Litergewicht zwischen 600 und 1200 g liegt; als schwer mahlbar sind Hochofenschlacken anzusehen, deren Litergewicht über 1200 g beträgt. Gewisse Ueberschneidungen kommen jedoch vor. *Gustav Mußnug.*

**Leistungszahlen und Kennwerte der Lichtbogenöfen in den Vereinigten Staaten von Amerika.**

T. J. Ess<sup>1)</sup> berichtet über die Leistungsfähigkeit der in Betrieb und im Bau befindlichen, nur für die Stahlerzeugung bestimmten Lichtbogenöfen der Vereinigten Staaten, wobei er auf Grund seiner Erhebungen zu folgenden Beziehungen und Ergebnissen kommt (Bild 1).

Das Nennfassungsvermögen wird in der Regel durch das wirkliche Einsatzgewicht um 30 bis 50 % überschritten. Bei den kleinen Öfen kommen Ueberschreitungen sogar bis zu 100 % vor. Die zugehörigen Umspannerleistungen erreichen bei den kleinen Öfen bis zu 600 kVA/t Einsatz und darüber, während bei den großen Öfen diese Werte mit steigendem Einsatzgewicht bis auf rd. 180 kVA/t fallen.

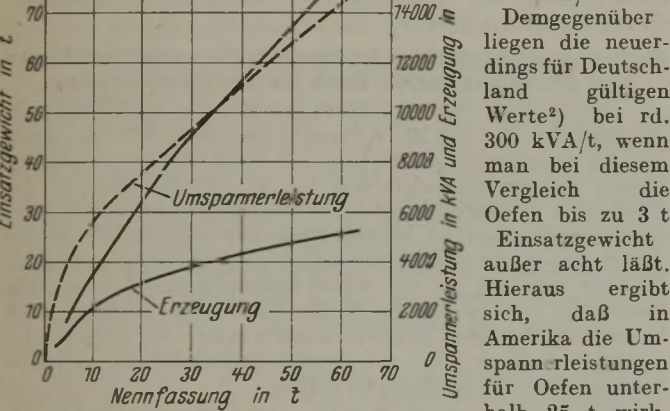


Bild 1. Kennzahlen der amerikanischen Lichtbogenöfen.

höher liegen als in Deutschland, während oberhalb 25 t Einsatz die deutschen Werte einen höheren spezifischen Zahlenwert aufweisen.

Bei einem Vergleich der den entsprechenden Umspannerleistungen zugehörigen Graphitelektroden-Durchmesser ist festzustellen, daß die Amerikaner ihre Graphitelektroden spezifisch wesentlich höher belasten, als es bei den deutschen Graphitelektroden üblich ist, eine Tatsache, die durch Verwendung der hochwertigen Acheson-Elektrode zu erklären ist.

Die angegebenen Kesseldurchmesser entsprechen bei den kleinen Öfen in etwa den deutschen Werten, sie liegen jedoch von 25 t Nennfassung an um etwa 10 % niedriger. Ein wesentlicher Unterschied liegt in dem Verhältnis von Umspannerleistung und Kesseldurchmesser. Bei gleichem Kesseldurchmesser sind besonders bei den kleinen Öfen die Umspannerleistungen in Amerika bedeutend höher als bei uns. Dies ist darauf zurückzuführen, daß bei den deutschen Öfen bis zu 20 t Einsatz die Möglichkeit vorgesehen ist, diese gleichfalls mit Kohleelektroden betreiben zu können, was infolge des geringeren Abstandes von Außenkante Elektrode zum Ofenmantel eine niedrigere Umspannerleistung bedingt, wenn die feuerfeste Ausmauerung nicht zu stark in Mitleidenschaft gezogen werden soll.

Die angegebene Erzeugung je Monat, die sich auf kalten Einsatz mit anschließender, doppelter Schlackenbehandlung bezieht, erscheint im Vergleich zu den deutschen Verhältnissen trotz der bei den kleinen Öfen verwendeten höheren Umspannerleistungen teilweise reichlich hoch. Eine eindeutige Beurteilung dieser Frage ist jedoch recht schwierig, da wesentliche Angaben über Schmelzzeiten, zugrunde gelegte monatliche Laufzeiten usw. fehlen.

Die Umspanner sind sekundär mit 8 oder mehr Spannungsstufen von 275 bis 110 V versehen. Sie haben eine wassergekühlte Oelumlaufrückführung und darüber hinaus Ausschalter für plötzlich primärseitig auftretende Ueberspannungen, die bekanntlich Werte von 50 % und mehr erreichen können.

Die jährliche Erzeugungsmöglichkeit an Elektrostahl in den Vereinigten Staaten wurde für Ende 1939 auf 1,708 Mill. metr. t und für Ende 1940 auf 2,346 Mill. metr. t geschätzt. Auf Grund seiner Untersuchungen und Erhebungen schätzt der Verfasser die Leistungsfähigkeit der Elektrostahlwerke für das Jahr 1941 auf 3,78 Mill. metr. t und für 1942 auf 4,98 Mill. metr. t, wobei die Planungen für das Jahr 1942 mit berücksichtigt worden sind<sup>1)</sup>.

Die jährliche Leistungsfähigkeit der zehn größten Werke wird wie folgt angegeben:

Republic Steel Corp. . . . .	665 000 metr. t
Ford Motor Co. . . . .	430 000 metr. t
Crucible Steel Co. of America )	
Pittsburgh Crucible Steel Co. )	413 000 metr. t
Allegheny-Ludlum Steel Corp. . . . .	342 000 metr. t
Timken Roller Bearing Co. . . . .	343 000 metr. t
Copperweld Steel Co. . . . .	209 000 metr. t
Carnegie-Illinois Steel Corp. . . . .	185 000 metr. t
Bethlehem Steel Co. . . . .	171 000 metr. t
Rustless Iron and Steel Corp. . . . .	152 000 metr. t
Rotary Electric Steel Corp. . . . .	118 000 metr. t

Die Rohstahlerzeugung dieser Werke beträgt rd. 80 % der Gesamtgewinnung in den Vereinigten Staaten im Jahre 1941.

*Edmund Pakulla.*

**Archiv für das Eisenhüttenwesen.**

Vorschläge für die zweckmäßige Einrichtung, Ausrüstung und Ueberwachung von Gaserzeugern, besonders für Siemens-Martin-Öfen und bei der Vergasung von rheinisch-westfälischen Kohlen. (Teil II.)

Im zweiten Teil seiner obigen Arbeit<sup>2)</sup> legt Gustav Neumann dar, auf welche Weise insbesondere die häufigen Windleitungs-Explosionen entstehen und welche Hilfsmittel und Maßnahmen notwendig und möglich sind, um sie zu vermeiden oder die Gefahren zu vermindern. Es ist notwendig, bestimmte Forderungen bei der baulichen Ausführung der Anlagen, ihrer Ausrüstung mit Sicherheitseinrichtungen und der Betriebsgestaltung zu erfüllen. Häufig treten Windleitungs-Explosionen auf bei laufendem Gebläse infolge einer plötzlichen Unterbrechung der Gasentnahme durch den Ofenbetrieb. Zur Vermeidung von solchen Gefahren ist eine zuverlässige Signalabgabe zwischen Ofenbetrieb und Gaserzeugeranlage erforderlich.

Ferner wird die Notwendigkeit der selbsttätigen Druck- und Dampf-Luft-Gemischtemperatur-Regelung ausführlich erörtert. Von Hand kann weder der Gasdruck noch die Dampf-Luft-Gemischtemperatur ausreichend geregelt werden. Einem übermäßigen, viel Auswertungs- und Instandhaltungspersonal erfordernden Aufwand an Hilfsgeräten wird nicht das Wort geredet. Der Gasdruck und die Dampf-Luft-Gemischtemperatur müssen jedoch unbedingt durch selbsttätige Regler geregelt werden. Diese Notwendigkeit wird an Hand von Meßstreifen bewiesen. Die verschiedenen grundsätzlichen Reglerarten, die in Betracht kommen, werden eingehend erörtert. Es muß aber vermieden werden, daß die Regeleinrichtung durch falsche und oft sogar explosionsgefährliche Eingriffe der Stocher gestört wird. Meist nehmen die Stocher derartige gefährliche Eingriffe dann vor, wenn die Anlage sicherheitstechnisch ungenügend oder in falscher Weise ausgerüstet ist und häufige Windleitungs-Explosionen die Stocher überängstlich machen. Oft greifen sie hierbei gerade zu verkehrten und gefährlichen Maßnahmen, durch die Explosionsmöglichkeiten erst entstehen und ausgelöst werden, z. B. durch Öffnen der Explosionsklappen in der Hauptwindleitung bei laufendem Gebläse.

**Eisen-Nickel-Aluminium-Kobalt-Kupfer-Legierungen mit magnetischer Vorzugsrichtung.**

Im Fünfstoffsystem Eisen-Nickel-Aluminium-Kobalt-Kupfer ist eine Legierung mit etwa 8 bis 9 % Al, 23 % Co, 3 % Cu und 15 % Ni bekannt geworden, die durch eine Wärmebehandlung im Magnetfeld mit nachfolgendem Anlassen eine magnetische Vorzugsrichtung erhält und zur Zeit den Spitzenwert der Dauer-

1) Iron Steel Engr. 18 (1941) Nr. 10, S. 65/67.  
2) Stahl u. Eisen 62 (1942) S. 887.

1) Siehe Stahl u. Eisen 62 (1942) S. 994/95.  
2) Arch. Eisenhüttenw. 16 (1942/43) S. 237/46 (Wärme-stelle 312). — Teil I s. Arch. Eisenhüttenw. 16 (1942/43) S. 201/14.

magnetlegierungen darstellt. Von Werner Jellinghaus<sup>1)</sup> wurde eine Reihe von Eisenlegierungen mit rd. 23 % Co, 3 % Cu, 15 % Ni und Aluminiumgehalten zwischen 5,7 und 16,6 % auf ihren Gefügeaufbau und ihre magnetischen Eigenschaften hin geprüft. Alle Schmelzen erhalten als vorherrschenden Gefügebestandteil eine kubisch raumzentrierte Phase; daneben findet sich bei niedrigsten Aluminiumgehalten Austenit und erst bei dem höchsten Aluminiumgehalt eine kubisch raumzentrierte Phase mit Ueberstruktur. Durch Untersuchung der Temperaturabhängigkeit der Koerzitivkraft wurde nachgewiesen, daß auch der mittlere, scheinbar homogene Legierungsbereich mehrphasig ist. Das Zustandekommen der Dauermagneteigenschaften kann in derselben Weise erklärt werden wie bei den Dreistofflegierungen aus Eisen, Nickel und Aluminium. Die Wärmebehandlung im Magnetfeld führt nur in einem engen Legierungsbereich zum Erfolg; dieser ist durch homogene Erstarrung, hohen Curiepunkt und die Nähe der Löslichkeitsgrenze für Austenit gekennzeichnet.

#### Einfluß verschiedener Legierungszusätze auf die Eigenschaften chromhaltiger Dauermagnetstähle.

Die bereits seit langem bekannten Chrommagnetstähle waren kein vollwertiger Ersatz für die Wolframagnetstähle. Um die magnetischen Eigenschaften der Chromstähle zu verbessern, wurde von Helmut Krainer und Franz Raidl<sup>2)</sup> der Einfluß verschiedener Legierungszusätze untersucht. Bei Stählen mit weniger als 3,5 % Cr können dem Wolframstahl entsprechende Werte auch mit Hilfe weiterer Legierungszusätze nicht erreicht werden. Der notwendige Chromgehalt wurde mit 3,5 bis 6 % ermittelt. Siliziumzusätze bis etwa 1 % und Aluminiumzusätze wirken verbessernd. Phosphor, Arsen und Antimon sind bei nicht zu hohen Gehalten einflußlos. Zinn ermöglicht in Verbindung mit Vanadin die Erzielung besonders guter magnetischer Werte. Die Sonderkarbide bildenden Elemente Wolfram, Molybdän und Vanadin rufen bereits in kleinen Mengen eine merkliche Verbesserung hervor. Ein Manganzusatz bis zu etwa 1 % ist gleichfalls vorteilhaft.

Praktische Erfahrungen zeigen, daß durch die verbesserten Chromstähle der bekannte Wolframagnetstahl mit 6 % W ohne Nachteil, vor allem ohne Umbau der Geräte, ersetzt werden kann.

#### Wechselfestigkeits-Schaubilder von Stählen bei höheren Temperaturen.

Zur Ermittlung von Wechselfestigkeits-Schaubildern bis zu Temperaturen von 500° wurden von Max Hempel und Hermann Krug<sup>3)</sup> an drei warmfesten Stählen (Chrom-Molybdän-, Chrom- und Molybdänstahl) mit unterschiedlichen statischen Festigkeitseigenschaften Versuche unter Zug-Druck-Wechselbeanspruchung bei gleichzeitiger Messung der eintretenden Dehnungen durchgeführt. Als Prüfmaschine diente ein öldruckhydraulischer Pulsator, der ein freies Dehnen des Prüfstabes bei gleichbleibender äußerer Belastung zuließ. Die Dehnungen wurden optisch bei 200- oder 400facher Vergrößerung aufgezeichnet.

Die Wechselversuche wurden bei verschiedenen Mittelspannungen nach dem Wöhler-Verfahren bis zu einer Grenzlastspielzahl von zwei Millionen bei einer Versuchszeit von 50 h durchgeführt. Bei Temperaturen oberhalb 300 bis 400° reichte das Wöhler-Verfahren — infolge unzulässig hoher Dehnung der Werkstoffe — zur Bestimmung der Wechselfestigkeit nicht mehr aus; aus diesem Grunde wurde die Auswertung der Wechselversuche nach einem „Dehnungsmeßverfahren“ vorgenommen, das Höchstbeträge für Dehngeschwindigkeit und bleibende Dehnung vorschreibt. Für jeden Stahl ergeben sich auf diese Weise zwei unterschiedliche Abgrenzungen des Wechselfestigkeits-Schaubildes. Die nach dem Dehnungsmeßverfahren ermittelten Grenzspannungslinien umfassen den Belastungsbereich, in dem Dehngeschwindigkeit oder bleibende Verformung keine unzulässigen Werte erreichen, während das Wöhler-Verfahren Grenzspannungen gleicher Lebensdauer angibt. Die Prüfung der Versuchsstähle führte zu drei kennzeichnenden Grenzfällen, die grundsätzliche Unterschiede in der Gestalt der Wechselfestigkeits-Schaubilder ergaben. Der Verlauf der Grenzspannungslinien und damit die Eignung eines Werkstoffes für Wechselbeanspruchungen in der Wärme ist sowohl von den im Kurz-

zeitversuch ermittelten statischen Festigkeitseigenschaften, wie Warmstreckgrenze und Zugfestigkeit, als auch von dem Dehverhalten des Werkstoffes, das im Dauerstandversuch zu erfassen ist, abhängig.

Aus der Art und dem Aussehen von Dauerbrüchen bei höheren Temperaturen kann festgestellt werden, daß gegenüber Raumtemperatur — abgesehen von den bei hohen Oberspannungen in der Wärme auftretenden Verformungsbrüchen — keine grundsätzlichen Unterschiede bestehen; die Ausbreitung von Dauerbrüchanrissen erfolgte intrakristallin.

#### Die Beziehung zwischen Belastung und Dehngeschwindigkeit bei Dauerstandsbeanspruchung.

Von Franz Sauerwald<sup>1)</sup> wird der Verlauf der Spannungs-Dehngeschwindigkeits-Kurven bei Dauerstandsversuchen erörtert und das Auftreten eines Knickpunktes besonders in den Kurven bei logarithmischer Auftragung begründet. Bei fast allen technisch wichtigen Metallen (Stahl, Blei, Aluminium, Magnesium, Kupfer und Zinn) zeigt sich ein deutlicher Knickpunkt, dessen Lage ein Maß für die Dauerstandfestigkeit gibt. Der Kurvenast mit der größeren Dehngeschwindigkeit weist die stärkere Abhängigkeit von der Temperatur und Stahlzusammensetzung auf. Das Auftreten eines Knickpunktes ist vor allem an die Bedingung geknüpft, daß bei kleinen Spannungen ein allgemeines Fließen auf Grund des polykristallinen Gefüges und der Spannungsverfestigung verhindert wird. Bei hohen Belastungen werden die hohen Fließgeschwindigkeiten besonders durch starke Gleitebenenbildung hervorgerufen. Auf die Bedeutung von zusätzlich wirkenden Ausscheidungen auf das Dauerstandverhalten wird hingewiesen. Eine eingehendere Untersuchung der Werkstoffe nach der Dauerstandsbeanspruchung wird angeregt.

#### Auflösung und Auswertung der Zusammenhänge zwischen Kosten und Beschäftigungsgrad durch das Lochkartenverfahren.

Alfons M. Wolter und Herbert Brodmeier<sup>2)</sup> gehen von der Tatsache aus, daß die Kenntnis, die laufende Beobachtung und ein grundsätzliches Rechnen mit fixen und proportionalen Kosten in Industriezweigen wie dem Eisenhüttenwesen, wo der Einfluß des Beschäftigungsgrades auf die Kostenhöhe schlechterdings vorherrschend ist, für eine Reihe von Aufgaben, die zu den wichtigsten des tätigen Betriebswirtes zählen, unerlässlich bleibt. Es fragt sich, wie die mit dieser Kostenauflösung verbundene Mehrarbeit auf praktische Weise durchgeführt und für das Unternehmen tragbar geleistet werden kann. Auf dem hier beschriebenen Wege geht die Betriebswirtschaftsstelle mit der Lochkartenabteilung Hand in Hand.

Die Betriebswirtschaftsstelle untersucht die Zusammenhänge zwischen den verschiedenen Kostenarten und dem Beschäftigungsgrad der einzelnen Kostenstellen bei durchschnittlich oder planmäßig normaler Ausnutzung der Anlagen und Funktionsbereiche und legt einmalig, nur unter gelegentlicher Ueberprüfung, die Verhältnisse der fixen und proportionalen Kosten zu den vollen Kostenbeträgen in Prozentsätzen fest. Die weitere Massenarbeit erledigt die Lochkartenabteilung: die Uebernahme der ermittelten Auflösungsfaktoren auf Leitkarten, die laufende Ablochung der Kostenabrechnungsbogen, die Prozentrechnung im Rechenloch und die Niederschrift der fixen und proportionalen Kosten durch die Tabelliermaschine. Aus einem längeren Zeitvergleich dieser monatlichen Niederschriften auf besonderen Bogen in der Betriebswirtschaftsstelle werden Durchschnitte gezogen und Normalkosten aufgestellt, die die Lochkartenabteilung ebenfalls in ihre Sprache übersetzt und mit den anderen Karten nochmals im Kartendoppler, der Sortiermaschine, dem Rechenloch und der Tabelliermaschine zu einem wertvollen Soll-Ist-Vergleich verarbeitet und niederschreibt. An Hand dieser Liste ist dann die Betriebswirtschaftsstelle in der Lage, auf alle Anfragen bezüglich der Kostenentwicklung schlagartig Auskunft zu erteilen: Ob und inwieweit die Kostenabteilung mit veralteten Normalzuschlägen rechnet, welchen Einfluß der Beschäftigungsgrad gehabt und vor allem wie der Betrieb auf den verschiedenen Gebieten der Brennstoff- und Energiekosten, der Lohn- und sonstigen Personalkosten, der Werksgeräte- und Werkzeugkosten, der sonstigen Betriebs- und Instandhaltungskosten usw. gewirtschaftet hat.

Der Bericht stützt sich auf längere Versuchsarbeiten und die Erfahrungen, die die Verfasser mit der Durchführung des Verfahrens bei einem großen Konzern der Eisen schaffenden und Eisen verarbeitenden Industrie gesammelt haben.

<sup>1)</sup> Arch. Eisenhüttenw. 16 (1942/43) S. 269/72.

<sup>2)</sup> Arch. Eisenhüttenw. 16 (1942/43) S. 273/81 (Betriebsw.-Aussch. 202).

<sup>1)</sup> Arch. Eisenhüttenw. 16 (1942/43) S. 247/52 (Werkstoff-aussch. 610).

<sup>2)</sup> Arch. Eisenhüttenw. 16 (1942/43) S. 253/60 (Werkstoff-aussch. 611).

<sup>3)</sup> Arch. Eisenhüttenw. 16 (1942/43) S. 261/68 (Werkstoff-aussch. 612).



## Zeitschriften- und Bücherschau Nr. 1<sup>1)</sup>

### Allgemeines.

Niethammer, Friedrich: Wesen der Technik und Ingenieur Tätigkeit. Prag: Verlag der Deutschen Akademie der Wissenschaften 1942. Im Buchhandel: Sudetendeutscher Verlag Franz Kraus in Reichenberg. (48 S.) 4°. (Abhandlungen der Deutschen Akademie der Wissenschaften in Prag. Mathematisch-naturwissenschaftliche Klasse. Heft 8.) ■ B ■

Tigerschiöld, Magnus: Forschung in der schwedischen Eisen- und Bergbauindustrie. Forschungsaufgaben und ihre Abgrenzung. Geschichte des Jernkontors und sein Aufbau. Ueberblick über die auf berg- und hüttenmännischem Gebiet einschließlich Werkstoffkunde vom Jernkontor allein und in Verbindung mit den schwedischen Werken und der Technischen Hochschule Stockholm durchgeführten Forschungsarbeiten. In der Aussprache Herausstellung besonders wichtiger Gegenwartsfragen. [Blad Bergshandl. Vänn. 25 (1942) Nr. 3, S. 398/420.] ■ B ■

### Geschichtliches.

100 Jahre Bochumer Verein. [Stahl u. Eisen 62 (1942) Nr. 52/53, S. 1091.]

Die Ehrung Hermann Röchlings am 12. November 1942.\* [Stahl u. Eisen 62 (1942) Nr. 51, S. 1061/67.]

Berg, Georg: Adolph Bessell, der Erfinder der ersten Schwimmaufbereitung.\* Lebensgang des Erfinders. Erste Anwendung der Schwimmaufbereitung bei der Reinigung von Graphit. [Z. prakt. Geol. 50 (1942) Nr. 9, S. 107/09.]

Dickmann, Herbert: Die Anfänge des Duplexverfahrens. [Stahl u. Eisen 62 (1942) Nr. 52/53, S. 1094/95.]

### Grundlagen des Eisenhüttenwesens.

**Physikalische Chemie.** Grube, G., und M. Flad: Affinität und Wärmetönung der Mischkristallbildung im System Chrom-Nickel.\* Sauerstoffdrucke des Chrom(III)-oxyds im Gleichgewicht mit Chrom im Temperaturgebiet von 780 bis 1300°. Bildungswärme des Chrom(III)-oxyds aus Chrom und Sauerstoff. Sauerstoffdruck des Chrom(III)-oxyds im Gleichgewicht mit Chrom-Nickel-Mischkristallen durch das ganze System Chrom-Nickel bei 1100 und 1200° und Berechnung der mit steigendem Nickelgehalt kleiner werdenden Bildungswärme des Chrom(III)-oxyds. [Z. Elektrochem. 48 (1942) Nr. 7, S. 377/89.]

Mather, R. F.: Das System Zirkonoxid-Magnesiapinell.\* Untersuchung des Zustandsschaubildes  $ZrO_2-MgAl_2O_4$  durch Prüfung der Wärmeausdehnung, Dichte und des Gefüges. Bei Temperaturen bis 1650° wurden keine beständigen Verbindungen oder festen Lösungen gefunden. [J. Amer. ceram. Soc. 25 (1942) Nr. 3, S. 93/96.]

**Chemie.** Baukloh, Walter, und Björn Edwin: Der Einfluß von Temperatur und Druck auf den Kohlenoxydzerfall und der Vorgang der Treibwirkung des Kohlenstoffs.\* [Arch. Eisenhüttenw. 16 (1942/43) Nr. 6, S. 197/200; vgl. Stahl u. Eisen 62 (1942) S. 1076.]

Smoluchowski, R.: Bedeutung der freien Elektronen für das Verhalten von Eisenlegierungen. Begriff der „freien“ (nicht an Atome gebundenen) Elektronen, die die elektrische und Wärmeleitfähigkeit des Werkstoffes bestimmen. Erklärung der Erscheinung, daß alle Legierungselemente zum Eisen, die im periodischen System rechts vom Eisen stehen, das  $\gamma$ -Eisengebiet erweitern, und alle, die links vom Eisen stehen, es vermindern, durch die Aenderung der freien Elektronendichte. [Iron Coal Tr. Rev. 145 (1942) Nr. 3877, S. 320.]

**Chemische Technologie.** Handbuch der chemisch-technischen Apparate, maschinellen Hilfsmittel und Werkstoffe. Ein lexikalisches Nachschlagewerk für Chemiker und Ingenieure. Hrsg. von Dr. A. J. Kieser. Unter Mitarbeit von Dr. Gerhard Bähr [u. a.]. Mit über 2000 Abb. Berlin: Springer-Verlag. 8°. — Lfg. 19. 1942. (S. 1729—1824.) 8,50 *R.M.* ■ B ■

### Bergbau.

**Allgemeines.** Fritzsche, C. Hellmut, Dr., Dr.-Ing., o. Professor der Bergbaukunde und Bergwirtschaftslehre an der Technischen Hochschule Aachen: Lehrbuch der Bergbaukunde mit besonderer Berücksichtigung des Steinkohlenbergbaues. Begründet von Dr.-Ing. E. h. F. Heise und Dr.-Ing.

<sup>1)</sup> ■ B ■ bedeutet Buchanzeige. — \* bedeutet Abbildungen in der Quelle.

E. h. F. Herbst. 6. Aufl. Berlin: Springer-Verlag. 8°. — Bd. 2. Mit 742 Abb. im Text. 1942. (XIX, 708 S.) Geb. 23,70 *R.M.*

■ B ■

**Lagerstättenkunde.** Zur Entstehung deutscher Eisenerzlagertstätten. Unter Mitw. von H. Aldinger, Stuttgart, C. R. Baier, Gelsenkirchen [u. a.] hrsg. von Bernhard Brockamp, Berlin. Mit 4 Taf. u. 72 Abb. Berlin N 4, Invalidenstr. 44: Reichsamt für Bodenforschung 1942. (186 S.) 4°. (Archiv für Lagerstättenforschung. H. 75.) ■ B ■

**Bodenschätze und Bergbau im Kaukasusgebiet.\*** Kohle, Erdöl, Mangan, Molybdän, Wolfram, Bunt- und Leichtmetalle mit Angabe der Förderzahlen. [Glückauf 78 (1942) Nr. 48, S. 715/18.]

Baum, Hermann: Die Welt-Manganwirtschaft im Kriege. Die wichtigsten Fördergebiete (Sowjetrußland, Britisch-Indien, Brasilien u. a.) und ihre frühere und gegenwärtige Bedeutung, insbesondere für die Versorgung der Feindmächte. Manganversorgung der Vereinigten Staaten aus den brasilianischen und afrikanischen Erzvorkommen. Gebesserte japanische Versorgung in Ostasien. [Metall u. Erz 39 (1942) Nr. 21, S. 394/97.]

Petunnikov, Gr.: Das Wolframvorkommen bei Vilaneva in Spanien.\* Angabe der geologischen Verhältnisse und der bisherigen Aufschlußarbeiten. Erzgänge verschiedener Mächtigkeit mit Gehalten bis zu 65 % Wolframsäure. [Montan. Rdsch. 34 (1942) Nr. 24, S. 373/74.]

**Abbau.** Fritzsche, Hans: Gesichtspunkte für Rationalisierungsmaßnahmen im Erzbergbau.\* Rationalisierungsmerkmale im Bergbau im Vergleich zu anderen Industrien. Besondere Maßnahmen beim Hartmetallbohren, bei der Ladearbeit durch Einsatz von Abbau- und Lademaschinen. [Metall u. Erz 39 (1942) Nr. 23, S. 417/23.]

### Aufbereitung und Brikettierung.

**Erze.** Povert, G.: Das Brechen der Erze im Hinblick auf ihre Verhüttung im Hochofen. Vorteile des Erzbrechens für den Hochofenbetrieb. Theoretische Betrachtungen über das Brechen der Minette. Die mechanischen Brecher. Betriebsergebnisse der Werke Pont-à-Mousson, Trzynietz, Neunkirchen, Corby und Völklingen. [Métallurgie Construct. méc. 74 (1942) Nr. 2, S. 15 u. 17; Nr. 3, S. 7 u. 9/10.]

**Hartzerkleinerung.** Mittag, C.: Hartzerkleinerung in der Verfahrenstechnik.\* Backen- und Kreiselbrecher, Kugel-, Rohr- und Schwingmühlen, Symonsbrecher. Luftstromrichtungsanlagen. [Techn. Mitt. Krupp, B: Techn. Ber., 10 (1942) Nr. 3, S. 46/54.]

### Brennstoffe.

**Allgemeines.** Durand, Jean: Der Brennstoffverbrauch im Eisenhüttenwesen. Frankreichs Mangel an Brennstoffen und Maßnahmen zur Verminderung des Brennstoffverbrauchs bei der Erzeugung von Roheisen, Stahl, Gußeisen und im Walzwerks- und Schmiedebetrieb. [Rev. Métall., Mém., 39 (1942) Nr. 10, S. 289/94.]

### Feuerfeste Stoffe.

**Verwendung und Verhalten im Betrieb.** Rasch, Rudolf: Die Verwendung der Schamottesteine.\* Betriebstemperatur, mechanische Beanspruchungen, Wärmeleitfähigkeit, Raumbeständigkeit, Temperaturwechselbeständigkeit und Verschlackungsbeständigkeit bei hüttenmännischen Ofen- und Kesselfeuerungen, sowie bei Gaserzeugern. Feuerfeste Isoliersteine. [Tonind.-Ztg. 66 (1942) Nr. 47/48, S. 473/77.]

**Einzelerzeugnisse.** Seil, Gilbert E., Frank G. Heck und H. A. Heiligman: Spezifische Wärme von feuerfesten Chromerz- und Magnesitsteinen.\* Ermittlung der spezifischen Wärme von je zwei Chromerzsteinen ohne und mit Magnesitzusatz sowie von Magnesitsteinen mit verschiedenem Segerkegel für Temperaturen bis 850°. Vergleich der Ergebnisse mit denen im Schrifttum. [J. Amer. ceram. Soc. 24 (1941) Nr. 6, S. 204/12.]

### Krafterzeugung und -verteilung.

**Allgemeines.** Leerlauf und Stromverbrauch. [Stahl u. Eisen 62 (1942) Nr. 51, S. 1076.]

**Dampfkessel.** Güldner, Waltherr: Hochdruckdampf- und Kesselanlagen im Hüttenbetrieb. Erörterung. [Stahl u. Eisen 62 (1942) Nr. 50, S. 1055/58.]

**Elektromotoren und Dynamomaschinen.** Bornitz, E., Ingenieur, Dipl.-Ing.: Starkstrom-Kondensatoren und

umlaufende Phasenschieber. Mit 195 Abb. u. 7 Zahlentaf. München u. Berlin: R. Oldenbourg 1942. (298 S.) 8°. Geb. 12 *R.M.*

= B =

**Zahnradtriebe.** Ricken, Theodor: Ueber das Schweißen von Getriebekästen.\* Vorteile geschweißter Getriebekästen gegenüber gegossenen, Werkstoffe, Schweißverfahren. Formen der Getriebekästen, Blechdicken, Verbindung von Stirn- und Mantelblech, Lagerkörper, Teilflanschen, Stützflanschen, Versteifungsrippen. Herstellungsgang, Mechanische Bearbeitung. Besondere Beispiele. [Schweißen i. d. Fördertechn. (Beil. z. Fördertechn.) 1942, Nr. 4, S. 3/4; Nr. 5, S. 1/3.]

**Riemen- und Seiltriebe.** Vereinheitlichung der Riemenbreiten für Treibriemen aller Art. [AWF.-Mitt. 24 (1942) Nr. 7/8, S. 35.]

### Werkseinrichtungen.

**Luftschutz.** Die Grundlagen des Luftschutzes. Unter Mitarbeit von Professor Dr. H. Carlsohn, Oberst H. H. Droegge [u. a.] hrsg. von Dr. Julius Meyer, Professor an der Universität und Technischen Hochschule, Breslau. 2., verb. Aufl. Mit 91 Abb. Leipzig: S. Hirzel 1942. (XII, 305 S.) 8°. Kart. 4,80 *R.M.*

= B =

### Roheisenerzeugung.

**Hochofenanlagen.** Wolf, Paul: Neuzeitliche Hochofenpanzerungen.\* Besprechung der Vorteile eines geschweißten Hochofenpanzers. Beschreibung eines neuartigen mehrteiligen Schachtbandes mit Keilverschluß. Auswechselbarer Schlagpanzer. [Demag.-Nachr. 46 (1942) Nr. 1/2, S. C 6/8.]

**Hochofenverfahren und -betrieb.** Grison, Marcel: Schwefel im Roheisen. Herkunft des Schwefels aus Erzen und Koks. Maßnahmen zur Herabsetzung des im Gesamtmöller eingebrachten Schwefels. Übliche Verfahren zur Entschwefelung des Roheisens durch Erhöhung des Basengrades und der Temperatur der Schlacke sowie durch den Mangangehalt. Entschwefelung mit Soda und saures Schmelzen. Arbeitsweise der Société Métallurgique de Senelle-Maubeuge in Longwy mit manganarmem Möller, auf etwa 1,3 herabgesetztem Basizitätsverhältnis  $CaO : SiO_2$  und anschließender Entschwefelung mit Soda. [Rev. Métall., Mém., 39 (1942) Nr. 4, S. 1/11.]

Senfter, Eduard: Leistungssteigerung des Hochofens bei gleichzeitiger Kokseinsparung.\* [Stahl u. Eisen 62 (1942) Nr. 50, S. 1041/53 (Hochofenaussch. 240 u. Wärmestelle 313).]

**Möllerung.** Leistungssteigerung des Hochofens.\* Großversuche zur Ermittlung des Einflusses eines steigenden Sinteranteils im Möller auf den Hochofenbetrieb. Günstigster Sinteranteil zwischen 40 und 50 % des Möllers. Leistungssteigerung etwa 14 % bei gleichzeitiger Verminderung des Koksatzes um 16 %, der Zuschläge um 22 % und des Gichtstaubentfalls um 55 %. [Iron Coal Tr. Rev. 145 (1942) Nr. 3888, S. 738; Foundry Trade J. 68 (1942) Nr. 1363, S. 101 u. 96.]

**Gichtgasreinigung und -verwertung.** Ruder, H. B.: Entwicklung der elektrischen Gichtgasreinigung und neuere Betriebsergebnisse.\* Einstufen-Trockenelektrofilter. Zweistufen-Elektrofilter. Einstufen-NaBelektrofilter. Einfluß des Druckverlustes. Vergleich der Bauarten. Schrifttum. [Verfahrenstechnik 1942, Nr. 3, S. 83/88.]

**Roh Eisen.** Die Gewinnung von Spiegeleisen aus Schlacken mit hohem Mangangehalt.\* Ueberblick über die Maßnahmen zur Verbesserung des Verhältnisses  $Mn : Fe$  und Herabsetzung des Verhältnisses  $SiO_2 : Mn$  und des Phosphorgehaltes durch Zusatz von Schwefeleisen oder dessen Gemischen mit Eisenoxyden, Zusatz von Silikaten ohne Schwefel. Verhalten des Phosphors als Zusatz in Spiegeleisen. Reihenfolge der Zusätze zu den manganhaltigen Schlacken, z. B. Siemens-Martin-Schlacken. [Fonderia 1942, S. 39 u. 41/43.]

**Hochofenschlacke.** Maibaum, O.: Schäumbarkeit von Hochofenschlacke. [Stahl u. Eisen 62 (1942) Nr. 52/53, S. 1091.]

**Schlackenerzeugnisse.** Dietzel, A., L. Illing und C. Neumann: Die Verwertung von Sodaschlacke. Die bei dem sauren Schmelzverfahren in größeren Mengen anfallenden Sodaschlacken wurden versuchsweise in der Glasindustrie zur Herstellung von verschiedenen Gläsern verwendet. Es lassen sich 25 bis 35 Gewichtsteile des Glases an Sodaschlacken verwenden. Durch den Eisengehalt der Schlacke erhalten solche Gläser einen mehr oder weniger stark grünlichen Farbton. [Glastechn. Ber. 20 (1942) Nr. 11, S. 321/23.]

### Eisen- und Stahlgießerei.

**Stahlguß.** Taylor, H. F., E. A. Rominski und C. W. Briggs: Das Fließvermögen von legiertem und unlegiertem

Stahlguß.\* Untersuchung des Fließvermögens von unlegierten Stählen mit 0,012 bis 0,6 % C und von legierten Stählen mit Gehalten bis 2,5 % Si, 8 % Cr, 3,8 % Cu, 0,8 % Mo, 5 % Ni und 0,8 % V bei Temperaturen von 1485 bis 1700° durch Gießen in Spiralformen aus Zementsand, grünem oder trockenem Sand. Einfluß der Desoxydation. Gute Fließfähigkeit eines Stahles mit 0,20 % C, 1,25 % Si, 1,0 % Mn und 1,75 % Cu. [Trans. Amer. Foundrym. Ass. 49 (1941) S. 1/93.]

### Stahlerzeugung.

**Direkte Stahlerzeugung.** Engel, Walter, und Niels Engel: Die praktische Anwendung des Schmelzspiegel-Verfahrens zur Eisen- und Stahlerzeugung. [Hrsg.:] Akademiet for de Tekniske Videnskaber og Dansk Ingeniørforening. (Mit 18 Abb.) København K, Vimmelskaflet 32: G. E. C. Gad i. Komm. 1942. (58 S.) 8°. 6 Kr. (Ingeniørvidenskabelige Skrifter 1942, Nr. 4.)

= B =

**Bessemerverfahren.** Bowman, H. T.: Bessemer-Betrieb. Einfluß der Temperatur auf die Oxydation des Stahlbades. Abhängigkeit des Manganausbringens vom Ueberblasen. Zu langes und zu kurzes Blasen bewirkt eine unbefriedigende Blockgüte. Abhilfe durch Ueberwachung des richtigen Endpunktes mit der Photozelle, besonders bei Schwefel-Automatenstahl. [Iron Coal Tr. Rev. 145 (1942) Nr. 3870, S. 49.]

**Siemens-Martin-Verfahren.** Gestampfte Herde für Siemens-Martin-Oefen. Im Stahlwerk der Republic Steel Corp., Warren, Ohio, wurde ein Herd 250 mm dick aus Ramix (75 %  $MgO$  + Bindemittel) gestampft, darüber eine Lage von 150 mm Sintermagnesit. Gute Erfahrungen mit dieser Zustellart. [Iron Coal Tr. Rev. 145 (1942) Nr. 3877, S. 311.]

Norris, Frank G.: Siemens-Martin-Ofenproblem im Jahre 1941.\* Temperaturmessung. Einfluß von Kohlenstoff, Basizität und Eisenoxydul der Schlacke auf den Sauerstoffgehalt des Bades. Erstarrung der Blöcke. Zu erwartender Sauerstoffgehalt des Bades, Schlackenüberwachung (Viskosität). [Metals & Alloys 14 (1941) Nr. 6, S. 856/64.]

**Elektrostahl.** Clergeot, André: Elektroöfen.\* Allgemeine Betrachtungen über Lichtbogenöfen und das Duplexverfahren. Kritischer Vergleich der verschiedenen Elektrodenarten. Vergleich der basischen und sauren Herdzustellung. Schmelzdauer und Stromverbrauch bei einem 2-t-Ofen. Auswirkungen des schnellen Einsetzens. Verschiedene Ausführungsformen von Lichtbogenöfen mit ausfahrbarem Gewölbe oder Kessel. Stein- und Roubaix-Ofen. Duplexverfahren in Verbindung mit dem Perrin-Verfahren. Kritischer Vergleich von Hoch- und Niederfrequenzöfen, Abbrandverluste an Legierungen gegenübergestellt. Stromverbrauch beim Erschmelzen von verschiedenen legierten Stählen. Hochfrequenzöfen nach Stobie. Schmelzen mit 18% Cr, 8% Ni und < 0,05% C. [Métallurgie Construct. méc. 73 (1941) Nr. 7, S. 11, 13 u. 15/16; Nr. 8, S. 11 u. 13/15; Nr. 9, S. 17/19, 21 u. 23; Nr. 10, S. 17.]

### Ferrolegierungen.

**Einzelzeugnisse.** Gewinnung von Ferrochrom aus chromarmen Erzen. Hinweise auf Untersuchungen des Bureau of Mines. [Iron Coal Tr. Rev. 145 (1942) Nr. 3887, S. 692.]

Frank, Karl: Auslötung mit Ferrosilizium-Platten, ein neues Säureschutzverfahren.\* Beständigkeit von Ferrosilizium mit etwa 65% Si gegen verhältnismäßig konzentrierte Salz-, Salpeter- und Schwefelsäure. Wärmeleitfähigkeit und Festigkeitseigenschaften dieses Ferrosiliziums. Auskleidung von Säurebehältern mit Platten aus diesem Werkstoff. [Chem. Techn. 15 (1942) Nr. 22, S. 235/40.]

Pogatchnig, G.: Stickstoffhaltiges Ferrochrom.\* Aufnahmefähigkeit von Ferrochrom mit 0 bis 100% Cr an Stickstoff. Herstellung eines Ferrochroms mit 0,1% C, 1,45% Si, 65% Cr und 1%  $N_2$ . Gefüge dieser Legierung. [R. C. I. Convegno naz. Tecn. Metallurg. 18. bis 19. April 1942. Mailand 1942. S. 38/39.]

### Metalle und Legierungen.

**Pulvermetallurgie.** Comstock, Gregory J.: Verbesserungen in der Metallpulverherstellung.\* Möglichkeit der Aufrechterhaltung von kennzeichnenden Eigenschaften der Einzelbestandteile bei Pulvermetallelegierungen gegenüber gegossenen Werkstücken. Herstellung von Wolframkarbidwerkzeugen sowie von Lagerteilen und Zahnrädern ohne Nachbearbeitung auf Maß. [Heat Treat. Forg. 27 (1941) Nr. 3, S. 131/34.]

Rudorff, D. W.: Neuere Untersuchungen über Aufgaben der Pulvermetallurgie.\* Formeln für die Beziehungen zwischen Volumen und Preßdruck bei Pulvern. Einfluß des Ausgangszustandes des Pulvers auf diese Beziehungen. Wirkung

der Preßgeschwindigkeit, der Höhe und des Querschnittes des gepreßten Körpers auf die Beziehungen zwischen Volumen und Preßdruck. Dichteverteilung bei Vielschichtpreßlingen. [Metallurgia, Manchr., 23 (1941) Nr. 138, S. 167/70; 24 (1941) Nr. 140, S. 53/56.]

**Schneidmetalle.** Hinnüber, Josef: Herstellung der Hartmetalllegierungen und ihr Einsatz in Ziehbetrieben.\* [Stahl u. Eisen 62 (1942) Nr. 52/53, S. 1083/91 (Aussch. Drahtverarb. 11).]

## Verarbeitung des Stahles.

**Walzwerkszubehör.** Leikert, F.: Selbstspannende Greiferzangen. Statische Berechnung und Vergleich von vier Zangen.\* Berechnungsgrundlage dürfte auch für die Bauart von Spannzangen an Ziehbänken zutreffen. [Fördertechn. 35 (1942) Nr. 13/14, S. 97/105.]

**Walzen von flüssigem Stahl.** Schnee, Eugen: Etwas über wenig bekannte Walzverfahren. Kurze Beschreibung des Hazlett-Verfahrens für Messing und Aluminium und einer nach dem Hazlett-Verfahren nachgebauten Versuchseinrichtung für die Herstellung von gußeisernen Platten. [Kalt-Walz-Welt 1942, Nr. 10, S. 73/74.]

**Schmieden. Elektrostauchmaschinen.\*** Elektrostauchmaschine mit rücklaufender Amboelektrode für Stangen oder Rohre von beliebigem Querschnitt ohne Beschränkung der Einstauchlänge. [Techn. Bl., Düsseld., 32 (1942) Nr. 36, S. 286/87.]

**Maconochie, Arthur F.:** Trockenschmiermittel beim Schmieden. Verwendung von Werkzeug mit leicht gerauhter Oberfläche zur Erleichterung der Gaspolsterbildung. Besser Verwendung polierter Werkzeuge mit Graphitschmierung. [Steel 109 (1941) Nr. 7, S. 64.]

## Weiterverarbeitung und Verfeinerung.

**Ziehen und Tiefziehen.** Eschler, Helmut: Ziehkonusform und Ziehgeschwindigkeit.\* Winke für die Gestaltung von Hartmetallziehsteinen für erhöhte Ziehgeschwindigkeiten. [Drahtwelt 35 (1942) Nr. 37/38, S. 283/84.]

**Unckel, H.:** Ein neuartiges Material für Ziehsteine. Ziehsteine aus keramischen Werkstoffen (Quarz, Korund, Bor-karbid, Siliziumkarbid, Feldspat, Hartglas, Porzellan und Hartporzellan), hauptsächlich aus Mullit; ihre Anwendungsweise und Eignung für NE-Metalle und Stahldrähte. [Drahtwelt 35 (1942) Nr. 45/46, S. 347/48.]

**Westbrook, Francis A.:** Verschiedenartigkeit der Stanzerzeugnisse der Worcester Pressed Steel Co., Worcester, Mass.\* Einrichtungen und Arbeitsverfahren für Tiefziehstücke. [Heat Treat. Forg. 27 (1941) Nr. 3, S. 126/30.]

**Pressen, Drücken und Stanzen.** Kaczmarek, Eugen, Oberingenieur: Praktische Stanzerei. Ein Buch für Betrieb und Büro mit Aufgaben und Lösungen. Berlin: Springer-Verlag. 8°. — Bd. 2: Ziehen, Hohlstanzen, Pressen, Automatische Zuführungs-Vorrichtungen. Mit 163 Textabb. (VI, 154 S.) Brosch. 9,60 R.M.

■ B ■

**Einzelzeugnisse.** Timms, L. C.: Säcke aus Drahtgeflecht für Verpackungszwecke.\* Machart und Verwendung von Säcken aus Drahtgeflecht an Stelle von Jutesäcken. [Iron Coal Tr. Rev. 145 (1942) Nr. 3880, S. 425/26.]

**Winter, R.:** Aluminium und seine Verarbeitung zu Draht. Grundsätzliche Verarbeitungsregeln für die Herstellung von Aluminiumdraht und dessen Weiterverarbeitung. [Drahtwelt 35 (1942) Nr. 41/42, S. 315/17.]

## Schneiden, Schweißen und Löten.

**Elektroschmelzschweißen.** Feindrahtschweißgerät.\* Sonderverfahren zur schnellsten Verbindung von Feindrähten untereinander oder mit isolierten Drähten von 0,01 bis 0,5 mm Dmr. ohne vorherige Abisolierung. [Techn. Bl., Düsseld., 32 (1942) Nr. 49, S. 391.]

**Meller, Karl:** Leistungssteigerung bei der Lichtbogen-schweißung.\* Abkürzung der Schweißzeit durch Verkleinern des Schweißquerschnittes bei V-, X-, U- und Kehl-nähten. Einfluß der Schweißstromstärke, Abschmelzzahl, Elektroden-dicke und Belastung auf die Schweißzeit. [Masch.-Bau Betrieb 21 (1942) Nr. 11, S. 467/70.]

## Oberflächenbehandlung und Rostschutz.

**Allgemeines.** Neuer Austauschwerkstoff für Weißblech. Hinweis auf ein von der Enamelled Metalstrip Company, Allentown, Pa., entwickeltes Stahlblech mit einem besonderen rostbeständigen Ueberzug, der Verformung und Stanzen erlaubt, als Austauschwerkstoff für Weißblech, Zink, Aluminium und Messing. Lieferung des Bleches auch im angestrichenen oder

emallierten Zustand. [Iron Coal Tr. Rev. 145 (1942) Nr. 3874, S. 186.]

**Beizen.** Neblett, H. W.: Elektrolytisches Beizen von Stahl. Angaben über einige Betriebsanlagen. Bedingungen, unter denen das elektrolytische Beizen dem rein chemischen Verfahren wirtschaftlich überlegen ist. [Electr. Engng. 60 (1941) Nr. 6, S. 294/96; nach Elektrotechn. Ber. 21 (1942) Nr. 5, S. 348.]

**Wolfenter, H.:** Der säurebeständige Fliesenbelag im Drahtwerk.\* Vergleich der früheren und heutigen Ausgestaltung von Beizanlagen mit besonderer Berücksichtigung der Bodenbeläge. [Drahtwelt 36 (1943) Nr. 1/2, S. 3/5.]

**Verzinken.** Ersatz für Zinküberzüge. Auszug aus einem Bericht des American Iron and Steel Institute. Hinweis auf die Anwendbarkeit von Blei-, nichtmetallischen und organischen Ueberzügen und deren Anwendungsbereiche. [Iron Coal Tr. Rev. 145 (1942) Nr. 3872, S. 116.]

**Bablik, H., und F. Götzl:** Das Blei-Zink-Verzinkverfahren.\* Verzinkung durch Eintauchen des Gegenstandes in ein Bleibad mit einer Zinkoberflächenschicht mit dem Ziel einer Verkürzung der Einwirkungszeit des Zinks auf das Eisen zur Verminderung der Bildung spöder Eisen-Zink-Legierungsschichten. Abhängigkeit des Eisenverlustes im zinkgesättigten Blei- und Zinkbad von der Tauchzeit. Die Nachteile des Verfahrens werden durch die verminderte Eisen-Zink-Legierungsschicht nicht aufgewogen. [Metallwirtsch. 21 (1942) Nr. 47/48, S. 718/20.]

**Verzinnen.** Imhoff, Wallace G.: Amerikanische Feuer-zinnungspraxis. III. Verzinnung von Grauguß. Beschreibung der einzelnen Arbeitsgänge. Verwendete Flußmittel. [Metal Finish. 38 (1940) S. 641/44 u. 646.]

**Sonstige Metallüberzüge.** Logozzo, Arthur W.: Hartverchromung von Kunstharzformen.\* Angaben über zweckmäßige Verchromungsbedingungen. [Metal Finish. 38 (1940) S. 579/84.]

**Richards, Edmund T.:** Die Herstellung von Aluminiumüberzügen auf Stahldraht im Schmelzfluß. Elektrolytische Veraluminierung und Feuer-aluminieren, Reinigen und Reinhaltung der Drahtoberfläche vor und während der Aluminierung unter Angabe eines neueren Verfahrens. [Anz. Draht-industr. 51 (1942) Nr. 26, S. 245/46.]

**Plattieren.** Wolfstieg, W.: Verbundmetall Stahl-Kupferlegierung. Gestaltungsgrundsätze.\* Herstellungs-verfahren von Verbundwerkstoffen mit unlegierten Stählen als Grundwerkstoff und Messing oder Bronze als Deckwerkstoff. Verwendung der Verbundwerkstoffe zu Lagerbuchsen, Lager-schalen, Anlauf-scheiben, Gewindemuttern und -spindeln, Schneckenrädern, Formteilen mit ungleicher Wanddicke sowie zu Blechpreßteilen. Formgebung und Fertigbearbeitung der Teile; Gefüge der Verbundschicht. [Metallwirtsch. 21 (1942) Nr. 47/48, S. 723/31.]

**Emallieren.** Zapffe, C. A., und C. E. Sims: Ursache von Gasblasen und verwandten Fehlern in Emailüber-zügen auf Gußeisen.\* Nachweis des Wasserstoffgehaltes als vorherrschender Ursache von Poren in Emailüberzügen auf Gußeisen mit 3,7% C, 2,35% Si, 0,70% Mn und 0,65% P. Ab-hängigkeit des Wasserstoffgehaltes von den Schmelz- und Gießbedingungen des Gußeisens. Entfernung des Wasserstoffes durch Einleiten von Stickstoff in die Gußeisenschmelze. Gewisse Ab-blätterungen sind ebenfalls durch Wasserstoff bedingt. [J. Amer. ceram. Soc. 24 (1941) Nr. 8, S. 249/56.]

**Chemischer Oberflächenschutz.** Thews, E. R.: Die Ent-fernung fehlerhafter galvanischer Drahtplattierungen. I. Entzinken, Entkadieren, Entkupfern und Entmes-singen. [Anz. Drahtindustr. 51 (1942) Nr. 20, S. 185/86.]

**Mechanische Oberflächenbehandlung.** Michalsky, B.: Me-chanische Band-Entzunderung. Mechanische Bandent-zunderungseinrichtungen auf der Knick- und Schleifgrundlage. Entzunderung mit dem Sandstrahlgebläse. [Kalt-Walz-Welt 1942, Nr. 11, S. 81/82.]

## Wärmebehandlung von Eisen und Stahl.

**Allgemeines.** Chesnut, Frank T.: Induktionserhitzung bei der Erzeugung von Kriegsgerät.\* Vorteilhafte An-wendung der Induktionserhitzung bei der Erschmelzung von Stahl für das Gießen von Geschützrohren nach dem Schleuder-gußverfahren, beim Schmieden von Geschöbmänteln und Bomben, zum Oberflächenhärten von Panzerteilen, für Autoklaven und Gefäße in der Druckwasserstoffindustrie, für die Graphiti-sierung von Kohlenstoff bei 2200° und für die Herstellung von Wolframkarbid. [Metals & Alloys 14 (1941) Nr. 6, S. 851/55.]

**Glühen.** Fourment, Marcel: Anwendung von Schutz-gasen bei der Wärmebehandlung.\* Herstellung verschiederener Schutzgasarten. Haubenöfen zum Blankglühen von Stahl. [Rev. Métall., Mém., 39 (1942) Nr. 4, S. 97/104.]





grenzen durch mikroskopische und mikroskopische Aetzung. [C. R. Acad. Sci., Paris, 214 (1942) Nr. 20, S. 843/44.]

**Zustandsschaubilder und Umwandlungsvorgänge.** Borchers, Heinz, und Hans Joachim Otto: Phasengrenzen einiger technischer Leichtmetall- und Eisen-Kohlenstoff-Legierungen bei der dilatometrischen Prüfung und Aushärtungsfragen.\* Untersuchungen an zwei Weichstählen mit 0,016 und 0,037% C über die Längenänderungen bis etwa 700°. Folgerungen über die Ausscheidung von Zementit aus Ferrit und die weiteren Umwandlungsvorgänge. [Z. Metallkde. 34 (1942) Nr. 12, S. 292/97.]

Gillet jr., Léon: Die Natur des Martensits.\* Auswertung des Schrifttums über die Bildung und Beschaffenheit des Martensits. Erklärung des Martensits als einer übersättigten festen Lösung von Kohlenstoff in  $\alpha$ -Eisen und der hohen Härte aus der Gitterverzerrung des  $\alpha$ -Eisens durch die Einlagerung von Kohlenstoffatomen. [Rev. Metall., Mém., 39 (1942) Nr. 4, S. 12/19.]

Mathieu, Karl: Einfluß von Legierungsgehalt und Versuchsbedingungen auf die  $\gamma$ - $\alpha$ -Umwandlung bei der Kaltverformung austenitischer Stähle.\* [Mitt. K.-Wilh.-Inst. Eisenforschg. 24 (1942) Lfg. 17, S. 243/48; Arch. Eisenhüttenw. 16 (1942/43) Nr. 6, S. 215/18; vgl. Stahl u. Eisen 62 (1942) S. 1076.]

Phillips, H. W. L.: Der Gefügebautbau der aluminiumreichen Legierungen der Systeme Aluminium-Nickel-Eisen und Aluminium-Nickel-Silizium.\* Untersuchung der Aluminiumecke des Zustandsschaubildes Al-Ni-Fe bis zu etwa 3% Fe und 3% Ni. [J. Inst. Met. 68 (1942) S. 27/46.]

**Korngröße und -wachstum.** Coheur, P.: Einfluß des Aluminiums auf die Austenitkorngröße.\* Beobachtungen an Thomasstahl mit rd. 0,45% C und 1% Mn, der aus Roheisen mit und ohne Aluminiumzusatz erblasen worden war, über die Korngröße. [Rev. univ. Mines 8. Sér., 18 (1942) Nr. 11, S. 433/34.]

**Einfluß der Beimengungen.** Castro, René, und Albert Portevin: Sichtbarmachung der Löslichkeit von Eisenoxyd in festem Eisen.\* Untersuchung der Veränderung von Oxydeinschlüssen in Eisenproben durch Erhitzen im Vakuum auf Temperaturen bis 1000° auf metallographischem Wege. [Rev. Metall., Mém., 39 (1942) Nr. 8, S. 225/32.]

**Diffusion.** Barrer, R. M.: Stationäre und nichtstationäre Zustände des Durchganges von Wasserstoff durch Palladium und Eisen.\* Aufstellung von Formeln über die Durchlässigkeit von Eisen für Wasserstoff in Abhängigkeit von Druck und Temperatur (bis 80°). [Trans. Faraday Soc. 36 (1940) S. 1235/48.]

### Fehlererscheinungen.

**Brüche.** Bruder, Ed., und G. Gimbel: Dauerbruchschäden an Hauptpleueln durch hypozykloidartige Bewegungen von geschlossenen Lagerstützschalen.\* Durch die entgegen der Drehrichtung der Kurbelwelle auftretenden hypozykloidartigen Bewegungen der Lagerschalen werden elastische über den Umfang der Stahlstützschalen laufende Verformungen hervorgerufen. Ausgehend von den Nutecken der Lagerschalenhalterung wurden gesetzmäßig gleichartige Dauerbrüche beobachtet. An Hand eines Modelles werden die Beanspruchungs- und Verformungsvorgänge dargestellt. Hinweise zur Vermeidung daraus entstehender Pleuelbrüche durch geeignete Konstruktionsänderungen der Lagerhalterung. [Dtsch. Luftwacht, Ausg. Luftwissen, 9 (1942) Nr. 12, S. 353/55.]

Pusch, Alfred: Großzahl-Untersuchungen über die Ursachen von Radreifen- und Schienenbrüchen.\* [Stahl u. Eisen 62 (1942) Nr. 49, S. 1022/33 (Werkstoffaussch. 609).]

**Sprödigkeit und Altern.** Jolivet, Henri: Das Gefüge von Stahl. Sprödigkeit und interkristalline Brüche.\* Uebergang vom Primär- zum Sekundär- und Tertiärgefüge bei der Abkühlung des erstarrten Stahles. Wirkung der Aetzmittel bei den einzelnen Gefügebestandteilen. Unterscheidung von inter- und intrakristallinen Brüchen sowie von Brüchen ohne Zusammenhang mit dem Kristallaufbau. Ursache der inter- und intrakristallinen Sprödigkeit in dem Sekundärkorn. Verhalten des Ferrits, Zementits und der nichtmetallischen Einschlüsse. Einfluß der Korngröße sowie einer Regenerierungs- und Homogenisierungsglühung auf das Sprödigkeitsverhalten. Ähnlichkeit zwischen der Sprödigkeit bei üblicher Temperatur und der bei Ueberhitzung und Verbrennung. [Rev. Metall., Mém., 39 (1942) Nr. 8, S. 233/46; Nr. 9, S. 257/64.]

**Rißerscheinungen.** Cramer, R. E.: Richtlinien für die Abkühlung von Schienen. Schlußfolgerungen aus den bisherigen Untersuchungen und Betriebsbeobachtungen zur Verhütung von Rissen. [Iron Coal Tr. Rev. 145 (1942) Nr. 3886, S. 666 u. 662.]

**Korrosion.** Caprez, H., und E. Kruse: Ueber Anlagen zur Prüfung der Tropenbeständigkeit.\* Nachahmung von Tropenklima in Prüfräumen. Hinweis auf einige Ergebnisse an Stahl mit und ohne Schutzüberzug. [Schweizer Arch. angew. Wiss. Techn. 8 (1942) Nr. 11, S. 331/39.]

Schroeder, W. C., und A. A. Berk: Spannungsrißkorrosion bei Dampfkesselbaustählen. Die Bedingungen, unter denen Spannungsrißkorrosion eintritt, und ihre Verhütung im Dampfkesselbetrieb. [Bull. Bur. Mines Nr. 443; nach Iron Coal Tr. Rev. 145 (1942) Nr. 3887, S. 693/94.]

Tice, E. A.: Reinigen von Stahlbauten mit dem Schneidbrenner. Naturrostversuche über die Haltbarkeit von Anstrichen auf handgebürsteten und mit dem Sauerstoffbrenner gereinigten Stahlblechen. [Iron Coal Tr. Rev. 145 (1942) Nr. 3872, S. 122/23.]

Wassermann, Günter: Untersuchungen über den Vorgang der Spannungs-Korrosion.\* Bedeutung der Korrosionsbeanspruchung und der plastischen und elastischen Verformung für die Spannungs-Korrosion nach Versuchen an Aluminium, Zink, Magnesium und Messing. [Z. Metallkde. 34 (1942) Nr. 12, S. 297/302.]

**Nichtmetallische Einschlüsse.** Bargone, A., und M. T. Gasparini: Nichtmetallische Einschlüsse in Stahl.\* Gefügeuntersuchung von sulfidischen, oxydischen, oxydich-sulfidischen, silikatischen, titan- und vanadinhaltigen Einschlüssen. Erklärung der Entstehung der Einschlüsse aus dem Schmelzverlauf des Stahles. Seigerung der Einschlüsse im Gußblock. Vermeidung von Einschlüssen. [R. C. I. Convegno naz. Tecn. Metallurg. 18. bis 19. April 1942. Mailand 1942. S. 40/49.]

Losana, L.: Einfluß des Gasgehaltes auf die Festigkeitseigenschaften von Stahl. Darin Angaben über den Einfluß des Sauerstoffgehaltes auf die Kerbschlagzähigkeit und Durchhärtung. [R. C. I. Convegno naz. Tecn. Metallurg. 18. bis 19. April 1942. Mailand 1942. S. 50.]

### Chemische Prüfung.

**Probenahme.** Pirlot, Frédéric J.: Einrichtungen und Verfahren zur Probenahme von Schüttgütern und Mineralien.\* Gleichmäßige Probenahme und mechanische Zerkleinerung, selbsttätige Mischung und Unterteilung. [Rev. univ. Mines 8. Sér., 18 (1942) Nr. 12, S. 456/68.]

**Mikrochemie.** Mika, Josef: Die Anwendung der mikrochemischen Analyse in Eisenhüttenlaboratorien. [Stahl u. Eisen 62 (1942) Nr. 49, S. 1037/38.]

### Eisen, Stahl und sonstige Baustoffe.

**Eisen und Stahl im Ingenieurbau.** Klöppel, K., Dr.-Ing., o. Professor, Darmstadt, und Dr.-Ing. K. H. Lie, Darmstadt: 1. Teil: Nebeneinflüsse bei der Berechnung von Hängebrücken nach der Theorie II. Ordnung. 2. Teil: Modellversuche. Allgemeine Grundlagen und Anwendung. Mit 32 Textabb. Berlin: Springer-Verlag 1942. (57 S.) 4°. (Forschungshefte aus dem Gebiete des Stahlbaues. Hrsg. vom Deutschen Stahlbau-Verband, Berlin, im NS.-Bund Deutscher Technik. Schriftleitung: Professor Dr.-Ing. K. Klöppel, Technische Hochschule, Darmstadt. H. 5.)

**Verwertung der Schlacken.** Hummel, Alfred, und Josef Sittel: Die derzeitigen Grundlagen zur Beurteilung der Wärmedurchlässigkeit von Wänden.\* Wärmephysikalische Begriffe. Einfluß des Stoffes, der Gewichtsverhältnisse, der Porenart, der Porenverteilung, des Feuchtigkeitsgehaltes, der Temperaturhöhe und des Temperaturgefälles. Auswertung der Versuchsergebnisse. Schrifttum. [Wiss. Abh. dtsh. Mat.-Prüf.-Anst. 2 (1942) Nr. 4, S. 1/6.]

Hummel, Alfred, und Erik Hüttemann: Leichtkalksandstein, ein neuer Baustoff.\* Erfindungsgedanken und Wesen des Leichtkalksandsteins. Prüfungen und Prüfungsergebnisse. Festigkeiten des Leichtkalksandsteins. Porenraum, Wasseraufnahme, Wasseraufnahmefähigkeit. Frostbeständigkeit. Raumänderungen der Leichtkalksandsteinmassen. Austrocknungsverlauf. Wärmeleitvermögen. Bearbeitbarkeit. Praktische Anwendung. [Wiss. Abh. dtsh. Mat.-Prüf.-Anst. 2 (1942) Nr. 4, S. 63/70.]

**Sonstiges.** McTrusty, J. W.: Einsparung von Holz und Stahl im Grubenausbau. Zunehmende Verwendung von Stahl bei den Kohlengruben in Yorkshire. Erörterung über die zweckmäßige Verwendung von Stahl. [Iron Coal Tr. Rev. 145 (1942) Nr. 3871, S. 71/72; Nr. 3872, S. 124/25.]

### Normung und Lieferungsvorschriften.

**Allgemeines.** Menghi, S.: Normung und einheitliche Bezeichnung. Ueberblick über die geschichtliche Entwicklung der Normung in Italien unter Berücksichtigung der in

anderen Ländern. Internationale Normungsarbeiten. [R. C. I. Convegno naz. Tecn. Metallurg. 18 bis 19. April 1942. Mailand 1942. S. 90/94.]

## Betriebswirtschaft.

**Betriebswirtschaftslehre und Betriebswissenschaft.** Weigmann, Walter: Betriebswirtschaftslehre, Wirtschaftslenkung und Gesetzlichkeit. Wirtschaftswissenschaft und somit Betriebswirtschaftslehre ist politische Wissenschaft. [Betr.-Wirtsch. 35 (1942) Nr. 10/11, S. 121/23.]

**Arbeitsplatzgestaltung und allgemeine Arbeitsbedingungen.** Stein, H.: Erfahrungen mit unserer neuen Lohnordnung.\* 8 Schwierigkeitsgruppen und 46 Schwierigkeitsgrade. Aufteilung der Arbeit nach ihrer Schwierigkeit. Das Finden der richtigen Stückzeit. Zustandekommen des Akkordpreises. Prüfung der Verdienstkurven. Erfordernisse gerechter Akkordhandhabung. Wesen des festen Leistungslohnes. [Z. Organis. 16 (1942) Nr. 12, S. 195/201.]

**Zeitstudien in Betrieb und Verwaltung.** Bredt, Otto: Zur begrifflichen Bestimmung der Vorgabezeit. Begriffsabgrenzung. Begriffsbestimmung der Arbeiter-, Betriebsmittel-, Werkstoff-, Stück- und Vorgabezeit. Abhängigkeiten und Wechselbeziehungen der Zeitvorgabe. Unter Vorgabezeit ist die Zeit (Arbeiterzeit) zu verstehen, die einem Arbeiter oder einer Arbeitergruppe (Mannschaft) für die Durchführung eines Arbeitsvorganges oder einer Gruppe von Arbeitsvorgängen an oder mit einem Betriebsmittel oder einer Betriebsmittelgruppe auf Grund einer Aufgabe und Zweckbetätigung (Auftrag) „vorgegeben“ wird. [Techn. u. Wirtsch. 35 (1942) Nr. 11, S. 187/91.]

Galetschky, C., und G. Bockermann: Leistungsgradschätzung.\* Durch Festlegen von allgemein anwendbaren Schätzungsrichtlinien (Punktwertung) wird eine mehr objektive Leistungsbewertung angestrebt; die Nachteile der bisherigen persönlichen, freien Schätzungsmethode werden verringert. Entgegen der bisherigen durch Refa vertretenen Auffassung wird das Verfahren auf die anteilige Maschinenarbeit ausgedehnt. [Techn. u. Wirtsch. 35 (1942) Nr. 11, S. 185/87.]

Henzel, F.: Leistungsmessung und Leistungsvergleiche. Wirtschaftliche Leistung. Leistung und Verkauf. Leistung in der Produktion. Leistungsmessung am Arbeits-, Maschinen-, Werkstoff- sowie Kapitaleinsatz, an den Kosten und am Ertrag. Qualitative Leistung. Die Kosten Maßstab der Leistung. [Z. Betr.-Wirtsch. 19 (1942) Nr. 4, S. 133/46.]

**Menschenführung.** Götzfried, Franz: Organisierte Menschenführung im Betriebe. II.\* Innerbetriebliche Werbung. Das betriebliche Vorschlagswesen. Ueberbetrieblicher Erfahrungsaustausch. Schrifttum. [Z. Organis. 16 (1942) Nr. 12, S. 202/05.]

Koblitz, Walter: Die Gefolgschaft denkt mit. Beiträge und Nachträge zu den Fragen des betrieblichen Vorschlagswesens, der Erfinderbetreuung usw. Betriebliches Vorschlagswesen. Gefolgschaftserfindungen. Innerbetriebliche Werbung. Erfinderbetreuung. Betriebliches Vorschlagswesen technischer Art. Woher rühren die Verbesserungsvorschläge? Welche Folgerungen ergeben sich für die innerbetriebliche Werbung? Prämien für Verbesserungsvorschläge. Betriebliches Vorschlagswesen kaufmännischer Art. Vergütung für Gefolgschaftserfindungen. [Wirtschaftlichkeit 16 (1942) Nr. 12, S. 413/24.]

**Arbeitszeitfragen.** Haarmann, Eugen: Sonderrechenstab zur Ermittlung der Schlaglöhne in der Drahtseilerei.\* [Drahtwelt 35 (1942) Nr. 33/34, S. 252/53.]

**Kostenwesen.** Kommentar der RPÖ und LSÖ und weiterer Erlasse. Die Preisbildung bei öffentlichen Aufträgen. Hrsg. u. bearb. von Ministerialdirigent Otto Hess, Abteilungsleiter beim Reichskommissar für die Preisbildung, Ministerialrat Dr.-Ing. F. Zeidler, Abteilungsleiter im Wehrwirtschafts- und Rüstungsamt, unter Mitarbeit von Dipl.-Kfm. Dr. Max E. Pabilla und Dipl.-Kfm. Dr. Karl Schwantag, Wirtschaftssachverständige beim Reichskommissar für die Preisbildung. Hamburg: Hanseatische Verlagsanstalt. 8°. — 6. Nachlieferung zur 1. u. 2. Aufl. (121 Bl.) 7,26 RM. — Die Nachlieferung ergänzt den Kommentar auf den Stand vom 15. Juni 1942.

■ B ■

Grenz, Walter: Ermittlung des Festigkeitsgrades der Verarbeitungskosten von Walzenstraßen. [Arch. Eisenhüttenw. 16 (1942/43) Nr. 6, S. 235/36 (Betriebsw.-Aussch. 201); vgl. Stahl u. Eisen 62 (1942) S. 1077.]

Heiligenstaedt, Werner: Einfluß des Beschäftigungsgrades von Hüttenwerken auf den Wärmeverbrauch. [Arch. Eisenhüttenw. 16 (1942/43) Nr. 6, S. 232/33 (Betriebsw.-Aussch. 201); vgl. Stahl u. Eisen 62 (1942) S. 1077.]

Pöckel, Ernst: Geschlossene Kostenrechnung.\* Grundlagen der Organisation der Kostenrechnung. Formelmäßiger Nachweis der Geschlossenheit. Die Grundsätze der geschlossenen Kostenrechnung: Einmalige, vollständige, stetige, einheitliche Verrechnung. Vermeiden von Doppelverrechnungen. Bedeutung der Geschlossenheit der Kostenrechnung für die Betriebsergebnisrechnung. Beispiel. [Z. handelswiss. Forschg. 36 (1942) Nr. 11/12, S. 270/90.]

Rummel, Kurt: Der Festigkeitsgrad der Kosten.\* [Arch. Eisenhüttenw. 16 (1942/43) Nr. 6, S. 227/32 (Betriebsw.-Aussch. 201); vgl. Stahl u. Eisen 62 (1942) S. 1077.]

Wagner, Werner: Warum Kostenrechnung? Das ganze Rechnungswesen auf neuer Grundlage ist nicht kompliziert, nur der Heiligenschein ist ihm plötzlich abhanden gekommen, mit dem man es jahrzehntlang zu seinem Nachteil und zum Nachteil der Wirtschaftlichkeit der Betriebe umgab. Reorganisation im Sinne einer Vergrößerung ist zu vermeiden. [Betr.-Wirtsch. 35 (1942) Nr. 10/11, S. 131/34.]

Wolter, Alfons M.: Ermittlung und Liste der a-Faktoren für den Stahlwerksbetrieb. [Arch. Eisenhüttenw. 16 (1942/43) Nr. 6, S. 233/35 (Betriebsw.-Aussch. 201); vgl. Stahl u. Eisen 62 (1942) S. 1077.]

**Rentabilitäts- und Wirtschaftlichkeitsrechnungen.** Holtzhauser, Herbert: Kalkulatorische Abschreibungen. Was ändert sich bei Anpassung an die Kostenrechnungsrichtlinien? Abschreibungen und Nachkalkulation. Einmaligkeit der Abschreibung, nicht über Null hinaus. Vom Wesen verbrauchbedingter Abschreibungen. Proportionale oder fixe Abschreibungen? Abschreibung nach Zeit, Leistungsmengen, vom Restwert. Abschreibungs-Wagniskonto. [Wirtschaftlichkeit 16 (1942) Nr. 12, S. 401/07.]

Mathews, Kurt: Zur Bewertung von Unternehmungen in den in das Deutsche Reich eingegliederten Gebieten. Ertragswert. Wiederbeschaffungskosten. Beziehungen zwischen beiden. Ermittlung der Wiederbeschaffungskosten (Anlage-, Umlaufvermögen, Schulden). [Betr.-Wirtsch. 35 (1942) Nr. 10/11, S. 123/26.]

**Kaufmännische und verwaltungstechnische Rationalisierungsfragen.** Reichsbetriebsnummerung. Reichswarennummerung. [RKW-Nachr. 16 (1942) Nr. 9, S. 136/37.]

## Volkswirtschaft.

**Allgemeines und Grundsätzliches.** Neuordnung der Bewirtschaftung. Die Aufgaben und der Aufbau der Lenkungsbereiche. [Stahl u. Eisen 62 (1942) Nr. 51, S. 1078/80.]

Kehrl, H.: Zur Neuordnung der Eisenbewirtschaftung. [Stahl u. Eisen 62 (1942) Nr. 49, S. 1039/40.]

**Wirtschaftsgebiete.** Hellwig, Fritz: Lothringen. Eine gemeinfaßliche Wirtschaftskunde. Mit 14 Schaubildern u. 1 Karte. Saarbrücken: Buchgewerbehaus, G. m. b. H., 1942. (136 S.) 8°. 3 RM.

■ B ■

**Bergbau.** Der Erzbergbau auf den Philippinen. Gebiets- und Wirtschaftsaufbau. Versorgung mit Mineralien (Mangan, Eisen, Kupfer). Bedeutung der Philippinen als Bergbauland für die pazifischen Großmächte. [Metall u. Erz 39 (1942) Nr. 24, S. 448/49.]

Die Manganerzversorgung der Vereinigten Staaten von Amerika. Lagerstätten und Bergbau des Landes. Einfuhr behördlicher Manganerzpolitik. Manganerzwirtschaft, Eigenförderung und Einfuhr bis 1940. [Glückauf 78 (1942) Nr. 49, S. 733/36.]

Bergbauliche Selbstversorgungsmaßnahmen in Schweden.\* Bergbauliche Eigenförderung und Bedarfsdeckung in den wichtigsten Mineralstoffen: Kohle, Erdöl, Oelschiefer, Kupfer und Leichtmetall. [Glückauf 78 (1942) Nr. 46, S. 688/90.]

**Verbände.** Zangen, Wilhelm: Neuformierung der Eisenverbände. [Stahl u. Eisen 62 (1942) Nr. 52/53, S. 1081/83.]

## Soziales.

**Unfälle, Unfallverhütung.** Strahlenschutzregeln für technische Röntgeneinrichtungen und -anlagen DIN Entwurf 6806. Das bisherige Normblatt DIN RÖNT 6 ist überarbeitet worden und wird als Normblattentwurf DIN 6806 der Öffentlichkeit zur Kritik unterbreitet. Es werden neben dem Geltungsbereich und einigen allgemeinen Bestimmungen besonders die notwendigen Schutzmaßnahmen besprochen. Im Anhang werden an Hand von Kurvenbildern und Anwendungsbeispielen die notwendigen Bleidicken bei „Primär- und Streustrahlungen“ unter verschiedenen Betriebsbedingungen angegeben. [Metallwirtsch. 21 (1942) Nr. 49/50, S. 764/86.]

## Wirtschaftliche Rundschau.

### Auftragslenkungsstelle für nahtlose und geschweißte Rohre.

Die Herstellung von nahtlosen Präzisionsstahlrohren ist künftig nur noch den Firmen gestattet, die eine Einzelanweisung der Wirtschaftsgruppe Eisen-, Stahl- und Blechwarenindustrie als Bewirtschaftungsstelle des Reichsbeauftragten für technische Erzeugnisse erhalten. Die zur Fertigung zugelassenen Firmen haben ihre Erzeugung gemäß der Einzelanweisung zu gestalten. Aufträge in anderen Abmessungen als den in der Einzelanweisung vorgesehenen dürfen nicht mehr angenommen werden. Zur zweckmäßigen Steuerung der Aufträge in nahtlosen Präzisionsstahlrohren und geschweißten Stahlrohren wird bei der Wirtschaftsgruppe eine Auftragslenkungsstelle errichtet, bei der alle eingehenden Aufträge anzumelden sind. Die Auftragslenkungsstelle kann Aufträge in nahtlosen Präzisionsstahlrohren auf geschweißte Stahlrohre umlagern. Ausnahmeanträge sind über die Fachgruppe Blechwarenindustrie einzureichen. Die Anweisung (Reichsanzeiger Nr. 9 vom 13. Januar 1943) gilt auch für die eingliederten Ostgebiete sowie die Gebiete von Eupen, Malmedy und Moresnet.

### Brasilien Eisenindustrie im Jahre 1941.

Brasilien konnte auf dem Gebiete der Industrialisierung große Fortschritte machen, unterstützt durch den angeborenen Gewerbefleiß der deutsch- und italienisch-stämmigen Bevölkerung in den südlichen Provinzen.

Besonders stark entwickelte sich 1941 die brasilianische Eisenindustrie, wie nachstehende Uebersicht zeigt:

	1938	1939	1940	1941
	t	t	t	t
Roheisen . . . .	118 580	160 016	185 700	209 000
Flußstahl . . . .	89 654	111 834	141 300	154 000
Walzzeug . . . .	78 764	98 649	136 000	150 000

Die Roheisenerzeugung ist demnach im Jahre 1941 gegenüber dem Vorjahr um 12,5% gestiegen und gegenüber dem Jahre 1938 um 76,2%. Bei Flußstahl beträgt die Zunahme 9% und 71,8%, bei Walzzeug 11% und 90%. Gleichzeitig erhöhte sich die Ausfuhr von Eisen und Stahl vor allem nach Südamerika von 30 000 auf 55 000 t oder um 83%. Die Kohlenförderung erhöhte sich auf 1,4 Mill. t. Es blieb aber immer noch eine Einfuhr von rd. 1 Mill. t notwendig, zumal da kleinere Mengen, nämlich im Umfange von 61 000 t, nach Uruguay und Argentinien ausgeführt werden mußten.

## Buchbesprechungen.

Rapatz, Franz, Dr.-Ing., Gebr. Böhler & Co., A.-G.: **Die Edelstähle**. 3., stark umgearb. Aufl. unter Mitwirkung von Dr.-Ing. Helmut Krainer und Dipl.-Ing. Josef Frehser, Gebr. Böhler & Co., A.-G. Mit 212 Abb. u. 95 Zahlentaf. Berlin: Springer-Verlag 1942. (V, 482 S.) 8°. 21,60 RM, geb. 22,80 RM.

Der Verfasser bezeichnet die vorliegende Auflage seines Buches als stark umgearbeitet. Äußerlich zeigt sich dies in einer Vergrößerung des Umfanges von 386 auf 482 Seiten und in einer Vermehrung der Abbildungen von 163 auf 212. Inhaltlich ist die Umarbeitung bedingt durch die Tatsache, daß die Zeit seit der zweiten Auflage, die im Jahre 1934 erschien<sup>1)</sup>, bis zum Abschluß der jetzigen Auflage (Juli 1941) diejenige ist, welche die Entwicklung auf dem ganzen Edelstahlgebiet wohl am stärksten vorwärts getrieben hat. Forschung, Versuchswesen und Praxis haben in steigendem Maße mit der Zielsetzung gearbeitet, für neue oder abgeänderte technische Verfahren neue Stahllegierungen zu entwickeln, vor allem aber die ganze Edeltahlerzeugung jeweils auf diejenigen Legierungsinhalte abzustimmen, die für die einzelnen Verwendungszwecke und Beanspruchungen ausreichen und den Beschaffungsmöglichkeiten weitgehend entgegenkommen. Es waren also neben den grundlegenden Kenntnissen die Ergebnisse aller derjenigen Arbeiten mit zu berücksichtigen, deren Zielsetzung vom Verfasser im Schlußwort der 2. Auflage schon angedeutet war, und deren technische Auswirkungen auch aus der Zeit nach dem Kriege nicht mehr wegzudenken sein werden.

Sollte dieses so umfangreich gewordene Gebiet knapp und übersichtlich dargebracht werden, so war von vornherein eine klare Aufgliederung des Stoffes erforderlich. In dieser Beziehung scheint uns die weitere Aufteilung des umfangreichen früheren Abschnittes „Gebrauchseigenschaften und Anwendungsgebiete der Stähle“ in nunmehr zwei getrennte Abschnitte besonders

förderlich zu sein. Auch der Abschnitt „Stähle nach Legierungselementen geordnet“ ist nunmehr straffer gegliedert und zudem durch besondere Behandlung der Elemente Blei, Phosphor, Schwefel, Wasserstoff und Sauerstoff erweitert.

Die Darstellung ist durchweg knapp, unter Weglassung jedes Beiwerkes. Es ist in hohem Grade anzuerkennen, wieviel Tatsachen und Erfahrungen in oft nur kurzen Sätzen enthalten sind. Dabei ist es natürlich nicht möglich und auch nicht Zweck des Buches, nun alle Fragen erschöpfend zu behandeln. Jedoch kann der ernsthafte Leser sich an Hand der zahlreichen Hinweise in das Fachschrifttum weiter vertiefen.

Das Buch erscheint in der vorliegenden Form gleich wertvoll für den Edeltahlerzeuger und den Stahlverbraucher, für den Werkstoffachmann und den Werkstattingenieur und kann darüber hinaus unseres Erachtens auch den Studierenden der Hütten- und Maschinenbaukunde in die Hand gegeben werden. Es vermittelt auch in der neuen Auflage diejenige gründliche Werkstoffkenntnis des Gebietes Edelstahl, ohne welche ein technisch und betriebswirtschaftlich richtiges Denken und Arbeiten in Zukunft weniger denn je vorstellbar ist.

Robert Scherer und Herbert Briefs.

Wahl, Hans, Dr.-Ing. habil. (Amt für technische Wissenschaften der DAF., Sonderreferat Verschleißfragen): **Allgemeine Verschleißfragen**. (Mit 16 Abb. im Anhang.) Berlin: Verlag der Deutschen Arbeitsfront (1942). (51 S.) 8°. 4,50 RM.

(Schriftenreihe Verschleißfragen des Amtes für technische Wissenschaften der DAF. Heft A 1.)

Im Amt für technische Wissenschaften wurde ein Verschleißreferat eingerichtet, dessen Aufgabe es sein soll, in Zusammenarbeit mit den Fachkreisen an der Klärung des Verschleißvorganges mitzuarbeiten sowie das Schrifttum über Verschleiß planmäßig zu sammeln, zu ordnen und zu verbreiten. Ein eigenes Verschleißlaboratorium steht dem Amt zur Verfügung. In der vorliegenden Schrift versucht der Verfasser, eine klare Begriffsbestimmung des Wortes „Verschleiß“ zu geben, und bringt vor allem Vorschläge für eine planvolle Gliederung des gesamten Verschleißgebietes. Mit Hilfe einer solchen Aufteilung des Arbeitsgebietes soll dann an die Lösung der Teilaufgaben herangegangen werden. Infolge der Vielzahl der Einzelfragen können sie in ihrer Gesamtheit nur durch Gemeinschaftsarbeit gelöst werden. Es wird deshalb eine „Erfahrungsgemeinschaft Verschleißfragen“ in Vorschlag gebracht, die alle beteiligten Fachkreise erfaßt und zur Gemeinschaftsarbeit zusammenführt.

Den Vorschlägen des Verfassers kann nur zugestimmt werden, denn trotz der Vielzahl der Einzeluntersuchungen — in den vergangenen fünf Jahren erschienen rd. 1200 Veröffentlichungen über Verschleißfragen — fehlt noch manche Klarheit über viele Grundfragen, vor allem aber eine planmäßige Ordnung und Uebersicht der Einzelergebnisse. Es ist deshalb zu hoffen, daß die Anregungen, die das Büchlein vermittelt, dazu beitragen, uns der Lösung der Verschleißfragen näherzubringen.

Kurt Dies.

### Aus dem NS.-Bund Deutscher Technik.

#### Gründung einer Reichsgemeinschaft „Technische Presse“ im NSBDT.

Die technische Presse muß mehr als bisher in die Rüstungsherstellung eingeschaltet werden. Mit dem Ziel, eine gemeinsame Ausrichtung zu erreichen, soll ein Zusammenschluß aller an der technischen Presse und technischen Berichterstattung hauptberuflich und nebenberuflich mitarbeitenden Personen erreicht werden.

Um eine genaue Uebersicht über die Mitarbeiter auf den einzelnen Gebieten zu erhalten, sollen die Männer, die sich dazu berufen fühlen und in der Lage sind, auf Grund ihrer persönlichen Kenntnisse und Erfahrungen an der technischen Presse und an der technischen Berichterstattung mitzuarbeiten, ihre Anschrift mit den wichtigsten Personalangaben (auch Mitgliedschaft bei Berufsverbänden) unter gleichzeitiger Nennung ihrer Hauptarbeits- und Fachgebiete dem Hauptamt für Technik der NSDAP., Reichsleitung (Presse und Schrifttum), München 26, bekanntgeben.

Es wird Wert darauf gelegt, daß sich nicht nur die Männer melden, die schon an der Fachpresse mitarbeiten, sondern auch jene, die bisher abseits standen.

München, 20. Januar 1943.

Hauptamt für Technik der NSDAP.  
Reichsleitung.

<sup>1)</sup> Vgl. Stahl u. Eisen 55 (1935) S. 507.