

STAHL UND EISEN

ZEITSCHRIFT FÜR DAS DEUTSCHE EISENHÜTTENWESEN

Herausgegeben vom Verein Deutscher Eisenhüttenleute

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

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

HEFT 28

11. JULI 1940

60. JAHRGANG

Schnellarbeitsstähle mit 7 bis 13% Wolfram.

Von Erich Becker in Kladno.

[Bericht Nr. 504 des Werkstoffausschusses des Vereins Deutscher Eisenhüttenleute*].

(Prüfung der Schnittleistung von Schnellarbeitsstählen mit 0,6 bis 1,5% C, 8 bis 21% W, 0,5 bis 3% Mo, 0,5 bis 2,9% V, 0, 5 und 10% Co. Zweckmäßige Schnellarbeitsstahlzusammensetzung: 0,7 bis 0,8% C, 4 bis 4,5% Cr, 10 bis 12% W, 0,7% Mo und 1,3 bis 1,5% V.)

Der Gedanke, daß der früher übliche Wolframgehalt von rd. 18% in Schnellarbeitsstählen auf annähernd die Hälfte gesenkt werden kann, ohne daß eine Einbuße an Leistung eintritt, und daß diese Leistung unter sonst gleichen Verhältnissen vom Vanadinegehalt abhängt, wurde 1930 in einer Patentanmeldung¹⁾ ausgesprochen. Auf diese sparstoffarmen Schnellarbeitsstähle mit 7 bis 13% W wird auch in späteren Veröffentlichungen²⁾ eingegangen. Da solche Stähle heute eingeführt sind, ist ein Ueberblick über ihre Entstehung und Entwicklung angebracht.

Die ersten Schmelzen mit niedrigem Wolframgehalt (rd. 12% W) waren übliche 5-t-Schmelzen mit 0,5 bis 1% Mo, meist 0,7%, weil dieser Gehalt sich besonders für die Schmiedung der Schnellarbeitsstähle als vorteilhaft erwiesen hat. Der Molybdänzusatz soll also nicht etwa einen Teil des Wolframs ersetzen. Der Chromgehalt liegt stets zwischen 4 und 4,5%, nachdem sich durch Versuche ergeben hatte, daß dies der zweckmäßigste Gehalt ist und eine wesentliche Erhöhung des Chromgehaltes keine Vorteile bietet. Der Anstoß zum Abgießen dieser wolframarmen Schmelzen lag in den damals wiederholt auftauchenden Forderungen nach Schnellarbeitsstählen mit 22 bis 25% W, die wohl gewisse Vorteile durch größere Zähigkeit aufweisen können, bei denen aber diese Vorteile nur selten zur Geltung kommen und keinesfalls so groß sind, daß der hohe Wolframzusatz begründet wäre.

Zur Beurteilung der Schnittleistung wurden an erster Stelle Drehversuche durchgeführt. Diese geben zwar kein vollkommenes Bild für alle Verwendungszwecke, kennzeichnen jedoch ausreichend das grundsätzliche Verhalten einer bestimmten Stahlzusammensetzung. Es wurden Versuchsbedingungen angewendet, die in der Poldihütte bei bester Bewährung seit langem zur laufenden Schmelzen-erprobung benutzt werden, und die darauf abzielen, die Messerschneiden und nicht die Drehbank zu beanspruchen. Wenn nichts Besonderes vermerkt ist, wurden Drehmesser von 30×20 mm mit gerader Schruppstahlschneide

und einem Freiwinkel von 8°, einem Keilwinkel von 70° und einem Einstellwinkel von 45° benutzt. Bekanntlich bewirkt die Verkleinerung des Einstellwinkels beispielsweise auf 16° eine wesentliche Verlängerung der Standzeit. Es kommt aber hier nicht darauf an, eine möglichst lange Standzeit bei einer bestimmten Drehgeschwindigkeit zu erzielen, sondern die Unterschiede in der Güte verschiedener Stähle deutlich hervortreten zu lassen. Gedreht wurde auf Wellen aus unlegiertem Siemens-Martin-Stahl mit etwa 100 kg/mm² Zugfestigkeit bei einem Vorschub von 1,4 mm/U und einer Spantiefe von 5 mm. Die Drehgeschwindigkeit betrug 12 bis 16 m/min, meistens 13 m/min. Die Messerschneiden wurden gefügemäßig untersucht, um zu überwachen, ob die beabsichtigte Härteempfindlichkeit eingehalten wurde. Folgerungen wurden im allgemeinen aus den Versuchen nur dann gezogen, wenn die zu vergleichenden Messer innerhalb einer Versuchsreihe auf demselben Werkstück angesetzt wurden.

Zahlentafel 1. Vergleich der Schnittleistung von Schnellarbeitsstählen mit rd. 18 und 12,5% W.

Stahl Nr.	C %	W %	Mo %	V %	Standzeit ¹⁾ in min	
						Mittel
1	0,70	17,6	4,0	0,7	16, 17, 20	17,7
2	0,70	18,4	0,6	0,6	18, 19, 16, 18	17,7
3	0,66	19,0	0,7	0,6	15, 19	17
4	0,66	12,7	0,5	0,7	26, 36	31
5	0,66	12,4	0,5	0,7	23, 32	27,5
6	0,70	12,5	0,6	0,8	20, 30, 22, 21, 24	23,6

¹⁾ Schnittgeschwindigkeit 12 m/min. Messer bei 1300° abgeschreckt und bei 560 bis 570° 20 min angelassen.

In Zahlentafel 1 sind die ersten Versuchsergebnisse zusammengestellt. Als Vergleichsstähle dienten solche aus der laufenden Erzeugung mit rd. 18% W und sonst gleicher chemischer Zusammensetzung. Während sich nun die Wolframgehalte wie 2:3 verhalten, ist das Verhältnis der Schnittleistungen umgekehrt, wie 3:2. Man kann hieraus den Schluß ziehen, daß bei einem Vanadinegehalt von 0,6 bis 0,7% ein Wolframgehalt von 12% sich vorteilhafter als ein solcher von 18% auswirkt.

Dieses günstige Ergebnis führte dazu, neue Stähle mit Wolframgehalten bis zu 8% herunter und Vanadinegehalten von 1 bis 1,2% zu prüfen (Zahlentafel 2). Leider wurde versehentlich ein Vergleichsmesser mit nur 0,5% V bei 19% W benutzt. Die Schnittleistung dieses Vergleichs-

*) Vorgetragen in der Sitzung des Unterausschusses für Bearbeitbarkeitsfragen am 4. April 1940. — Sonderabdrucke sind vom Verlag Stahleisen m. b. H., Düsseldorf, Postschließfach 664, zu beziehen.

¹⁾ DRP. 651 662 vom Februar 1930.

²⁾ Houdremont, E., und H. Schrader: Techn. Mitt. Krupp 5 (1937) S. 227/39; Stahl u. Eisen 57 (1937) S. 1317/22. Scherer, R.: Stahl u. Eisen 57 (1937) S. 1355/59.

messers ist wesentlich geringer als die der Messer mit vermindertem Wolframgehalt. Die längste Standzeit hatte der Stahl mit 8% W und 1% V. Bei Stahl 9 mit nur 0,56% C scheint der Kohlenstoffgehalt schon zu gering zu sein, während die verhältnismäßig geringe Leistung von Stahl 10 ungeklärt ist. Nach dieser Versuchsreihe hat die Erniedrigung des Wolframgehaltes auf fast ein Drittel des teilweise früher gewünschten Wolframgehaltes bei Erhöhung des Vanadiningehaltes von 0,7 auf 1,1% die Schruppleistung keinesfalls ungünstig beeinflusst.

Die Erprobung der Schnittleistung erschmolzener wolframarer Stähle auch von anderer Stelle³⁾ bestä-

Zahlentafel 2. Schnittleistung von Schnellarbeitsstählen mit 8 bis 12% W und 1,1% V im Vergleich zu einem Stahl mit 19% W.

Stahl Nr.	C %	W %	Mo %	V %	Standzeit ¹⁾ in min	
						Mittel
7	0,69	8,1	0,6	1,0	42, 42, 38	40
8	0,72	9,4	0,6	1,2	36, 46, 31	37,7
9	0,56	10,0	0,6	1,1	24, 27, 26	26
10	0,70	11,8	0,7	1,2	25, 31	28
11	0,65	18,7	0,5	0,5	19, 21	20

¹⁾ Schnittgeschwindigkeit 12 m/min. Messer bei 1300° abgeschreckt und bei 570° angelassen.

Zahlentafel 3. Schnittleistung von Schnellarbeitsstählen mit 8 bis 21% W und 0,6 bis 1% V.

Stahl Nr.	C %	W %	Mo %	V %	Schnittgeschwindigkeit m/min	Standzeit ¹⁾ in min						
						Messer a		Messer b		Messer c		Mittel der Schmelze
							Mittel		Mittel		Mittel	
7	0,69	8,1	0,6	1,0	15	31, 20, 27	26	37, 38, 25	33,3	20, gebr., 24	22	27,1
12	0,74	19,5	0,5	1,0	15	24, 29, 22	25	29, 23, 21	24,3	28, 22, 21	23,7	24,3
13	0,65	12,2	0,6	0,6	14	28, 32, 35	31,7	35, gebr., 39	37	34, 37	35,5	34,7
14	0,79	21,0	—	0,6	14	32, 26, 22	26,7	24, 26, 27	25,7	20, 26, 19	21,7	24,7

¹⁾ Messer bei 1300° abgeschreckt und bei 560 bis 570° angelassen. Spanquerschnitt 4×1 mm. Zerspant unlegierter Siemens-Martin-Stahl mit 85 kg/mm² Zugfestigkeit.

Zahlentafel 4. Schnittleistung von Schnellarbeitsstählen mit 9% W und 1 bis 1,7% V.

Stahl Nr.	C %	W %	Mo %	V %	Standzeit ¹⁾ in min bei einer Schnittgeschwindigkeit von		
					16 m/min ²⁾	15 m/min ²⁾	13 m/min ²⁾
					15	0,72	9,4
16	0,72	8,7	0,7	1,3	20,5		22
17	0,72	8,9	0,7	1,4	19,5	34	
18	0,75	9,2	0,7	1,4	25		25,5
19	0,74	8,9	0,6	1,4	23		24,5
20	0,71	9,0	0,7	1,4	19	32,5	
21	0,88	9,6	0,7	1,7	22		23,5
22	0,75	18,0	0,7	1,5	18	31	26
23	0,73	17,5	0,7	1,5	18,5	30	27

¹⁾ Messer bei 1300° abgeschreckt und bei 560 bis 570° angelassen.

²⁾ Zerspant unlegierter Siemens-Martin-Stahl mit 82 kg je mm² Zugfestigkeit.

³⁾ Zerspant unlegierter Siemens-Martin-Stahl mit 100 kg je mm² Zugfestigkeit.

tigte den günstigen Befund (Zahlentafel 3). Die Schmelzen waren so ausgewählt, daß bei gleichem Vanadiningehalt (0,6 und 1%) der Wolframgehalt der Vergleichsmesser etwa doppelt so hoch war. Von jeder Schmelze wurden drei Messer benutzt und jedes Messer dreimal geschliffen. Die Messer von 30×40 mm hatten die bei der Versuchsstelle übliche Schneidenform von 8×67×40°, die also nur wenig von der bei der Poldihütte benutzten Form abweicht. Nach Zahlentafel 3 steigt die Schnittleistung, wenn der Wolframgehalt auf die Hälfte des früher üblichen Gehaltes herab-

³⁾ Versuchsfeld für Werkzeugmaschinen der Technischen Hochschule Berlin.

gesetzt wird. Anscheinend ist bei den Vanadiningehalten von 0,6 und 1% zur Erreichung zweckmäßiger Karbidzusammensetzung nur ein Wolframgehalt von 8 bis 12% erforderlich.

Zur Prüfung des Einflusses höherer Vanadiningehalte wurden 500-kg-Schmelzen mit rd. 9% W und 1 bis 1,7% V hergestellt. Beim Härten der Proben wurde zunächst ein nicht unbedeutender Ausschub beobachtet. Bei neu ausgeschmiedeten Stangen war der Härteausschub geringer. Die Ergebnisse der Schneidversuche enthält Zahlentafel 4. Die Schnittleistungen der Versuchsstähle übertreffen meist die der Vergleichsstähle mit doppeltem Wolframgehalt. Bei einer Schnittgeschwindigkeit von 13 m/min sind jedoch die Stähle mit 18% W besser. Anscheinend ist bei einem Wolframgehalt von 9% nicht zweckmäßig, über rd. 1,5% V hinauszugehen. Die Erhöhung des Kohlenstoffgehaltes auf 0,88% bei 1,7% V ergibt keine Mehrleistung. Zahlentafel 5 bringt eine Versuchsreihe mit Vanadiningehalten von 0,6 bis 1,9% und bemerkenswert gleichem Kohlenstoffgehalt. Mit steigendem Vanadiningehalt bis etwa 1,3% steigt die Schnittleistung ohne Rücksicht auf den Wolframgehalt ständig an.

Die Versuchsreihe nach Zahlentafel 6 sollte klären, ob die Erhöhung des Vanadiningehaltes über 1,5% hinaus nicht dann vorteilhafter zur Geltung kommt, wenn gleichzeitig der Wolframgehalt bis 13% und der Kohlenstoffgehalt

Zahlentafel 5. Schnittleistung von Schnellarbeitsstählen mit 9 bzw. 18% W und 0,6 bis 1,9% V.

Stahl Nr.	C %	W %	Mo %	V %	Standzeit ¹⁾ in min
24	0,71	9,6	0,7	0,6	6, 6
25	0,72	18,0	0,7	0,7	7, 7, 9, 10
26	0,72	9,1	0,7	1,0	9, 9
27	0,71	9,4	0,8	1,3	15, 14
28	0,72	9,1	0,7	1,9	13, 14
29	0,72	17,7	0,8	1,9	13, 13, 14, 14

¹⁾ Schnittgeschwindigkeit 14 m/min. Messer bei 1300° abgeschreckt und bei 560 bis 570° angelassen.

Zahlentafel 6. Schnittleistung von Schnellarbeitsstählen mit 0,7 bis 0,9% C, 9 bis 18% W und 1,3 bis 2,9% V.

Nummer der Schmelze	C %	W %	Mo %	V %	Standzeit ¹⁾ in min
30	0,75	17,5	0,6	1,4	35, 33, 26
29	0,72	17,6		1,9	36, 36
27	0,71	9,4		1,3	40, 41
31	0,79	9,5	0,7	1,3	27, 30
32	0,78	10,0	0,7	1,4	36, 37
33	0,75	9,3	0,7	1,9	30, 32, 29, 33
34	0,83	9,5	0,7	1,9	19, 21
35	0,85	12,9	0,7	1,9	26, 30
36	0,80	9,5	0,7	2,2	22, 20
37	0,93	9,8	0,7	2,3	31, 29
38	0,88	9,2	0,7	2,9	18, 19
39	0,88	8,8	0,6	2,2	18, 21

¹⁾ Schnittgeschwindigkeit 13 m/min. Zerspant unlegierter Siemens-Martin-Stahl mit 95 kg/mm² Zugfestigkeit. Messer bei 1300° abgeschreckt (Stahl 37, 38, 39 bei 1280°) und bei 560 bis 580° angelassen.

Zahlentafel 7. Einfluß der Abschreckbehandlung von Schnellarbeitsstählen auf die Schnittleistung.

Stahl Nr.	C %	W %	V %	Standzeit ¹⁾ in min nach Abschreckung von									
				1220° in Oel	1250° in Oel	1250° in Luft	1260° in Oel	1280° in Oel	1280° in Luft	1300° in Oel	1320° in Oel	1320° in Luft	
40	0,74	17,4	1,5									23, 21	22, 21
41	0,73	17,5	1,6					16, 20					
27	0,71	9,4	1,3		16, 19			30, 33 28, 32				29, 31 21, 26	
32	0,78	10,0	1,4		23, 20					30, 35		32, 36	
42	0,62	9,2	1,4									28, 27	22, 25
28	0,72	9,1	1,9		18, 16			31, 30					
43	0,93	9,3	1,9	7, 9	12, 15	14, 16		31, 31	17, 15			30, 31	13, 13
44	0,64	9,2	1,9									29, 30	15, 14
35	0,85	12,9	1,9	6, 7	15, 15			26, 25		33, 35, 25			
33	0,75	9,3	1,9				21, 20						30, 32
34	0,83	9,5	1,9				18, 19						19, 21
39	0,88	8,8	2,2	12, 12	16, 15		20, 17	18, 21		12, 11			20, 18
37	0,93	9,8	2,3			15, 20 19	20, 20 26, 26	31, 29					
38	0,88	9,2	2,9	10, 12	13, 16		13, 14	18, 19					12, 11

¹⁾ Schnittgeschwindigkeit 13 m/min.

Zahlentafel 8. Trockenschlichtversuche mit wolframarmen Schnellarbeitsstählen.

Stahl Nr.	C %	W %	V %	Standzeit in min bei einer Schnittgeschwindigkeit von						
				90 m/min			75 m/min			
				nach Abschrecken von						
				1260° in Oel	1280° in Oel	1300° in Oel	1280° in Oel	1300° in Oel	1300° in Luft	
41	0,73	17,5	1,6			29, 30	22, 22, 33			
27	0,71	9,4	1,3	φ	48, 54		93, 95, 99, 83, 94			
32	0,78	10,0	1,4	2			35, 45			
28	0,72	9,1	1,9	3 ¹⁾	64, 52					
43	0,93	9,3	1,9	8 ²⁾	1, 2		85	80, 82		
35	0,85	12,9	1,9	5	24, 20	12, 15				
39	0,88	8,8	2,2	φ	55, φ					
37	0,93	9,8	2,3		22, 28	80, φ, φ				
38	0,88	9,2	2,9		32, 24					
42	0,62	9,2	1,4					88, 90	85, 86	
44	0,64	9,2	1,9					75, 94	89, 90	

¹⁾ Nach Abschrecken von 1220° in Oel dieselbe Standzeit.

²⁾ Nach Abschrecken von 1220° in Oel 22 und 18 min. Nach Abkühlen von 1260° in Luft 32 und 30 min.

gesteigert wird. Zum Vergleich wurde außer zwei Schmelzen mit 17,5% W auch noch Stahl 27 mit 9,4% W und 1,3% V herangezogen. Die Erhöhung des Vanadin- und Kohlenstoffgehaltes brachte bei den niedrigen Wolframgehalten keine Verbesserung der Schnittleistung. Stahl 35 mit fast 13% W hat zwar eine höhere Standzeit als Stahl 34 mit 9,5% W bei sonst gleicher Zusammensetzung, aber die Schnittleistungen der Stähle 32 und 27 mit 1,3% V werden nicht übertroffen. Auch die Steigerung des Kohlenstoffgehaltes auf 0,9% und des Vanadingsgehaltes auf 2,3% ergibt bei 9% W keine Verbesserung. Die Höchstleistung wird anscheinend bei diesen Wolframgehalten bei 1,3 bis 1,5% V erreicht. Stähle 38 und 39 mit 2,2 und 2,9% V haben verkürzte Standzeiten. Bei den höhergekohlten und vanadinreichen Stählen wurde ein vollständiges Versagen nach Abschrecken bei 1300° beobachtet. Stähle 37, 38 und 39 sind daher bei 1280° abgeschreckt worden und gaben dann einigermaßen entsprechende Leistungen.

Dies gab Anlaß, die Frage der zweckmäßigen Härte-temperatur in Abhängigkeit von der Zusammensetzung genauer zu untersuchen. Die Versuchsstähle nach Zahlentafel 7 wurden von Temperaturen zwischen 1220 und 1320° teils in Luft, teils in Oel abgeschreckt und bei 560 bis 570° angelassen. Stahl 27 mit 1,3% V ergibt wie bei der früheren

Erprobung gute Schnittleistung, die nur von Stahl 32 mit 0,78% C und gleichem Vanadingsgehalt etwas übertroffen wird. Der Kohlenstoffgehalt von etwa 0,78% scheint besonders günstig zu sein. Ein Kohlenstoffgehalt von 0,62%, wie ihn Stahl 42 bei gleichem Vanadingsgehalt hat, ist, nach der Standzeit zu urteilen, schon etwas zu niedrig. Die Versuche bestätigen, daß man über die Leistung der Stähle mit 1,3% V durch Erhöhung des Vanadingsgehaltes im allgemeinen nicht hinauskommt, gleichgültig, ob der Kohlenstoffgehalt 0,7 oder 0,9% beträgt. Eine Erhöhung des Wolframgehaltes auf 13% bei 0,85% C und 1,9% V ergibt keine höhere Leistung. Das Abschrecken in Oel hat bei den wolframarmen Schnellarbeitsstählen, besonders bei den kohlenstoffreichen, im allgemeinen bessere Schnittleistungen als bei Abkühlung in Luft zur Folge. Bei Stählen mit einem Wolframgehalt von etwa 18% verschwinden die Unterschiede. Die zweckmäßigste Abschrecktemperatur der Versuchsstähle liegt bei rd. 1280°. Bei Stählen mit bis 0,8% C und 1,8% V ist auch eine Abschrecktemperatur von 1300° geeignet. Bei niedrigen Kohlenstoffgehalten von etwa 0,6% sind gute Schnittleistungen nur dann zu erreichen, wenn

man an der oberen Grenze der Abschrecktemperatur ablöscht. Bei Stählen mit über 0,8% C und 1,8% V darf von Temperaturen über 1280° nicht abgeschreckt werden. Bei tieferen Abschrecktemperaturen als 1260° sinkt die Schnittleistung bereits wieder ab.

Die bisherigen Versuchsergebnisse beziehen sich auf Schruppversuche. Zusätzlich wurden mit den Stählen der Zahlentafel 8 Trockenschlichtversuche mit einem Spanquerschnitt von 2×0,13 mm² gemacht, zunächst bei einer Schnittgeschwindigkeit von 90 m/min, und als einzelne Messer ohne ersichtliche Ursache versagten, Wiederholungen mit 75 m/min Schnittgeschwindigkeit. Zerspant wurde unlegierter Siemens-Martin-Stahl mit 70 kg/mm² Zugfestigkeit. Die Messer hatten die Schneidenwinkel 6×60×45°. Die Ergebnisse in Zahlentafel 8 zeigen, daß auch beim Schlichten die Stähle mit niedrigem Wolframgehalt bessere Schnittleistungen als die hoch mit Wolfram legierten Schnellarbeitsstähle ergeben. Den besten Einzelwert bei einer Schnittgeschwindigkeit von 90 m/min weist Stahl 37 mit 0,9% C, 9,8% W und 2,3% V auf. Diese Leistung ergab sich aber nicht regelmäßig. Dasselbe Messer schnitt beim nächsten Versuch, nachdem es neu geschliffen war, überhaupt nicht an. Auch nach einer neuen Härtung versagte das Messer. Regelmäßig gut verhielt sich dagegen Stahl 28 mit 0,7% C,

9% W und 1,9% V, der in der Standzeit Stahl 27 mit 1,3% V, welcher sich bei den Schruppversuchen am besten bewährte, etwas übertrifft. Die zweckmäßigste Härtetemperatur liegt wiederum bei 1280 bis 1300°. Nur bei über 0,9% C und 1,8% V kommen 1260° in Betracht. Die Schnittleistung der Stähle mit 0,7 bis 0,8% C und 1,3 bis 1,8% V wird dabei nur in einem Falle überschritten. Bei einer Schnittgeschwindigkeit von 75 m/min gleichen sich die Unterschiede in der Schnittleistung aus. Die Standzeit liegt aber bei allen Versuchsstählen über der des Vergleichsstahles mit 17% W und 1,5% V.

Zahlentafel 9. Schnittleistung von Schnellarbeitsstählen mit 12 und 18% W, 0,6 bis 3% Mo sowie 5 und 10% Co.

Stahl Nr.	C %	W %	Mo %	V %	Co %	Standzeit in min	Schnittgeschwindigkeit in m/min
45	0,70	11,6	0,9	1,8	10,0	11, 12	15
46	0,64	12,1	3,0	1,8	9,8	10, 11	
47	0,64	17,5	0,7	1,6	9,5	20, 25	
49	0,77	12,1	1,5	2,2	5,2	20, 21	14
50	0,71	12,4	2,9	1,5	4,7	30, 31	
51	0,72	11,8	0,7	1,3	4,8	30, 32	
52	0,71	12,1	1,5	0,6	4,8	21, 23	
53	0,70	17,5	0,6	1,4	4,7	33	

In einer weiteren Versuchsreihe wurde die Schnittleistung beim Schruppen von Schnellarbeitsstählen mit 5 und 10% Co, rd. 18 und 12% W sowie 0,6 bis 3% Mo erprobt (Zahlentafel 9). Bei den Legierungen mit 10% Co ist die Herabsetzung des Wolframgehaltes von rd. 18 auf 12% mit einer starken Einbuße an Schnittleistung verbunden. Weder mit den Schmelzen 45 und 46 noch mit später gegossenen Schmelzen wurden die Leistungen des Vergleichsstahles 47 mit 17,5% W, 0,7% Mo, 1,6% V und 9,5% Co erreicht. Ein Kobaltgehalt von rd. 10% kann also nur bei gleichzeitig hohem Wolframgehalt von etwa 17% ausgenutzt werden. Anders liegen die Verhältnisse bei den Stählen mit 5% Co. Die Stähle 50 und 51 mit rd. 12% W ergeben praktisch dieselbe Schnittleistung wie der Vergleichsstahl mit 17,5% W. Dabei spielt es keine Rolle, ob der Molybdängehalt 0,7% oder 2,9% beträgt.

Zahlentafel 10. Schnittleistung von Schnellarbeitsstählen mit 13% W, 5% Co und 2 bis 5% V.

Stahl Nr.	C %	W %	Mo %	V %	Co %	Standzeit in min	Schnittgeschwindigkeit ¹⁾ in m/min
48	0,85	13,0	0,7	2,0	5,0	17, 18	15
54	1,45	12,3	0,6	5,1	4,3	15, 14	
55	1,46	12,7	0,7	3,8	4,7	18, 17	
48	0,85	13,0	0,7	2,0	5,0	20, 22	17
56	1,40	13,0	0,7	2,0	5,0	4, 5	

¹⁾ Span $5 \times 1,4 \text{ mm}^2$.

Es lag nahe, Stahl 51 mit 5% Co und hervorragender Schnittleistung durch Erhöhung des Vanadingshaltes über 2% hinaus noch weiter zu verbessern. Die Versuchsreihe nach Zahlentafel 10 ergab, daß bei diesem Schnellarbeitsstahl mit 5% Co die Erhöhung des Vanadingshaltes auf 3,8 und 5% trotz entsprechender Steigerung des Kohlenstoffgehaltes keine Verbesserung der Leistung bringt.

Wird Schnellarbeitsstahl benötigt, der mehr leisten muß als die Stähle 50, 51 und 48 mit 12 bis 13% W und 5% Co, so muß außer einem höheren Kobaltgehalt auch ein höherer Wolframgehalt angewendet werden, etwa entsprechend der Zusammensetzung des Stahles 47. Der Vergleich der Schnittleistung der Stähle 47 und 48 (Zahlentafel 9 und 10) zeigt aber, daß der Leistungsunterschied nicht groß ist. Da die

hohen Schnittleistungen der mit wesentlich über 5% Co legierten Schnellarbeitsstähle nur dann erreicht werden, wenn das Härten und Anlassen sowie Schleifen einwandfrei erfolgt und auch die Schneidenformen den bearbeiteten Werkstoffen genau angepaßt sind, ferner bei Berücksichtigung, daß im Betrieb Abweichungen in Kauf genommen werden müssen, ergibt sich, daß Schnellarbeitsstähle entsprechend der Zusammensetzung der Schmelzen 50, 51, 48 als Spitzenstahl Verwendung finden können. Bei diesen Stählen hängen die Leistungen von den unvermeidlichen Abweichungen beim Härten, Anlassen und Schleifen viel weniger ab als bei einem höherlegierten Stahl. Da die Zahl der Fälle beschränkt ist, in denen die erreichbare Mehrleistung des höherlegierten Schnellarbeitsstahles ausgenutzt wird, ist der Nutzen der Verwendung höherlegierten Stahles für die Volkswirtschaft so gering, daß er durch die Nachteile der Erzeugung und Lagerhaltung einer weiteren Stahlsorte reichlich aufgewogen wird.

Es sei erwähnt, daß mit verschiedenen Versuchsstählen auch Bohrversuche sowohl auf der Poldihütte als auch bei Werkzeugfabriken gemacht wurden. Bohrversuche ergeben bekanntlich meist nicht so klare Unterschiede wie Drehversuche. Trotzdem ging aus den Versuchen eindeutig hervor, daß Schnellarbeitsstähle mit 9 bis 12% W bei gleichen Vanadingsgehalten den Stählen mit 18% W keineswegs nachstehen.

Schnellarbeitsstähle mit 7 bis 13% W können unter Umständen eine gewisse Härteempfindlichkeit zeigen. Den besten Aufschluß hierüber geben die Abschrecktemperaturgrenzen. Beispielsweise seien die Ergebnisse von Stählen mit 0,7% C, 9 und 18% W, 0,6 und 1,8% V erwähnt. Von den beiden Stählen mit 0,6% V zeigte der mit 9% W die ersten Anzeichen der Ueberhitzung im Bruch schon bei 1280°, während bei dem mit 18% W dies erst bei 1320° der Fall war. Bei den beiden Stählen mit 1,8% V war der Beginn der Ueberhitzung bei dem mit 9% W erst bei 1300° und bei dem mit 18% W bei 1320° zu beobachten. Der höhere Vanadingsgehalt hatte mithin eine günstige Wirkung, was mit den Beobachtungen beim Härten übereinstimmt. Bei Stählen mit 10% Co und 7% W zeigten sich schon bei 1220° Ueberhitzungserscheinungen, während bei denen mit 10% Co und 15% W bei 1320° kaum eine Ueberhitzung zu bemerken war. Die Ueberhitzung bei niedrigen Temperaturen ist nicht nur beim Härten, sondern auch beim Schmieden und Erschmelzen zu beachten. Ist aber durch entsprechende Sorgfalt und Kenntnis darauf Rücksicht genommen, so wird in der Behandlung von Schnellarbeitsstählen mit rd. 18 und 12% W kein nennenswerter Unterschied empfunden.

Die Zeitverhältnisse, welche die Einsparung von Legierungselementen nahelegen, haben maßgebend dazu beigetragen, die wolframarmen Schnellarbeitsstähle mit 8 bis 13% W allgemein einzuführen. Die Verwendung wolframreicher Stähle ist aber auch berechtigt, wenn genügend Wolfram vorhanden und zugänglich ist. Es ist anzunehmen, daß, von Ausnahmefällen abgesehen, Schnellarbeitsstähle mit 18 bis 20% W und mehr in Zukunft nicht mehr gebraucht werden. Wolframgehalte von 16 bis 18% haben nur für kobalthaltige Spitzenstähle mit 9 bis 18% Co Berechtigung.

Eine weitere Ersparnis an Legierungsmetall wird durch Verminderung der Gütegruppen der Schnellarbeitsstähle erreicht. Mit drei⁴⁾ bis vier Abstufungen ist für den Betrieb ohne Schwierigkeiten auszukommen (Zahlentafel 11). Stahl 1 ist für alle Arten von Werkzeugen, besonders für Spiralbohrer, bestimmt, Stahl 2 für dieselben Zwecke, wenn

⁴⁾ Stahl 1 in Zahlentafel 11 kann besonders unter den heutigen Umständen entfallen.

Zahlentafel 11. Vorschlag für Güteabstufungen der Schnellarbeitsstähle.

Stahl	C %	Cr %	W %	Mo %	V %	Co %
1	0,75	4,2	9,0	0,7	0,8	
2	0,75	4,2	11,0	0,7	1,5	
3	0,85	4,2	12,5	0,7	2,0	4,7 bis 5,0
4	1,25	4,8	13,0	0,7	3,5	

höhere Leistung verlangt wird. Stahl 2 kommt überall dort in Frage, wo früher der Stahl mit 18 bis 20% W und 1 bis 2% V verwendet wurde. Stahl 3 ist für Spitzenleistungen beim Bearbeiten aller Stahl- und Eisensorten einschließlich Stahlguß, für Nichteisenmetalle und nichtmetallische Werkstoffe. Er ergibt überlegene Dauerleistungen. Stahl 4 ist der Spitzenstahl für Schlichtarbeiten. Er hat höchste Härte und Widerstandsfähigkeit gegen Abnutzung, ist also überall dort anzuwenden, wo es auf lange Arbeitszeit bis zum Nachschleifen, auf hohe Maßbeständigkeit und beste Oberflächenbeschaffenheit des bearbeiteten Stückes ankommt.

Zusammenfassung.

Schrupp-, Schlicht- und Bohrversuche zeigten, daß die Schnittleistung eines Schnellarbeitsstahles keineswegs un-

günstig beeinflusst wird, wenn der Wolframgehalt von rd. 18% auf etwa 8 bis 13% erniedrigt wird. Solche Schnellarbeitsstähle ergeben bei Vanadinegehalten bis zu 2% Höchstleistung, welche die Leistungen der Stähle mit 18% W und gleichem Vanadinegehalt vielfach weit übertreffen. Bei einem Wolframgehalt von 8 bis 13% hängt die Schnittleistung nur vom Vanadinegehalt ab. Eine Erhöhung des Vanadinehaltes über 2% kommt bei den wolframarmen Stählen auch dann nicht voll zur Geltung, wenn gleichzeitig der Kohlenstoffgehalt erhöht wird. Dies trifft auch für Schnellarbeitsstähle mit Kobaltgehalten bis rd. 5% zu. Der höhere Vanadinegehalt scheint erst dann wieder ausgenutzt werden zu können, wenn bei erhöhtem Kohlenstoffgehalt der Wolframgehalt etwa 13% beträgt. Die etwas größere Härteempfindlichkeit der wolframarmen Schnellarbeitsstähle fällt bei sorgfältigster Herstellung und Warmverarbeitung wenig ins Gewicht. Als Standard-Schnellarbeitsstahl wird folgende Zusammensetzung empfohlen: 0,7 bis 0,8% C, 4 bis 4,5% Cr, 9 bis 12% W, rd. 0,7% Mo und 1,3 bis 1,5% V. Für Spitzenleistungen ist ein Stahl mit 12 bis 13% W, 2% V und 5% Co geeignet. Die Verringerung der Gütegruppen der Schnellarbeitsstähle wird angeregt.

An den Bericht schloß sich folgende Erörterung an.

R. Hohage, Völklingen: Herr Becker hat festgestellt, daß beim Härten der wolframarmen Schnellarbeitsstähle zunächst ein nicht unbedeutender Ausschub entstand. Die gleiche Erfahrung liegt bei mir vor. Solche Stähle, und zwar mit 11% W und etwa 0,2% V, waren bereits während des Weltkrieges auf dem Markt und waren wegen ihrer guten Schnittleistung anerkannt, im Betrieb jedoch wenig beliebt, da diese Stähle sehr stark zur Ribbildung neigten und besonders beim Härten sehr leicht Risse auftraten. Die Ursache liegt wahrscheinlich daran, daß beim Härten, wenn eine geringe Ueberhitzung oder eine geringe Ueberzeitung eintritt, das Austenitkorn ganz verschiedene Größe annimmt und dadurch Spannungen entstehen, die das Reißen bedingen. Diese Empfindlichkeit nimmt aber mit steigendem Vanadinegehalt ab, und schon bei 1% V sind die Schwierigkeiten überwunden.

In Zahlentafel 5 ist der Stahl 24 nach dem Härten bei 570° angelassen worden. Nach meinen Erfahrungen fällt dann die Härte unter 63 Rockwell-C-Einheiten ab, und Minderleistung ist die Folge. In Zahlentafel 7 sind die Stähle 39 und 44 praktisch gleich, haben jedoch beim Härten von 1300 bzw. 1320° stark unterschiedliche Leistungen, die der Aufklärung bedürfen. Die in Zahlentafel 10 mitgeteilten Versuchsergebnisse stimmen mit meinen Erfahrungen nicht überein. Sie mögen für den Trockenschnitt stimmen, nicht aber für die Schnittleistung unter Kühlung. Bei der Beurteilung eines Schnellarbeitsstahles⁵⁾ muß immer berücksichtigt werden, daß je nach der Arbeitsweise der Meißel mehr physikalisch (Trockenschnitt) oder mehr mechanisch (Kühlung) beansprucht wird. Auf Grund von Versuchs- und Betriebsergebnissen an hochbeanspruchten Werkzeugen in Automaten hat sich herausgestellt, daß bei einem Kobaltgehalt von 5% eine Leistungssteigerung bei über 2% V vorhanden ist, und zwar bis zu einem Vanadinegehalt von etwa 4,5 bis 5%. Ebenfalls stimmt nach meiner Erfahrung das Versuchsergebnis nicht überein, daß bei Vanadinegehalten von über 2% der Wolframgehalt bei etwa 13% liegen muß. Nach meinen Erfahrungen kann man mit dem Wolframgehalt ohne weiteres bis 11% heruntergehen.

R. Scherer, Krefeld: Ich möchte die größere Ribempfindlichkeit beim Walzen und Härten der wolframarmen Schnellarbeitsstähle gegenüber denen mit 18% W bestätigen. Herr Becker hat bei seinen Untersuchungen nur Drehmesser gehärtet. Bei Fräsern sind die Verhältnisse anders. Wenn die Härte-temperatur und -zeit nicht genau eingehalten werden, treten sehr leicht sogenannte Knitterrisse auf.

Schruppversuche mit Schnellarbeitsstählen mit 10% W, 2,5% V, mit und ohne Zusatz von 0,6% Mo führten zu keinem wesentlichen Unterschied in der Standzeit durch den Molybdän-zusatz. In Stählen mit 12% W, 4,5% V und 4,5% Cr dürfte

ein Molybdängehalt von höchstens 0,6% ausreichen. Zur Frage des Einflusses des Vanadinehaltes sei darauf hingewiesen, daß sich Schnellarbeitsstähle mit 2,5% V bei 11% W für Guß sehr gut bewährt haben.

E. Hengler, Düsseldorf: Nach unseren Erfahrungen führt weniger die Ueberhitzung, d. h. die zu hohe Temperatur, als vielmehr eine Ueberzeitung, d. h. zu langes Halten auf Härtetemperatur, zu den Schwierigkeiten beim Härten der wolframarmen Schnellarbeitsstähle. Härtungsversuche mit zwei Stählen mit 13,2 und 14,6% W, aber sonst gleicher Zusammensetzung (0,80% C, 4,4% Cr, 0,95% Mo und 1,9% V) zeigten bei kürzerer Haltezeit bis 5 min auf 1280° kaum Unterschiede im Gefüge, während eine längere Erhitzung von etwa 10 min zu großen Unterschieden und beim wolframärmeren Stahl zu starker Ledeburit-Neubildung führte. Diese Ueberzeitungsempfindlichkeit ist nach unseren Erfahrungen bei den jetzigen wolframärmeren Stählen noch größer. Sie wirkt sich besonders beim Härten großer Abmessungen, beispielsweise Abwälzfräser, aus, wo entsprechend lange Durchwärmzeiten nötig sind. Bei diesen starken Abmessungen verhalten sich die wolframreichen Stähle mit 22 bis 24% W wesentlich günstiger, weil bei ihnen eine Ueberhitzung und Ueberzeitung kaum zu befürchten ist und die Werkzeuge eine hohe Zähigkeit behalten.

Bei Stählen mit 12% W, 4,5% Cr und 1,5 bis 2,7% V wurde die Erfahrung gemacht, daß ein Zusatz von 1,5 bis 2% Mo für dicke Abmessungen über 180 mm Dmr. kornerfeinernd wirkt und außerdem das Härteverhalten günstig beeinflusst. Bei den wolframarmen Schnellarbeitsstählen erscheint ein gewisser Molybdängehalt nicht ungünstig, da heterogen aufgebaute Stähle sich in der Härte günstiger verhalten als einfache Stähle.

H. Schaumann, Düsseldorf: Die Schnellarbeitsstähle mit 18% W haben gegenüber den wolframarmen Stählen mit 9 bis 12% W den Vorteil, innerhalb eines größeren Härtebereiches ein gutes Gefüge zu ergeben, was für ihre wesentlich größere Uempfindlichkeit spricht. Bei Stählen mit 8 bis 12% W, 1,5 bis 2,5% V liegt die richtige Härtetemperatur zwischen 1220 und 1240°. Bei 1270° Härtetemperatur wird bereits ein gröberes Bruchgefüge erhalten, das sich allerdings für Drehstähle noch nicht nachteilig auswirken wird. Bei allen Arbeitsvorgängen mit überwiegender Verschleißbeanspruchung (keine hohe Temperatur) ist ein feinkörniges Gefüge aber unbedingt erforderlich.

Die von Herrn Becker erfolgte Gegenüberstellung von Schrupp- und Schlichtversuchen stellt technologisch keinen Unterschied dar. Beide Male herrschen hohe Temperaturen von etwa 600° an der Schneide, und es ist deshalb verständlich, daß die Ergebnisse übereinstimmen. Wahrscheinlich würden Versuche mit einer geringeren Schnittgeschwindigkeit von rd. 5 bis 10 m/min eine andere Reihenfolge in der Leistung der untersuchten Stähle ergeben haben, und sicher hätte sich dann mit zunehmendem Vanadinegehalt bis zu 4,5% hinauf eine steigende Leistung der Stähle gezeigt.

Ein Chromgehalt von 4,5 bis 5% statt 4 bis 4,5% in Schnellarbeitsstählen mit 7 bis 13% W wirkt sich immer günstig in der

⁵⁾ Werkstoff-Handbuch Stahl und Eisen, 2. Auflage, hrsg. vom Verein Deutscher Eisenhüttenleute. Düsseldorf 1937. Blatt E-41.

Härteannahme aus. Für Schnellarbeitsstähle mit 12% W, 4,5% Cr und 4 bis 4,5% V kann auf einen Molybdänzusatz nicht verzichtet werden, da die Stähle sonst nicht einwandfrei hart werden. Um eine Härte von 65 bis 66 Rockwell-C-Einheiten zu erreichen, zeigte sich ein Zusatz von 0,6% Mo erforderlich. Für üblich beanspruchte Stähle erscheint ein Zusatz von 0,3 bis 0,4% Mo ausreichend.

H. Schrader, Essen: Die Eigenschaften wolframarmen Schnellarbeitsstähle sind eigentlich schon durch die vor etwa 15 Jahren erfolgte Einführung von Stählen mit 11 bis 12% W und 1,5 bis 2,5% V bekanntgeworden. Der Hauptwiderstand, der die Einführung in stärkerem Maße verhinderte, war der Einkauf der Verbraucher, der Stähle so tiefen Wolframgehaltes ablehnte. In den letzten Jahren bestand genügend Gelegenheit, auch über Stähle niedrigeren Vanadinegehaltes mit 8 bis 10% W Erfahrungen zu sammeln. Im allgemeinen läßt sich sagen, daß bei gleichen Vanadinegehalten die Schnitthaltigkeit von Stählen mit 8 bis 12% W denen von 13% W gleichwertig ist.

Wenn für die wolframarmen Stähle vielfach höhere Leistungen angegeben werden, so läßt sich dies wohl durch die angewandte reichlich hohe Härtetemperatur von 1300° erklären. Bei Behandlung auf feines Härtinggefüge dürften aber bei den wolframarmen Stählen höchstensfalls Härtetemperaturen von 1250° angewandt werden, während die Stähle mit 13% W etwa 1300° vertragen. Wenn die Härtetemperaturen entsprechend der Ueberhitzungsempfindlichkeit unterschiedlich gehalten werden, so wird ein anderes Verhältnis in der Schnitthaltigkeit, und zwar meist gleiche Leistung bei den wolframarmen Stählen gegenüber solchen mit 18% W, angetroffen. Der Einwand, daß Drehmesser auch im überhitzt gehärteten Zustand gute Schnitthaltigkeit ergeben können, trifft zwar für ruhigen Schnitt, aber nicht für ungünstige Bedingungen bei stoßartigen Beanspruchungen zu. Außerdem ist auf jeden Fall damit zu rechnen, daß bei einer bewußten überhitzten Härtung ein größerer Härteauswurf entsteht. Ein Unterschied in den Eigenschaften der wolframarmen Stähle gegenüber denen mit 18% W und mehr bleibt, abgesehen von der Härtetemperatur, in der Zähigkeit bestehen. Die Anwendung überhitzter Härtetemperaturen bei den wolframarmen Stählen könnte diese Verschiedenheiten noch verstärken.

Bei Schnellarbeitsstählen mit 7 bis 13% W hat sich im allgemeinen ein Chromgehalt von 4 bis 4,5% als am günstigsten erwiesen. Eine Verringerung dieser Gehalte verursacht eine Verschlechterung der Härbarkeit der Stähle, während eine Steigerung der Chromgehalte keine Vorteile in der Schnittleistung ergibt. Anders liegen die Verhältnisse bei wolframfreien Stählen oder solchen mit sehr niedrigen Wolframgehalten bis zu 5%, bei denen durch Erhöhung des Chromgehaltes bis zu 10% eine Verbesserung der Schnitthaltigkeit erzielt wird.

Ein Nachteil der hochchromhaltigen Schnellarbeitsstähle ist darin zu erblicken, daß diese Stähle infolge ihrer hohen Austenitbeständigkeit ein viermaliges oder sogar fünfmaliges Anlassen erfordern, bis ein vollständiger Austenitzerfall und eine übliche Schnellarbeitsstahlhärte erreicht wird. Damit ist die praktische Bedeutung der hochchromhaltigen Stähle gering, da sich der Verbraucher zu dieser Umständlichkeit in der Wärmebehandlung nur dann bequemen wird, wenn die anderen, einfacher zu behandelnden sparstoffarmen Stähle nicht zur Verfügung stehen.

Durch Molybdänzusatz von 0,5 bis 0,8% wird bei den wolframarmen Schnellarbeitsstählen mit 7 bis 13% W bei gleichen Vanadinegehalten eine Steigerung der Schnitthaltigkeit erhalten (vgl. Stahl A und B in *Zahlentafel 12*). Es besteht aber durchaus die Möglichkeit, diese Molybdänzusätze fortzulassen und durch etwas erhöhte Vanadinegehalte auszugleichen (vgl. Stahl C und D in *Zahlentafel 12*).

Zahlentafel 12. Schruppversuche mit wolframarmen Schnellarbeitsstählen.

Stahl	% C	% Cr	% W	% Mo	% V	Standzeit ¹⁾ in min bei einer Schnittgeschwindigkeit von 12 m/min 14 m/min	
A	0,80	4,82	10,1	—	1,22	48, 45	20, 21
B	0,76	4,40	11,3	0,77	1,30	56, 54	32, 35
C	0,79	4,18	10,0	—	2,07	55, 57	31, 34
D	0,75	4,36	9,4	0,59	1,67	57, 58	30, 33

¹⁾ Schruppbeanspruchung auf vergütetem Chrom-Nickel-Stahl von 100 kg/mm² Zugfestigkeit mit einem Vorschub von 1,4 mm/U und einer Spantiefe von 5 mm.

Entgegen den Ausführungen von Herrn Becker, denen zufolge bei Stählen mit 7 bis 13% W durch eine Steigerung des Vanadinegehaltes über 1,5% hinaus selbst bei gleichzeitiger Erhöhung des Kohlenstoffgehaltes keine Mehrleistung erzielt wird, haben wir bei Stählen mit 10% W und 2,5% V bessere Leistungen erhalten als mit solchen, die nur 1,5% V enthielten.

Darüber hinaus sind auch versuchsmäßige Belege dafür veröffentlicht worden⁶⁾, daß bei Stählen mit 7 bis 8% W durch eine Erhöhung des Vanadinzusatzes von 3 auf 5% mit entsprechender Einstellung des Kohlenstoffgehaltes die Schnitthaltigkeit zu steigern ist. Es kann damit nicht bestätigt werden, daß die günstige Wirkung erhöhter Vanadinzusätze an einen Wolframgehalt von mindestens 13% gebunden ist.

Zur Frage des günstigsten Kohlenstoffgehaltes bei wolframarmen Stählen mit niedrigen Vanadinegehalten sei erwähnt, daß gelegentlich durchgeführte Versuche an einem Stahl mit 10,5% W und 1,4% V ergeben haben, daß durch Veränderung des Kohlenstoffgehaltes in Grenzen von 0,65 bis 0,80% die Schnitthaltigkeit nicht beeinflusst wurde. Dagegen trat ein merklicher Rückgang bei Verminderung des Kohlenstoffgehaltes auf 0,55% und ein starker Leistungsabfall bei Erhöhung des Kohlenstoffgehaltes auf 0,95% ein.

R. Fizia, Wetzlar: Versuche mit Stählen mit 12% W, 4,5% Cr, 1 und 2,5% V, 0 oder 1% Mo ergaben keinen wesentlichen Unterschied des Schnittverhaltens durch den Molybdänzusatz. Die Kosten eines Molybdänzusatzes dürften durch die wenig verbesserte Schnitthaltigkeit nicht aufgewogen werden.

O. Dörrenberg, Runderoth: Nach meinen Erfahrungen ist bei einem Wolframgehalt von 12% und einem Vanadinehalt von 4 bis 4,5% der Zusatz von 1% Mo unbedingt vorteilhaft. Durch den Molybdänzusatz werden nicht nur bessere Standzeiten, sondern auch eine bessere Aushärtungsmöglichkeit und höhere Anlaßbeständigkeit erzielt.

A. Dammer, Witten (schriftlicher Erörterungsbeitrag): Der Bericht von Herrn Becker ist in seiner umfassenden Zusammenstellung über erreichbare Standzeiten zweifellos sehr begrüßenswert. Er füllt eine Lücke im Schrifttum namentlich für festgelegte Leistungswerte der wolframarmen Stähle. Ueber die Leistungsfähigkeit der Stähle kann gesagt werden, daß die umfangreichen Versuchsergebnisse bestätigt worden sind. Es dürfte sich jedoch empfehlen, die erwähnte Härteempfindlichkeit besonders hervorzuheben; denn die Leistungsfähigkeit der Stähle mit 7 bis 13% W zeigt, sofern nicht metallurgische Einflüsse von entscheidender Bedeutung vorliegen, eine ausgeprägte Reaktionsfähigkeit bei an sich geringfügigen Temperaturschwankungen. Eine geringe Ueberhitzung ergibt beispielsweise bereits einen mehr als 50prozentigen Verlust in der Schnittleistung, selbst wenn anschließend das Anlassen mit entsprechender Sorgfalt durchgeführt wurde. Die gleichen Mißerfolge sind auch zu beobachten, wenn die notwendige Temperatur beim Härten nicht vorgelegen hat. Da die Einrichtungen vieler Kleinverbraucher nicht der Eigenart der Stähle Rechnung trägt, erscheint es zweckmäßig, besondere Hinweise auf unbedingte Temperatureinhaltung sowohl beim Härten als auch beim Anlassen zu vermerken.

G. Hieber, Essen (schriftlicher Beitrag über russisches Schrifttum): O. S. Iwanow⁷⁾ gibt einen Querschnitt durch die in den letzten Jahren in Rußland durchgeführten Untersuchungen zur Entwicklung wolframfreier und wolframarmen Schnellarbeitsstähle⁸⁾.

Die Zusammensetzung dieser Versuchsstähle ist in *Zahlentafel 13* angeführt, aus der auch die Härte und der Restaustenitgehalt nach der Oelablösung sowie die Härte nach der Anlaßbehandlung ersichtlich sind. Nach *Zahlentafel 13* unterscheiden sich die einzelnen Stähle in der Härte nach dem Anlassen fast gar nicht. Die richtige Beurteilung dieser Versuchslegierungen wurde erst nach Durchführung von Schneidversuchen möglich, deren Ergebnisse in *Zahlentafel 14* zusammengestellt sind.

Am günstigsten nach Wolframgehalt und Schneidleistung erwiesen sich die Versuchsstähle 3, 5 und 8, die stellenweise in Rußland schon als Stahlmarken EJ 172, EJ 184 und EJ 260 eingeführt sind. Es wird empfohlen, die wolframfreie Legierung 3 vorwiegend zur Herstellung von Werkzeugen zu verwenden, die zur Bearbeitung von Stählen und Grauguß mit einer Härte unter 180 BE dienen. Der 4 bis 5% W enthaltende Stahl 5⁹⁾ ist zweckmäßig zur Bearbeitung von Stählen und Gußeisen mit einer Härte bis zu 220 BE zu wählen. Bei den Versuchslegierungen 3 und 5 führen die hohen Chromgehalte zu einer starken Abhängigkeit des Restaustenitgehaltes von der Ablöschtemperatur, weshalb sie unter Betriebsbedingungen vielfach schwankende Härte nach dem Ablöschern ergeben. Durch drei- bis viermaliges Anlassen

⁶⁾ Houdremont, E., und H. Schrader: *Techn. Mitt. Krupp* 5 (1937) S. 227/39; *Stahl u. Eisen* 57 (1937) S. 1317/22.

⁷⁾ *Westn. Metalloprop.* 19 (1939) Nr. 9, S. 24/33.

⁸⁾ Vgl. dazu auch Angaben in der Erörterung zu Fizia, R., K. Gebhard, F. Rapatz und R. Scherer: *Stahl u. Eisen* 59 (1939) S. 985/90 (Werkstoffaussch. 475).

⁹⁾ Gorbunow, A., und Ja. Dowgaleswki: *Stal* 8 (1938) Nr. 5, S. 55/60; vgl. *Stahl u. Eisen* 59 (1939) S. 1254.

Zahlentafel 13. Zusammensetzung und Härte der von O. S. Iwanow untersuchten Stähle.

Stahl	Zusammensetzung						Abschrecktemperatur °C	Rest-austenit %	Härte nach Ablöschen R _C	Anlaß- bedingungen °C	Härte nach Anlassen R _C
	% C	% Si	% Cr	% W	% Mo	% V					
A	0,66 bis 0,78	—	3,8 bis 4,6	17,0 bis 18,5	—	0,5 bis 0,8	1270	20	63	2 x 560	64
B	0,68 bis 0,80	—	3,8 bis 4,6	17,5 bis 19,0	—	1,0 bis 1,4	1270	20	63	2 x 560	64
1	0,75 bis 0,85	1,5 bis 1,8	9,5 bis 10,8	—	—	1,0 bis 1,35	1320	60	55	2 x 530	61
2	0,55 bis 0,65	—	6,5 bis 7,5	6,5 bis 7,5	< 0,35	< 0,3	1300	50	59	3 x 540	61
3	1,00 bis 1,15	1,1 bis 1,7	11,0 bis 13,0	—	—	2,1 bis 2,5	1240	60	57	2 x 540	63
4	0,9 bis 1,1	—	9,0 bis 11,0	3,0 bis 3,5	—	1,0 bis 1,3	1300	60	56	3 x 550	63
5	0,8 bis 1,03	< 0,6	7,5 bis 9,0	4,0 bis 5,0	—	1,0 bis 1,5	1300	60	56	3 x 550	64
6	1,0 bis 1,2	—	10,0 bis 13,0	—	3,0 bis 4,0	2,1 bis 2,5	1350	70	53	2 x 550	63
7	1,0 bis 1,2	—	10,0 bis 13,0	—	—	2,1 bis 2,5 ¹⁾	1250	70	53	3 x 550	63
8	0,9 bis 1,03	—	4,5 bis 5,0	—	3,5 bis 4,0	2,0 bis 2,5	1240	40	63	3 x 560	64
9	0,85 bis 0,95	—	4,1 bis 4,6	11,8 bis 13,8	—	2,3 bis 2,6	1250	20	64	2 x 560	64
10	1,0 bis 1,12	—	3,8 bis 4,6	3,2 bis 2,8	—	2,5 bis 3,0	1270	25	64	3 x 560	64
11	1,12 bis 1,34	—	3,8 bis 4,5	—	—	2,4 bis 3,0	1270	25	64	2 x 560	64

¹⁾ Dazu 0,3 bis 0,4 % Ti.

Zahlentafel 14.

Ergebnisse einiger Schneidversuche mit Stählen der in Zahlentafel 13 angegebenen Zusammensetzung.

Bearbeiteter Stahl	Unlegiert, Härte rd. 300 BE										150 BE		220 BE		163 BE		0,4 % C	
	3		1		4		3		3		5		4					
	0,4		0,35		0,77		0,55		0,3		0,43		0,4					
Stahl	V ¹⁾		Leistung ²⁾		V		Leistung		V		Leistung		V		Leistung			
	m/min	%	m/min	%	m/min	%	m/min	%	m/min	%	m/min	%	m/min	%	m/min	%		
A	36,0	100	36,5	100	57	100	25,2	100	—	—	71	100	—	—	47	100	37	100
B	—	—	—	—	60	105	27	107	34,0	107	77	108	34	107	—	—	—	—
1	23,5	65	19,5	74	40	70	14,4	57	—	—	51,5	73	—	—	—	—	—	—
2	31,5	88	24,5	93	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
3	36,0	72	22,5	55	46	81	18	71	24,0	75	58	82	—	—	43	91	31,5	55
4	—	—	—	—	48	84	30	79	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
5	—	—	25,5	96	52	91	21,8	87	37,5	87	63	89	—	—	45	96	—	—
6	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	38	103
7	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	35	95
8	—	—	39,5	111	—	—	—	—	31,5	100	—	—	33	101	—	—	—	—
9	—	—	31,0	117	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
10	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	81	114	34	107	52	111	—	—
11	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	78	110	33,5	105	51	108	—	—

¹⁾ Schnittgeschwindigkeit. — ²⁾ Standzeit, bezogen auf Schnelldrehstahl A.

auf Temperaturen von 540 bis 560° wird der Restaustenitgehalt zerlegt, und die Stähle erhalten dann die erforderliche Härte von über 60 R_C. Die wolframfreie Versuchslegierung 8, deren Entwicklung auf die Untersuchungen von E. Houdremont und H. Schrader¹⁰⁾ zurückgeführt werden muß, kann als vollwertige Austauschlegierung für den üblichen Schnelldrehstahl angesehen werden. Auch diese Legierung enthält nach dem Ablöschen noch erhebliche Mengen (etwa 40 %) Restaustenit, der aber schon nach zweimaligem Anlassen auf 560° beseitigt werden kann, wonach sich bei dem Stahl eine Härte von 64 R_C einstellt. Die Schneidhaltigkeit dieser Legierung kann nach Zahlentafel 14 sogar über der des gewöhnlichen Schnellarbeitsstahles mit 18 % W und 1 % V liegen.

M. P. Braun, A. M. Wlassow und R. J. Ewenbach¹¹⁾ haben versucht, durch Zusatz von 4 bis 5,5 % W die Eigenschaften des Stahles 8 mit 4 % Mo und 3 bis 4 % V noch weiter zu verbessern. Zu diesem Zweck wurden von ihnen die in Zahlentafel 15 zusammengestellten Legierungen erschmolzen. Die Schneidleistungen dieser Legierungen sind in Zahlentafel 16 wiedergegeben, aus der auch ersichtlich ist, daß es durch sparstoffarme Stähle nicht nur möglich ist, die Leistungen hochwertiger Schnellarbeitsstähle zu erreichen, sondern daß diese unter Umständen sogar übertroffen werden können.

Zahlentafel 15.

Zusammensetzung der von M. P. Braun, A. M. Wlassow und R. J. Ewenbach untersuchten Schnellstähle.

Stahl	% C	% Si	% Mn	% Cr	% W	% Mo	% V
12	1,11	0,38	0,43	4,20	—	4,37	3,03
13	1,24	0,32	0,24	4,02	3,31	4,20	4,04
14	1,52	0,25	0,72	4,25	5,55	3,73	4,10

Aus einer Arbeit von A. P. Guljajew¹²⁾ seien noch Ergebnisse über die Schneidhaltigkeit von wolframarmen und wolframfreien Schnellarbeitsstählen angeführt (Zahlentafel 17). Genauere Angaben über die Schnittbedingungen und die Wärmebehandlung der Stähle fehlen.

¹⁰⁾ Stahl u. Eisen 57 (1937) S. 1317/22; Techn. Mitt. Krupp 5 (1937) S. 227/39.

¹¹⁾ Westn. Metalloprom. 19 (1939) Nr. 9, S. 34/39.

¹²⁾ Westn. Metalloprom. 19 (1939) Nr. 10/11, S. 107/08.

Zahlentafel 16.

Schneidleistungen der Legierungen nach Zahlentafel 15.

Stahl	Abschrecktemperatur °C	Anlaßbehandlung °C	Härte nach Anlassen R _C	Standzeit in min bei Schnittgeschwindigkeit von	
				40 m/min ²⁾	55 m/min ²⁾
				12	13
B ³⁾	—	—	—	27,3	21,7
12	1270	2 x 540	65	23,4	15,3
12	1240	2 x 530	65	26,0	22,5
13	1270	2 x 530	65	33,5	19,5
13	1270	2 x 530	65	46,9	25,1
13	1240	2 x 530	66	10,3	13,5
13	1240	2 x 530	66	26,9	23,8
14	1270	2 x 500	65	89,3	33,7
14	1240	2 x 530	67	50,1	24,8

¹⁾ Zusammensetzung vgl. Zahlentafel 13.

²⁾ Spantiefe 2 mm, Vorschub 0,52 mm/U; bearbeitet wurde Stahl mit einer Härte von rd. 220 BE.

³⁾ Spantiefe 2 mm, Vorschub 0,52 mm/U; bearbeitet wurde Stahl mit einer Härte von rd. 170 BE.

Zahlentafel 17. Zusammensetzung und Schnitthaltigkeit der von A. P. Guljajew untersuchten Schnellarbeitsstähle.

Stahl	% C	% Cr	% Mo	% V	% W	Für eine Standzeit von 60 min zulässige Schnittgeschwindigkeit bei Bearbeitung von Stahl mit	
						150 BE m/min	220 BE m/min
1	0,71	4,19	—	0,53	17,61	71	—
3	0,71	4,58	—	1,20	19,33	77	34
3	0,88	8,31	—	0,79	4,36	63	—
4	1,0 bis 1,3	11 bis 13	—	2 bis 2,5	—	58	—
5	0,85 bis 0,95	5 bis 6	3 bis 4	2 bis 2,5	—	—	32
6	1,01	4,30	3,50	3,18	3,13	81	34
7	1,30	4,60	3,13	4,88	—	78	—
8	1,36	4,23	3,24	4,20	—	—	33,5
9	1,24	4,23	3,36	4,24	—	—	33,5
10	1,05	4,47	2,89	3,92	—	—	34

E. Becker, Komotau: Einigkeit besteht wohl darüber, daß mit den Schnellarbeitsstählen mit 7 bis 13 % W sehr gute Leistungen zu erzielen sind. Auch über den zweckmäßigen Kohlenstoff- und Chromgehalt und schließlich auch über den Molybdänzusatz sind kaum Meinungsverschiedenheiten vorhanden. Für den Vanadinegehalt hat sich auch bei allen unseren

späteren Versuchen ergeben, daß eine Steigerung über 2 % hinaus bei den Legierungen mit und ohne Kobalt keine entsprechende Leistungssteigerung zur Folge hat. Allerdings ist immer wieder zu betonen, daß es sich vor allem um Schrumpfversuche handelt; es ist durchaus möglich, daß in besonderen Fällen, namentlich bei Werkzeugen, die mit Kühlung arbeiten und hauptsächlich auf Verschleiß beansprucht sind, sich höhere Vanadinegehalte als vorteilhaft erweisen.

Eine gewisse Härteempfindlichkeit der wolframarmen Stähle, die von vielen Seiten hervorgehoben wurde, ist zweifellos vorhanden. Sie zeigt sich auch nach unseren Erfahrungen besonders bei einer Ueberzeitung. Diese Erscheinung darf aber keineswegs überschätzt werden. Wie schon im Vortrag hervorgehoben wurde, kann die Härteempfindlichkeit namentlich bei Stählen mit mehr als 1 % V bei entsprechend sorgfältiger Erzeugung und Behandlung auf ein durchaus erträgliches Maß herabgedrückt werden. Es ist sehr bezeichnend, daß ein großer Kundenkreis jahrelang nicht gemerkt hat, daß er Schnellarbeitsstähle mit niedrigem Wolframgehalt erhielt. Die Ueberhitzungserscheinungen treten bei diesen Stählen bekanntlich bei niedrigeren Härtetemperaturen auf. Man hat also allgemein bei etwas niedrigeren Temperaturen zu härten, wenn man ein gleiches Gefüge wie bei den Stählen mit 18 % W erzielen will. Grundsätzlich ist ja eine niedrigere Härtetemperatur, wenn man mit ihr dieselbe Leistung erreicht, was tatsächlich der Fall ist, durchaus kein Nachteil, sondern eher ein Vorteil. Man kann aber auch ruhig bei den meisten Werkzeugen ein etwas stärker überhitztes Gefüge in Kauf nehmen; denn es hat sich gezeigt, daß die Zähigkeit trotzdem für die Beanspruchungen in

der Praxis ausreicht. Wir haben jedenfalls immer gefunden, daß sich bei überhitztem Gefüge durchweg bessere Leistungen ergeben, als wenn die Messer bei niedrigeren Temperaturen so gehärtet werden, daß sich feines Gefüge ergibt. Auch bei Gewindefräsern, die ja an sich bei niedrigeren Temperaturen gehärtet werden als Drehmeißel, haben wir die besten Erfolge mit den wolframarmen Schnellarbeitsstählen gehabt. Es haben uns Fräser vorgelegen, die schon so oft nachgeschliffen worden waren, daß die Zähne nur noch ganz dünn waren. Daß die Stähle mit 18 % W und noch mehr die mit 22 % W wesentlich zäher sind, wurde schon im Vortrag erwähnt; aber diese große Zähigkeit dürfte nur in wenigen Fällen zur Geltung kommen.

Die Warmverformbarkeit der Stähle mit 7 bis 13 % W ist entschieden besser als die der wolframreicheren Schnellarbeitsstähle. Besonders hat sich dies bei uns beim Schmieden starker Abmessungen, z. B. von Stabstahl mit 120 mm Dmr. u. dgl., gezeigt. Die Gefahr des Ausschußwerdens ist bei den niedrigeren Wolframgehalten zweifellos geringer. Sicherlich ergeben sich bei den wolframarmen Stählen gewisse Schwierigkeiten; vor allem muß die Härtetemperatur genauer eingehalten und Ueberzeitung vermieden werden, aber bei entsprechender Sorgfalt und Übung lassen sich diese Schwierigkeiten überwinden.

Zu den chromreichen Schnelldrehstählen ist noch zu bemerken, daß wir in letzter Zeit solche Stähle mit etwa 7,5 bis 12 % Cr, 2 % W, 2,5 % Mo und 2,5 % V erprobt haben. Nach dreimaligem Anlassen war das Anlaßgefüge immer noch sehr schwach ausgeprägt, und die Leistung dieser Stähle war wesentlich geringer als bei 4 bis 5 % Cr, 10 % W und 1,5 % V.

50 Jahre Mannesmannröhren-Werke.

Von Rudolf Bungeroth in Düsseldorf.

Am 16. Juli 1890 wurden die Deutsch-Oesterreichischen Mannesmannröhren-Werke mit dem Sitz in Berlin gegründet. Das Ziel dieser neuen Gesellschaft war die Auswertung des Schrägwalzverfahrens, der patentamtlich geschützten Erfindung der Gebrüder Mannesmann in Remscheid zur Herstellung nahtloser Hohlkörper und Rohre, und zwar auf breiter Grundlage.

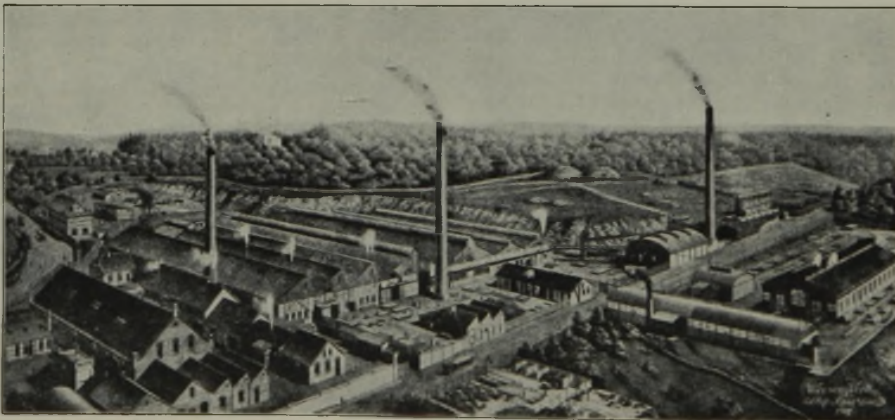
Fünf Jahre schwerster Daseinskämpfe hatte das Mannesmann-Verfahren schon durchgemacht, bevor es zu dieser Neugründung kam. Auf vier verschiedenen

Walzwerken, jedes von einer anderen Gesellschaft gegründet, machte man die größten Anstrengungen, der Schwierigkeiten Herr zu werden, die sich der Ueberführung des Grundgedan-

kens des Schrägwalzens in die Praxis entgegenstellten. Die in der Technik der ganzen Welt das größte Aufsehen erregende Erfindung der beiden Brüder Reinhard und Max Mannesmann hatte durch ihren Reiz der Neuheit sowie durch Einzelerfolge bei den Anfangsversuchen eine ganze Reihe namhafter Großindustrieller für sich eingenommen. Die Professoren waren von dem technischen Rätsel geradezu begeistert und beschäftigten sich in Vorträgen und Zeitschriftenaufsätzen immer wieder damit. Den Erfindern flossen deshalb von den verschiedensten Seiten in so reichem Maße Gelder zur Auswertung ihrer Gedanken zu, daß man neben der Vergebung von Lizenzen auch gleich an vier Stellen unter eigener Beteiligung mit Werksbauten begann.

Sehr bald nach Inbetriebsetzung zeigte sich aber auf allen Werken dasselbe Bild des Mißerfolgs. An keiner Stelle war man in der Lage, auf dem Schrägwalzapparat dünnwandige lange Rohre, wie sie der Markt verlangte, herzustellen. Die Schuld für die schlechten Ergebnisse wurde zunächst auf die wechselnde Stahlgüte geschoben. Durch fortgesetzte Aenderungen der schon sehr schwierigen Kalibrierung der Walzen und deren Einstellung versuchte man dann, das Walzergebnis zu verbessern. Da man

aber über den eigentlichen inneren Vorgang beim Schrägwalzen eben noch sehr im dunkeln tapste, fand sich kein gangbarer Ausweg. Kurzelebrige Erfolge wurden durch neue Fehlschläge abgelöst. Mit Eifer und Tatkraft setzten jedoch



Werksanlage Remscheid der Mannesmannröhren-Werke um 1900.

die Erfinder ihre Bemühungen um die Verbesserung des Schrägwalzens fort. Bei diesen Versuchen war endlich das Verfahren so weit geklärt worden, daß man dickwandige kurze Rohre ziemlich zuverlässig herstellen konnte. Es gelang jedoch nicht, ein marktgängiges, leichtverkäufliches Gebrauchsrohr gewinnbringend zu erzeugen.

In dieser großen Notlage, als die flüssigen Gelder zum größten Teil aufgezehrt und die Aktionäre nahezu mutlos geworden waren, zeigte sich endlich ein rettender Gedanke. Im Frühjahr 1890 begann man, die auf der Schrägwalze hergestellten dickwandigen kurzen Rohre auf besonders dazu kalibrierten Rundwalzen schrittweise hin- und gehend über einen Dorn in lange, dünnwandige Rohre

auszustrecken. Die ersten Erfolge mit dieser schrittweisen Auswalzung (dem späteren Pilgerschritt) waren so vielversprechend, daß die Erfinder ihre Geldgeber wieder mit neuem Mut beseelen konnten. Zur Hergabe neuer Gelder waren die bisherigen Aktionäre allerdings nach den früheren Verlusten nicht mehr zu bewegen. Durch die Gründung einer neuen Gesellschaft, in der alle Werke zusammengeschlossen und einheitlich geleitet werden sollten, hoffte man jedoch, die verlorenen Gelder noch retten zu können. Die dieserhalb bereits 1889 begonnenen Verhandlungen führten dann am 16. Juli 1890, also vor nunmehr 50 Jahren, unter Führung der Deutschen Bank zur Gründung einer neuen Gesellschaft mit einem Aktienkapital von 35 Millionen Mark, wovon die Erfinder für ihre Patente die Hälfte als Freiaktien erhielten.

Mit den reichlichen neuen Barmitteln ging man nun an den Ausbau der Werke. Zunächst wurden die Walzeinrichtungen für die Aufnahme der Pilgerei erweitert und damit bereits ein großer Teil der neuen Mittel in Werksanlagen festgelegt und verbaut. Der Glaube aber, daß nunmehr die Werke in der Lage wären, marktfähige Rohre gewinnbringend herzustellen, wurde sehr enttäuscht. Die Erfinder mußten schon nach kurzer Zeit den um ihr Geld besorgten Aktionären eine Reihe Zugeständnisse machen und zu ihrer Beruhigung die Gewähr geben, daß schon das nächste Geschäftsjahr gewinnbringend verlaufen würde. Leider erfüllte sich jedoch diese Annahme nicht. Wiederholt kam es deshalb zu erregten Auseinandersetzungen im Aufsichtsrat, die schließlich 1893 zum Austritt der Brüder Mannesmann aus dem Vorstand und zu ihrem Uebertritt in den Aufsichtsrat führten. Auch im Aufsichtsrat der Gesellschaft blieben die Erfinder nur drei Jahre; dann trennten sie sich von dem Unternehmen, das ihren Namen trug und behielt.

Das Verdienst aber bleibt den genialen Ingenieuren Mannesmann, zuerst den Gedanken des Hohlwalzens gefunden und die ausschlaggebende Wichtigkeit des Schrägwalzens für das Walzen nahtloser Rohre erkannt zu haben. Daß sie diesen Gedanken trotz vielen Fehlschlägen und großen Schwierigkeiten mit Zähigkeit, eisernem Fleiß und Scharfblick stets weiterverfolgten, verdient besondere Anerkennung.

Erkenntnisse über die Korrosion und den Korrosionsschutz von Eisen und Stahl im Jahre 1938.

In Ergänzung zu einer früheren Schrifttumsübersicht¹⁾ werden nachstehend die wichtigsten Ergebnisse des Jahres 1938 mitgeteilt.

Theorie der Korrosion.

Die Lokalelementtheorie kann unter Umständen dazu führen, dem Eigenpotential des Werkstoffes eine Bedeutung zuzumessen, die ihm nicht gebührt. Ganz abgesehen von sekundären Einflüssen, beispielsweise der Ausbildung der Rostschicht, ist die Wasserstoffüberspannung wichtiger als das Metallpotential²⁾. Wenn an einem unedleren Metall das Wasserstoffüberspannungspotential niedriger ist als am edleren, so wird auch das edlere Metall angegriffen. In Gegenwart oxydierend wirkender Depolarisatoren hängt der Korrosionsverlauf von der Ausbildungsart der Deckschicht oder, genauer ausgedrückt, von dem Widerstand in den Poren der Deckschicht ab. Beim Eisen wird dieser Widerstand nicht so groß, daß der Angriff zum Stillstand kommt, zumal da der Rost in den meisten Fällen luftdurchlässig ist und als Depolarisator korrosionsfördernd wirkt. Die bisher vertretene Annahme, daß der Angriff durch Lokalelementbildung zwischen

¹⁾ Eisenstecken, F.: Stahl u. Eisen 59 (1939) S. 537/48 (Werkstoffaussch. 464).

²⁾ Müller, W. J.: Korrosion u. Metallsch. 14 (1938) S. 49/53. Schikorr, G.: Chem. Fabrik 11 (1938) S. 157/59.

Die Deutsch-Oesterreichischen Mannesmannröhren-Werke versuchten dann ohne die Erfinder zu einer geregelten Erzeugung zu kommen. Sie begannen mit der Umstellung der Werksbetriebe auf nur solche Erzeugnisse, die man wirtschaftlich herstellen konnte. Unter den größten Sparmaßnahmen ging es dann auch langsam, aber stetig aufwärts, und nach einigen Jahren wurde bereits ein günstiges Jahresergebnis erzielt.

Den allgemeinen Aufstieg der Industrie hat die Röhrenindustrie nicht nur mitgemacht, sondern zum Teil sogar erst ermöglicht. Das nahtlose Rohr war bei seiner Erfindung dem damaligen Stand der Technik um 50 Jahre voraus. Der fortschrittlichen Entwicklung der Energiewirtschaft z. B. hat es ebenso wie etwa der Kälteindustrie neue Wege gewiesen. Durch das nahtlose Bohrrohr erst wurde es der Erdölindustrie möglich, in unerreichte Tiefen vorzudringen. Ganze Zweige der chemischen Industrie wären undenkbar ohne das Mannesmannrohr, von den Auswirkungen dieser Erfindertat auf die Entwicklung der Hygiene ganz zu schweigen. Seither sind in der Rohrherstellung allgemein große Fortschritte zu verzeichnen. Mit Hilfe neuzeitlich verbesserter und zuverlässiger Werkstoffe, zweckentsprechender Betriebseinrichtungen und Werkzeuge ist man heute in der Lage, ein geschweißtes Rohr herzustellen, das nicht mehr den großen Güteunterschied gegenüber dem nahtlosen Rohr der 1890er Jahre aufweist. Auch hat man neue Wege für die Herstellung nahtloser Rohre gefunden, aber ein großer Hundertsatz hiervon wird noch heute gütemäßig und wirtschaftlich vorteilhaft nach dem Mannesmann-Verfahren hergestellt.

Aus der Gründung 1890 ist in den 50 Jahren ein gewaltiges Unternehmen entstanden. Mit ihren Kohlen- und Erzbergwerken, ihren Kalk- und Tongruben verfügen die Mannesmannröhren-Werke heute nicht nur über eine ausreichende Grundlage für den eigenen Bedarf an Rohstoffen, sondern auch über zahlreiche neuzeitlich ausgestattete Hütten- und Walzwerke und eine Reihe von Verarbeitungsstätten. Ist der Mannesmann-Konzern, der heute mehr als 50 000 Gefolgschaftsmitglieder im In- und Ausland zählt, somit in jeder Beziehung in die Reihe der großen gemischten Montanunternehmen eingetreten, so hat er dadurch seine Sonderstellung für die Rohrerzeugung nicht verloren.

Umschau.

Werkstoff und Rost $[Fe_2O_3 \cdot (H_2O)_x]$ verstäerkt wird, soll nicht zu Recht bestehen, da der elektrische Widerstand des Rostes zu groß sei³⁾. Fest steht aber, daß Magnetit (Fe_3O_4) in Verbindung mit Stahl ein Lokalelement bildet. Danach kommt es also darauf an, welche Zusammensetzung die gebildete Rostschicht hat. Ein an der Luft entstandener dünner Oxydfilm verhält sich gegenüber Stahl jedenfalls kathodisch, denn wird die Oberfläche angekratzt, so geht das Eisen in der Kratzlinie zweiwertig in Lösung und wird elektrochemisch zu dreiwertigem Eisen oxydiert⁴⁾. In diesem Fall fließt also mehr Strom, als sich nach dem Faradayschen Gesetz aus dem Gewichtsverlust der Probe unter der als gültig angenommenen Voraussetzung errechnen läßt, daß die Auflösung des Eisens als Eisen-(II)-Ion ein elektrochemischer, die weitere Oxydation ein rein chemischer Vorgang ist.

Beim Rosten unter praktischen Beanspruchungen dürfte das elektrochemisch gebildete Eisen-(II)-Ion tatsächlich rein chemisch zum Eisen-(III)-Ion oxydiert werden, so daß es berechtigt ist, unter dieser Annahme die Stromdichte zu ermitteln, die zum Schutz durch kathodische Polarisation erforderlich ist. Dabei wird aber zumeist ein Umstand nicht berücksichtigt. Gewöhnlich wird die nach dem Faradayschen Gesetz aus dem Gewichtsverlust berechnete Stromstärke auf die geometrische Gesamtoberfläche des korrodierten Gegenstandes bezogen und

³⁾ Herzog, E.: Bull. Soc. chim. Fr. 5 (1938) S. 187/91.

⁴⁾ Thornhill, R. S., und U. R. Evans: J. Chem. Soc. 1938, S. 614/21.

daraus z. B. die zum Schutz von Rohren erforderliche Stromdichte erhalten. In Wirklichkeit erfolgt der Angriff aber nur an den Lokalanoden, d. h. nur an einem kleinen Teil der Oberfläche. Darum muß die Schutzstromdichte höher gewählt werden, als sich aus der Berechnung ergibt. Wird zum Schutz ein Polarisationsstrom verwendet, der in bestimmten Zeitabschnitten unterbrochen wird, so kommt man mit einer geringeren Stromdichte aus⁵⁾. Die Schutzwirkung ist vollständig, wenn die Lokalkathoden auf das Ausgangspotential der Lokalanoden polarisiert werden⁶⁾. Bei Kopplung verschiedener Metalle stimmt der bei Korrosionsversuchen gefundene Gewichtsverlust mit dem nach der gemessenen Strommenge berechneten nur überein, wenn zu letztem der Gewichtsverlust einer gleichen nichtgekoppelten Probe zugezählt wird, die unter sonst gleichen Bedingungen gerostet ist. Rechnung und Befund haben aber auch nur dann einen gleichen Zahlenwert, wenn das Oberflächenverhältnis Kathode : Anode nicht zu groß ist⁷⁾.

An diese Einschränkung anknüpfend soll mit Nachdruck betont werden, daß man sich auf dem Gebiet der Korrosion davor ergehen muß, unter bestimmten Bedingungen gewonnene Ergebnisse zu verallgemeinern. Aus einmaligen, oft noch kurzzeitigen Versuchen mit wenigen Proben in ein oder zwei Angriffsmitteln sollte, wie das leider oft geschieht, überhaupt kein Schluß gezogen werden. Die Gleichsetzung von Säurelöslichkeit und Korrosion, Ueberschätzung des Einflusses von Seigerungen, der Einwirkung von Kaltverformung usw. könnten als Beispiele für unter falschen Voraussetzungen gezogene Schlußfolgerungen oder nicht gerechtfertigte Verallgemeinerungen genannt werden. Allmählich setzt sich allerdings die Einsicht durch, daß Säurelöslichkeitsversuche keinen Aufschluß über das Rosten geben können⁸⁾.

Die weitgehend anerkannte Belüftungstheorie kann nach Arbeiten von G. D. Bengough und F. Wormwell⁹⁾ keine Allgemeingültigkeit beanspruchen. So sollen z. B. bei Versuchen in der für die Belüftungstheorie günstigen 0,5-n-Kochsalzlösung die belüfteten Stellen am stärksten korrodieren. Wenn auch anfangs der Angriff an der Wasserlinie ausbleibt, so können die an den tieferen Stellen gebildeten Korrosionsstoffe die Verhältnisse umkehren. Die Bildung der Lokalkathoden und -anoden ist abhängig von der Art der Lösung und der darüber befindlichen Atmosphäre. Durch Versuche mit Zink in $\frac{1}{1000}$ - und 2-n-Kochsalzlösung wurde allerdings bei einer Versuchszeit von 80 Tagen eine noch nicht angegriffene Zone unter der „Wasserlinie“ festgestellt, wobei die Wasserlinie durch eine Unterscheidung zwischen Meniskuskopf und Meniskusfuß genauer festgelegt wurde. Die Hauptanodenstelle ist der Meniskuskopf, vorübergehend auch eine tiefer gelegene Stelle¹⁰⁾. Vielleicht klärt diese genauere Festlegung der Wasserlinie manche Widersprüche. Für den gesamten Verlauf der Korrosion ist es wesentlich, ob das Potential der Lokalanoden oder das der Lokalkathoden durch das Rosten stärker beeinflußt wird, die Korrosion — wie es in englischen Arbeiten heißt — unter anodischer oder kathodischer Kontrolle steht. Wird während des Rostens überwiegend das Kathodenpotential durch Polarisation nach negativeren Werten hin verschoben, so ist das Kathodenpotential ausschlaggebend; ändert sich hauptsächlich das Anodenpotential, so bestimmt dieses den Rostverlauf. Bisher wurden Korrosionsvorgänge unter solchen Gesichtspunkten nur wissenschaftlich untersucht¹¹⁾.

Einfluß der Oberflächenbeschaffenheit und chemischen Zusammensetzung des Werkstoffes.

Da die Korrosion nur von der Oberfläche ausgehen kann, ist es klar, daß der Oberflächenzustand die Geschwindigkeit und

Art der Korrosion mitbestimmt. Bei Versuchen sollte darum der Oberflächenzustand möglichst genau festgelegt werden, sowohl geometrisch (durch optische, pneumatische, Gewichtsverfahren, z. B. Bestimmung der aufgenommenen Paraffinmenge oder Punktaufnahmen) als auch durch Angaben über die Vorbehandlung der Oberfläche (poliert, verzündert, gebeizt, passiviert¹²⁾).

Die Anwesenheit einer Walzhaut kann beispielsweise Lochfraß verursachen und die bei entzünderten Stahlproben günstige Wirkung eines Chrom-, Nickel- und Aluminiumzusatzes auf das Rostverhalten aufheben¹³⁾. Mit der Entfernung des Zunders ist aber nicht immer ein geringerer Gewichtsverlust je Oberflächeinheit verbunden. Es können auch gezünderte Proben gewichtsmäßig weniger angegriffen werden als die zunderfreien¹⁴⁾. Hierbei ist zu berücksichtigen, daß der Angriff bei gezünderten Proben örtlich viel tiefer gehen kann als bei einer zunderfreien Oberfläche. Nach den umfangreichen Untersuchungen des englischen Korrosionsausschusses rosteten zunderfreie Proben allgemein weniger als solche mit Walzhaut. Hierbei spielen auch der Aufbau der Walzhaut und bei entzünderten Proben die Art der Entzündung eine Rolle¹⁵⁾.

Die Ausbildung einer schützenden Deckschicht wird durch die Aufnahme- und Umsetzungsfähigkeit der Oberfläche begünstigt, wie das z. B. bei Ablagerung von Kalziumkarbonat und Kieselsäure in der Rostschicht von Proben der Fall war, die in Meerwasser hingen¹⁶⁾. Es läßt sich bisher noch nicht entscheiden, wie die Oberfläche eines eisernen Werkstoffes jeweils beschaffen sein muß, um eine möglichst geringe Rostung zu erreichen¹⁷⁾. Aus Versuchen in 5prozentiger Salpetersäure wird geschlossen, daß Gußeisen mit dichter, feinkörniger Oberfläche, dicker, gleichmäßiger Gußhaut, einem ledeburitischen Gefüge und mehr gebundenem Kohlenstoff als Graphit-Kohlenstoff eine erhöhte Korrosionsbeständigkeit hat¹⁸⁾. Das gilt zunächst nur für die genannten Versuchsbedingungen, obwohl die Bedeutung des Gefüges von Gußeisen für das Rostverhalten nicht von der Hand zu weisen sein wird. So soll auch die Ausscheidung von feinem Graphit, verbunden mit einer großen Dichte des Gusses, den Angriff in Wässern und Säuren stark zurückdrängen. Dabei wird die nach dem Potential des Graphits zu erwartende korrosionsfördernde Wirkung durch die Ausbildung von Schutzschichten unterbunden¹⁹⁾. Wenn also nach Versuchen Gußrohren im Vergleich zu Stahlrohren, die eine dichte und feinkörnige Magnetithaut hatten, eine größere Lebensdauer zugeschrieben wird¹⁸⁾, so gilt dies zunächst nur für die Versuche in Salpetersäure, wenn auch bei der Auswertung der Rohrdurchmesser und die Wanddicke berücksichtigt wurden und gleiche Angriffsbedingungen gegeben waren. Dies sind im übrigen Voraussetzungen, die bei jedem Vergleichsversuch beachtet werden müssen.

Eine Verzögerung des Rostangriffes bei Stahl sollen außer den bekannten Legierungszusätzen Kupfer und Phosphor auch rd. 2 % Cr und 1 % Al ausüben²⁰⁾. Diese Zusätze setzen in Seelfut die Korrosion des Stahles um 10 bis 30 % herab, während bei Laboratoriumsversuchen (Salzsprühversuch) eine um 50 % größere Beständigkeit im Vergleich zu gewöhnlichem Stahl festgestellt wurde. Der günstige Einfluß dieser Zusätze ist auf eine Schutzschichtenbildung zurückzuführen, durch die das Potential des Stahles zu edleren Werten hin verschoben wird¹³⁾. In ähnlicher Weise wirkt auch Zinn. Zinnhaltige Stähle mit niedrigem Kupfer- und Phosphorgehalt rosten 25 bis 30 % weniger als gewöhnliche Stähle. Bei höherem Kupfer- und Phosphorgehalt ist der Einfluß des Zinns allerdings geringer (10 %)²¹⁾. Weitere wesentlich neue

¹²⁾ Portevin, A.: Stahl u. Eisen 58 (1938) S. 1421.

¹³⁾ Portevin, A., und E. Herzog: Journées de la Lutte contre la Corrosion. Paris, 19. bis 24. November 1938. Paris 1939. S. 260/70. Vgl. Stahl u. Eisen 59 (1939) S. 848/49.

¹⁴⁾ Hadfield, R. A., und S. A. Main: J. Instn. civ. Engrs., 1935/36, Nr. 7, S. 3/126.

¹⁵⁾ Fifth Report of the Corrosion Committee. London 1938 (Spec. Rep. Iron Steel Inst. Nr. 24). Vgl. Stahl u. Eisen 58 (1938) S. 1011/14.

¹⁶⁾ Portevin, A., und E. Herzog: Korrosion u. Metallsch. 14 (1938) S. 205/13.

¹⁷⁾ Mears, R. B.: Third Report of the Corrosion Committee. London 1935 (Spec. Rep. Iron Steel Inst. Nr. 8). S. 111/21. Ronceray, P.: Bull. Soc. chim. Fr. 2 (1935) S. 2171/74. Bryan, J. M.: Trans. Faraday Soc. 31 (1935) S. 1714/18; siehe Stahl u. Eisen 59 (1939) S. 538 u. 537.

¹⁸⁾ Olsansky, L.: Foundry Trade J. 57 (1937) S. 341/42.

¹⁹⁾ Roll, F.: Korrosion u. Metallsch. 14 (1938) S. 93/108.

²⁰⁾ Portevin, A., und E. Herzog: Métaux 12 (1937) S. 201/09.

²¹⁾ Daeves, K.: Stahl u. Eisen 58 (1938) S. 603/04.

⁵⁾ Hildebrand, A.: Ueber die Korrosion von Stahl bei kathodischer Polarisation. Phil. u. naturwiss. Diss. Münster 1938. Dortmund 1938. 16 S.

⁶⁾ Mears, R. B., und R. H. Brown: Trans. electrochem. Soc. 74 (1938) S. 519/31.

⁷⁾ Wesley, W. A.: Metal Ind., Lond., 53 (1938) S. 37/41.

⁸⁾ Portevin, A.: Stahl u. Eisen 58 (1938) S. 1421/29 (Werkstoffaussch. 451). Petiniaud, A.: Journées de la Lutte contre la Corrosion. Paris, 19. bis 24. November 1938. Paris 1939. S. 447/52. Vgl. Stahl u. Eisen 59 (1939) S. 802.

⁹⁾ J. Soc. chem. Ind. 56 (1937) S. 349/63 T.

¹⁰⁾ Thornhill, R. S., und U. R. Evans: J. chem. Soc. 1938, S. 2409/14.

¹¹⁾ Brown, R. H., und R. B. Mears: Trans. Faraday Soc. 35 (1939) S. 467/74. Denison, I. A., und R. B. Darnielle: Electrochem. Soc., Preprint 76—21. 1939. S. 253/68. Hoar, T. P.: Journées de la Lutte contre la Corrosion. Paris, 19. bis 24. November 1938. Paris 1939. S. 118/26. Vgl. Stahl u. Eisen 59 (1939) S. 718.

Erkenntnisse über den Einfluß geringer Zusätze zum Stahl auf das Korrosionsverhalten sind im letzten Jahre nicht bekannt geworden. Die früheren Versuchsergebnisse des englischen Korrosionsausschusses und anderer Forscher über den Einfluß von Kupfer und Phosphor wurden durch die weiteren Beobachtungen bestätigt. Auf Einzelheiten soll hier nicht weiter eingegangen werden¹⁵⁾.

Soweit das Korrosionsverhalten von Stählen durch nicht sehr lang dauernde Versuche ermittelt worden ist, darf nicht außer acht gelassen werden, daß in der Praxis mit einer Abnahme der Rostgeschwindigkeit im Laufe längerer Zeiten zu rechnen ist. Sie kann allerdings in Kürze schon erkennbar werden, hängt dabei aber von der Probenform und -größe ab¹⁶⁾. Kleine Zerreißproben rosteten in Meerwasser mit gleichbleibender Geschwindigkeit, während Bleche nach 180 Tagen weniger als doppelt so stark wie nach 90 Tagen gerostet waren. Aus dem Gewichtsverlust alter Schienen, die etwa sechzig Jahre in Betrieb waren, errechnet sich eine durchschnittliche Abrostung von 30 g/m² · Jahr. Im letzten Jahr muß der Gewichtsverlust 2 bis 3 g/m² · Jahr betragen haben, da aus vergleichbaren Versuchen in den ersten acht Jahren ein durchschnittlicher Verlust von 120 g/m² · Jahr festgestellt worden ist²²⁾. W. Palmer²³⁾ führt zum Beweise für die Abnahme der Rostgeschwindigkeit im Laufe der Zeit folgende Zahlen an:

	Lagerung	Zeit der Rostbildung in Jahren	Mittlere Rostgeschwindigkeit in mm ³ O ₂ h · cm ²
Ekonomiserrohr . . .	bei Wasser von 50°	21	1,10
Gathenhjelms Kanonen	unter Meerwasser (tiefer als 10 m)	206	0,28
Wikingerschwert . . .	wahrscheinlich trockener Ort	1000	0,009

Es bedarf aber noch der Klärung, ob die Abrostung unter verschiedenen Bedingungen gerosteter Gegenstände die Korrosionsverringering mit der Zeit beweist. Manche Forscher halten es für nicht sicher, daß die in Landluft beobachtete Abnahme der Rostgeschwindigkeit auch für andere Angriffsbedingungen gültig ist¹⁵⁾. Aus nur 240 Tage dauernden Versuchen sollte man in dieser Hinsicht keine Schlüsse ziehen²⁴⁾.

Verformung und Schweißung.

Für einen Korrosionsfachmann dürfte es außer Frage stehen, daß eine Kaltverformung das Rosten des Stahles praktisch nicht beeinflußt. Es ist aber zweckmäßig, wenn diese Ansicht auch durch Versuche bestätigt wird. In Kurzversuchen bis zu 80 h zeigte es sich, daß bleibende Verformungen die Korrosion von Eisen in schwachsauren und neutralen Angriffsmitteln ($p_H > 4$) nicht beeinflussen, während in Säuren ($p_H = 2$) und starken Angriffsmitteln wie wasserstoffsäurehaltigen Salzlösungen für eine Versuchszeit von etwa 40 h²⁵⁾ eine Verstärkung der Korrosion beobachtet wurde. Nach Ablauf dieser Zeit wurde aber kein Einfluß mehr festgestellt. Auch in 6prozentiger Schwefelsäure und 2prozentiger Zitronensäure ist in Kurzversuchen die Löslichkeit kaltgewalzter Proben größer als die geglühter Proben, und zwar soll sich das Kaltwalzen um so stärker auswirken, je größer der Schwefel- und je kleiner der Kupfergehalt des Stahles ist²⁶⁾. Wenn verformte Stellen einen geringeren Rostwiderstand hätten als nichtverformte, so wäre es nicht zu verstehen, warum bei Spannungskorrosionen der Bruch an der nichtverformten Stelle auftritt, wie das beobachtet wurde²⁷⁾.

Die Spannungskorrosion verläuft nahezu immer längs den Korngrenzen. Es können zwar auch ohne jeden chemischen Einfluß bei mechanischer Dauerbeanspruchung Schäden auftreten. Bei gleichzeitiger Anwesenheit von elektrolythaltigen Lösungen tritt aber eine Korrosion in den Korngrenzen auf, an denen die Stromdichte der Lokalelemente sehr groß sein kann. Die auftretenden Potentialunterschiede können bedingt sein durch Konzentrationsunterschiede im Elektrolyten, durch ungleichmäßige Belüftung, durch unterschiedliche Zusammensetzung im Korninnern und am Kornrande infolge Seigerung, Ausscheidung

usw. In Gegenwart starker Elektrolyte verteilt sich der Angriff gleichmäßig auf die Korngrenzen und das Korninnere²⁸⁾. Auch wenn die Ausscheidung einen Bestandteil des Gefüges mit verhältnismäßig großer Oberfläche bildet und nicht nur an den Korngrenzen angesammelt ist, kommt es nicht zur interkristallinen Korrosion. Der Angriff soll bei Versuchen in Nitratlösungen besonders stark sein, wenn die elastische Verformung einem Winkel von 5°, die Dauerverformung einem von 25° entspricht und die Temperatur im Angriffsmittel 90 bis 110° beträgt²⁹⁾. Korrosionsdauerbrüche in Stahlbehältern treten auf, wenn in diesen Nitratlösungen verarbeitet werden. Es scheint aber nur Ammoniumnitrat diese ungünstige Wirkung auszuüben, während Natrium- und Kalziumnitrat keine Korrosionsdauerbrüche herbeiführen, es sei denn, daß diese Lösungen auch ammoniumhaltig sind. Man führt diese Erscheinung darauf zurück, daß Ammoniumnitrat den Zementit auflöst, andere Nitratsalze dagegen nicht²⁹⁾³⁰⁾. Auch die Kristallorientierung im Stahl soll die interkristalline Korrosion hemmen oder fördern. Haben die einzelnen Kristalle alle die gleiche kristallographische Lage, so ist der Widerstand gegen einen Korrosionsangriff größer als bei ungleicher Orientierung, die an sich einen schwächeren interkristallinen Zusammenhalt darstellt³¹⁾. Im allgemeinen läßt sich die Spannungskorrosion durch Auswahl richtiger Bauformen, durch Glühen nahe der unteren Rekristallisationstemperatur, durch Oberflächenschutz oder Zusatz bestimmter Stoffe zum angreifenden Mittel vermeiden. Einen geeigneten Oberflächenschutz stellen Metallüberzüge dar, von denen sich besonders die galvanische Verchromung, danach die Verkupferung und Vernickelung zur Erhöhung der Dauerfestigkeit³²⁾ bewährt haben sollen.

Die Einwirkung verformender Kräfte in angriffsfähigen Lösungen — also die Spannungskorrosion — läßt sich durch die Hebelprobe (gleichbleibende Belastung) oder durch die Bügelprobe (gleichbleibende Verformung) ermitteln und gleichzeitig feststellen, ob ein Werkstoff für einen bestimmten Zweck geeignet ist oder nicht. Den Verhältnissen im Dampfkesselbetrieb (nicht ausheilende Spannungen) entspricht die Hebelprobe, für Schweißungen ist die Bügelprobe geeignet²⁸⁾.

Ueber die Einwirkung des Rostens auf die Festigkeitseigenschaften eines Stahles ist nur wenig bekannt, wobei ausgeschaltet wird, daß durch Querschnittsverminderung selbstverständlich eine Veränderung der Festigkeit zu erwarten ist. Außer der Wechselfestigkeit, die bei gleichzeitigem Korrosionsangriff absinkt, sollen sich bei Gußeisen die technologischen Eigenschaften, besonders die Durchbiegung und Schlagzähigkeit, nicht ändern. Ließ man aber die Probe zuerst bis zu 20 Tagen korrodieren und bestimmte dann die Festigkeitseigenschaften, so nahm — wie zu erwarten — die Zug- und Biegefestigkeit etwas ab³³⁾. Aus diesem kurzzeitigen Laboratoriumsversuch sind keinerlei Schlüsse auf die Praxis zu ziehen.

Das Korrosionsverhalten einer Schweißung ist, wie erneut festgestellt wurde, von der Homogenität zwischen Schweißnaht und Grundmetall abhängig. Unter dieser Voraussetzung sollen sich verschiedene Stähle mit einer Elektrode schweißen lassen, ohne daß dadurch die Rostbeständigkeit herabgesetzt wird³⁴⁾. Diese Ansicht dürfte nur richtig sein, wenn die chemische Zusammensetzung des zu schweißenden Werkstoffes und des Schweißdrahtes nicht allzu verschieden ist.

Eine verschiedene Flammführung beim Schweißen hat nach neueren Untersuchungen keinen Einfluß auf den Korrosionswiderstand³⁵⁾. Diese Feststellung wurde bisher aber nur aus Säurelöslichkeitsversuchen gewonnen, ein praktischer Wert ist diesen Versuchen für das Korrosionsverhalten allgemein also zunächst nicht beizumessen.

Korrosion hochlegierter Stähle.

Nichtrostender Chrom-Mangan-Stahl weist bei einem zusätzlichen Molybdängehalt von 1 % eine ähnliche Säurebeständigkeit wie Chrom-Nickel-Stahl auf. Durch Zulegieren von geringen Mengen Nickel (1,5 %) wird die Rostsicherheit der

²⁸⁾ Fry, A.: Siehe Fußnote 13, a. a. O., S. 350/62; vgl. Stahl u. Eisen 59 (1939) S. 800/01.

²⁹⁾ Herzog, E., und A. Portevin: Métaux 13 (1938) S. 171/76.

³⁰⁾ Andrews, W.: Metallurgist 1938, August, S. 160. Smialowski, M.: Korrosion u. Metallsch. 14 (1938) S. 111/13.

³¹⁾ Snoek, J. L.: Z. Metallkde. 30 (1938) S. 94.

³²⁾ Cazaud, R.: Siehe Fußnote 13, a. a. O., S. 381/84; vgl. Stahl u. Eisen 59 (1939) S. 849.

³³⁾ Piwowarsky, E.: Z. VDI 82 (1938) S. 370/72.

³⁴⁾ Brillié, J. A. Leroy und A. Roux: Rev. Métall., Mém., 34 (1937) S. 278/79.

³⁵⁾ Hunsicker, L.: Forsch.-Arb. a. d. Geb. d. Schweißens u. Schneidens mit Sauerstoff u. Azetylen. 13. F. Halle a. d. S. 1938. S. 120/36.

²²⁾ Daeves, K., und K. F. Mewes: Stahl u. Eisen 58 (1938) S. 841/42.

²³⁾ Trav. Congr. Jubilaire Mendelév. T. II. Moscou-Leningrad, 1937. S. 129.

²⁴⁾ Petiniaud, A.: Siehe Fußnote 8, a. a. O.

²⁵⁾ Skapski, A., und E. Chyzewski: Métaux 13 (1938) S. 21/34.

²⁶⁾ Edwards, C. A., D. Luther Phillips und D. F. G. Thomas: J. Iron Steel Inst. 137 (1938) S. 223/83; vgl. Stahl u. Eisen 58 (1938) S. 848/49.

²⁷⁾ Brenner, P.: Z. Metallkde. 30 (1938) Sonderh. S. 23/29.

Chrom-Mangan-Stähle noch erhöht³⁶). Auch bei Chrom-Nickel-Stählen mit rd. 18 % Cr und 8 % Ni wirkt sich ein Molybdänzusatz günstig aus³⁷). Er drängt die Neigung zu Lochfraß an den Schnittkanten und anderen Stellen zurück³⁸). Trotz aller Verbesserungen kommt es aber darauf an, daß der schützende Oxydfilm bei Verletzungen stets ausheilen kann. Durch Kratzen und Schleifen kann die Oberfläche des Werkstoffes aktiviert werden. Hierbei genügt schon die Verwendung ungeeigneter Putzmittel, die in Verbindung mit dem Hinzutreten nicht passivierender Angriffsmittel die Korrosion hochlegierter Stähle ungünstig beeinflussen³⁹). Eine künstliche Passivierung der Oberfläche solcher Stähle wird durch Behandlung mit konzentrierter oder 1/10- bis 1-prozentiger Salpetersäure oder durch Kochen in Alkalibichromatlösungen erreicht. Durch diese Behandlung sollen nichtrostende Stähle auch gegen Lösungen beständig gemacht werden, von denen sie sonst angegriffen werden⁴⁰).

Die bei nichtrostenden Stählen auftretende interkristalline Korrosion läßt sich außer durch die bekannten Maßnahmen auch durch Zulegieren von Elementen vermeiden, die die Chromkarbid-ausscheidung verhindern (Erhöhung der Karbidlöslichkeit im Austenit). Solche Elemente sind Kupfer, Mangan, Kobalt, Silber, Nickel wirkt in derselben Richtung, wenn der Anteil bis 15 % beträgt. Es soll auch möglich sein, dem legierten Stahl Ferritbildner zuzusetzen, in denen sich, von der Austenitphase eingeschlossen, die Chromkarbide vorzugsweise ausscheiden. Zu solchen Elementen gehören Silizium, Aluminium, Molybdän u. a. Durch den Austenit sollen dann die leicht angreifbaren Ferritkörner geschützt werden⁴¹). Ein für interkristalline Korrosion anfälliger rostfreier Stahl kann zuweilen durch Spannungskorrosion zerstört werden, wobei anscheinend eine kritische Verformung zur Auslösung nicht erforderlich ist, wenigstens konnten im Versuch keine Zug- und Druckmindestgrenzen festgestellt werden⁴²).

Bodenkorrosion.

Die überragende Bedeutung des Angriffsmittels auf den Korrosionsverlauf ist bekannt. Hierbei spielt die Temperatur des Angriffsmittels oder der Lösung eine wesentliche Rolle. So wurde gefunden, daß die Tiefe des Lochfraßes bei ständig getauchten sowie an der Luft rostenden Proben mit der mittleren Temperatur des Versuchsortes zunimmt. Bei Wechseltauchbeanspruchung wirkt sich die langsame Wasserverdampfung bei niedrigen Temperaturen gegenteilig aus; in diesem Falle wird in Salzlösungen gerade bei tieferen Temperaturen starker Lochfraß beobachtet. Der absolute Gewichtsverlust ist nicht so auffallend temperaturabhängig, vor allem wenn eine Schutzschichtenbildung möglich ist, z. B. in Seewasser⁴³). Praktisch ist der Temperatureinfluß für viele Fälle aber zu vernachlässigen, beispielsweise bei Versuchen über den Einfluß des Bodens auf die Korrosion von Eisen und Stahl.

Der Einfluß des Wassergehaltes, gelöster Gase und Salze (Leitfähigkeit und p_H -Wert), abwechselnder Nässe und Trockenheit wird bei der Bodenkorrosion noch durch die besonderen physikalisch-chemischen Eigenschaften des Bodens verstärkt. Die Menge vorhandener Kolloide, die Wasser und Salze je nach ihrem Aufbau ganz verschieden festhalten können und durch Schwellen den Porenraum verringern und damit den Luftzutritt verhindern, ist von großer Bedeutung⁴⁴). Der Einfluß der Struktur eines Bodens soll größer sein als die Wirkung der chemischen Zusammensetzung. Schwere und schlecht entwässerte Böden haben oft eine größere Leitfähigkeit und einen höheren Säuregehalt. Bei diesen Böden ändert sich die Lochfraßtiefe bei schlechter Belüftung nur wenig mit der Zeit, bei guter Belüftung nimmt sie mit Zunahme der Versuchsdauer ab, vorausgesetzt, daß der Salzgehalt und Säuregrad des Bodens nicht zu groß sind, denn diese können unter Umständen die Ausbildung einer schützenden Deckschicht verhindern⁴⁵)⁴⁶).

In Laboratoriumsversuchen wurde ein geringer Einfluß des Bodenwiderstandes und des p_H -Wertes auf die Korrosion festgestellt. In der Praxis konnte aber keine Abhängigkeit vom p_H -Wert, wohl aber von der Leitfähigkeit beobachtet werden. Der Widerstand angriffsfähiger Böden soll unter 1800 Ohm · cm liegen. Praktisch haben diese Angaben aber wenig Wert, da nur selten bei Böden ein größerer Widerstand festgestellt wird. Einen größeren Einfluß auf den Rostverlauf im Boden haben der Wasser- und Luftgehalt des Angriffsmittels. Ein Oelgehalt im Boden soll die Korrosion erhöhen, da dadurch die Porosität des Bodens vergrößert wird⁴⁴).

Da es praktisch ausgeschlossen ist, die Angriffskraft durch Beobachtung aller Einflußgrößen über eine lange Zeit hin festzulegen, ist versucht worden, den Angriffswert durch Stromstärkemessungen an Bodenproben zwischen Stahlelektroden bei einem Spannungsbereich von 0 bis 0,3 V zu bestimmen. Als Maß für den Angriffswert wird der gefundene Durchschnitt der Stromstärke gewählt. Die erhaltenen Werte wurden mit Proben aus Rohrleitungen verglichen, die 33 Jahre in den geprüften Bodenarten gelegen hatten. Wurden die Böden nach der Angriffskraft (Anzahl undichter Stellen auf 300 m) in fünf Gruppen eingeteilt, so ließen sich die Bodenproben nach den Stromstärkemessungen mit einer Genauigkeit von ± 1 in die richtige Gruppe einordnen. Von 27 Böden zeigten 19 Böden hinreichende Übereinstimmung⁴⁶). Nach anderen Versuchen soll eine Beziehung bestehen zwischen der Höchststromstärke, die in einer Versuchszelle mit dem zu prüfenden Boden innerhalb 18 bis 48 h gemessen wird, und dem Rostverlust einer Rohrprobe im gleichen Boden⁴⁷).

Vom National Bureau of Standards⁴⁸) wurden Formeln entwickelt, aus denen sich die Lebensdauer von Rohren in verschiedenen Böden berechnen lassen soll. Diese stützen sich auf im Jahre 1922 begonnene Versuche mit 33 000 Rohrproben in 47 verschiedenen Bodenarten, die nach der größten Lochtiefe auf einer Oberfläche von 0,04 m² ausgewertet wurden. Die größte Lochtiefe P ist abhängig von der Oberfläche A nach der Gleichung:

$$P = b \times A^a,$$

wobei a und b von verschiedenen Bedingungen abhängige Konstanten sind. Die Abhängigkeit von der Zeit wird nach folgender Formel festgestellt:

$$P = K \times T^{0.61},$$

wobei K eine Konstante und T die Zeit bedeutet.

Diese Gleichungen haben ihre Mängel. Es ist nicht ausgeschlossen, daß bei Wahl einer bestimmten Oberfläche für die Berechnung auf einer größeren Fläche noch tiefere Löcher auftreten können, wie das an Beobachtungen an einer 15 Meilen langen Rohrleitung mit 6700 m² großer Oberfläche festgestellt wurde. Außerdem führte die Annahme, daß die größte Lochtiefe verhältnismäßig der Einwirkungszeit des Bodens sei, zu einer viel zu niedrigen Schätzung der Lebensdauer, wenn die in Rechnung gesetzte größte Lochtiefe an Rohrproben ermittelt wurde, die nur einige Jahre in gut durchlüfteten Böden eingebettet waren. War die Versuchszeit in diesen Böden aber sehr lang oder konnte in die Böden nur wenig Luft eintreten, so waren die unter obiger Annahme durchgeführten Berechnungen der Lebensdauer in Anbetracht der möglichen Versuchsfehler genau genug. Durch die Vereinigung der Oberflächen- und Zeitabhängigkeitgleichungen für die Lochtiefe wird folgende Gleichung erhalten:

$$P = k \times T^n \times A^a.$$

[Im Bericht⁴⁸) sind die Werte der Konstanten k, n und a für 47 Böden angegeben.] Nach dieser Gleichung wurden die Rohrlängen berechnet, bei denen in dreißig Jahren ein Durchrosten der Rohrwand zu erwarten ist, ferner die Jahre, in denen ein 300 m langes Rohr von 200 mm lichter Weite durchfressen ist. Die errechneten Werte wurden mit Beobachtungen an Rohrleitungen verglichen, die unter den gleichen Bedingungen, d. h. in der Nähe der Versuchspollen, im Boden lagen. Im allgemeinen war die Übereinstimmung mit Rücksicht auf die nie genau erfaßbaren Einflüsse genügend gut. In einigen Böden, die nach der Berechnung nicht korrosionsfördernd wirken sollten, mußten die Rohre aber schon nach vierzehn Jahren erneuert werden. Der Wert der Berechnung scheint deshalb doch noch begrenzt. Trotz der Mängel sollen diese Gleichungen zur Zeit die beste Möglichkeit geben, die notwendige Wanddicke oder die zu wählende Güte des Schutzüberzuges für geplante Rohrleitungen zu bestimmen.

⁴⁶) Wichers, C. M.: Korrosion u. Metallsch. 14 (1938) S. 166 bis 168.

⁴⁷) Denison, I. A., und R. B. Darnielle: Siehe Fußnote 14, a. a. O.

⁴⁸) Logan, K. H.: J. Res. nat. Bur. Stand. 22 (1939) S. 109 bis 125; vgl. Stahl u. Eisen 59 (1939) S. 1383/84.

³⁶) Legat, H.: Metallwirtsch. 17 (1938) S. 509/13.

³⁷) Hougardy, H.: Chemiker-Ztg. 62 (1938) S. 383/87.

³⁸) Krivobok, V. N.: Metal Progr. 34 (1938) S. 223/29.

³⁹) Portevin, A.: Metal Progr. 34 (1938) S. 62/64.

⁴⁰) Ostrofsky, J. N.: Trans. Amer. Soc. Met. 27 (1939) S. 739/51.

⁴¹) Wagner, J.: Siehe Fußnote 13, a. a. O., S. 341/49; vgl. Stahl u. Eisen 59 (1939) S. 801.

⁴²) Hoyt, S. L., und M. A. Scheil: Trans. Amer. Soc. Met. 27 (1939) S. 191/226; vgl. Stahl u. Eisen 59 (1939) S. 128/29.

⁴³) Benedicks, C.: Korrosion u. Metallsch. 14 (1938) S. 181/86.

⁴⁴) Rogers, W. F.: Industr. Engng. Chem. 30 (1938) S. 1181/88; vgl. Stahl u. Eisen 59 (1939) S. 1383/84.

⁴⁵) Denison, I. A., und R. B. Darnielle: J. Res. nat. Bur. Stand. 21 (1938) S. 819/30; vgl. Stahl u. Eisen 59 (1939) S. 1383/84.

Der Anwesenheit von sulfatreduzierenden Bakterien in Böden muß Beachtung geschenkt werden. Bei gußeisernen Röhren (Stahl wurde nicht geprüft) traten starke Korrosionen auf, wenn eine Sulfatreduktion in Böden unterhalb des Rohres, am Rohr selbst und in unmittelbarer Nähe des Rohres festgestellt wurde. Der Angriff war hierbei unterschiedlich. Die Zerstörung war besonders stark, wenn die Sulfatreduktion in unmittelbarer Rohrnähe nachgewiesen werden konnte, praktisch aber unbedeutend, wenn sie nur im Untergrund ermittelt wurde⁴⁹). Zuweilen ist die Korrosion im Boden nur gering, z. B. wiesen Eisenträger in Sandlehmböden nach 35 Jahren nur 1 mm tiefe Anfressungen auf, teilweise war die Walzhaut noch erhalten⁵⁰).

Für in stark angreifende Böden zu verlegende Rohrleitungen ist ein besonders guter Schutz zu wählen. Bitumenanstriche mit übergewickelter, besonders vorbereitetem Zelluloidband sollen sich hierbei gut bewährt haben⁵¹). Wenn die für einen Boden notwendige Rohrisolierung zu teuer wird, soll es zweckmäßig sein, eine sogenannte Bodenverbesserung vorzunehmen. Diese kann durch Zusatz von Kalkmehl oder auch durch Mischen des Bodens mit Kalk und Sand herbeigeführt werden, wobei der p_H -Wert des Bodens auf 9 bis 9,5 einzustellen ist⁴⁶).

Zum Schutz gegen vagabundierende Ströme muß die Isolierung einen hohen elektrischen Widerstand haben, der auch unter ungünstigen Bedingungen nicht abfällt. Diesen Anforderungen soll eine Isolierung aus Faserzement mit einer Zwischenlage Bitumenpapier entsprechen. Der Widerstand bleibt über 100 Megohm/cm², ein Wert, der auch unter Berücksichtigung ungünstiger Verhältnisse als ausreichend angesehen wird. Diese Isolierung soll sich in Laboratoriumsversuchen und stark von Streuströmen durchzogenen Böden gut bewährt haben⁵²).

Im Innern von Rohrleitungen wird die Korrosion bekanntlich durch Entfernung der aggressiven Bestandteile des Wassers zurückgedrängt; von dieser Erkenntnis ist in den letzten Jahren schon erheblich Gebrauch gemacht. Auch die im Wasser enthaltenen Härtebildner können unter Umständen ernsthafte Schäden herbeiführen. Zur Enthärtung von Wasser werden außer den bekannten Stoffen neuerdings Trilon A und B verwandt, die sich gut bewährt haben sollen; sie bilden mit den Härtebildnern lösliche Metallkomplexe⁵³). Es handelt sich hierbei zumeist um Hexametaphosphate, die die Abscheidung von Kesselstein verhindern und gegebenenfalls gebildete Abscheidungen auflösen⁵⁴).

Außer den aus natürlichen Gesteinen (glaukonithaltigen Sanden) hergestellten Basenaustauschern „Invertit“ und „Permutit D“, die aber bekanntlich für saure Wasser ungeeignet sind, werden in immer steigendem Maße organische Austauscher empfohlen, die unter den Namen Permutit S und Z, Wasserstoff-Permutit⁵⁵), Wolfatit, Orsazith usw. bekannt geworden sind. Sie zeichnen sich durch hohe Austauschfähigkeit und -geschwindigkeit aus und sind auch gegen saure Wasser beständig. Der Wasserstoffaustauscher, der durch Säurebehandlung wieder aufbereitet wird, hat noch den Vorteil, daß durch seine Verwendung der Salzgehalt gesenkt wird. Die dabei gebildete Kohlensäure wird durch Entgasung entfernt. Andere Säurereste werden durch Anionenaustauscher unschädlich gemacht. Zur Entgasung von Wasser kommen elektrische, chemische und Vakuumverfahren zur Anwendung⁵⁶). Die Angriffsfähigkeit eines Wassers kann durch Vergleich des ursprünglichen p_H -Wertes (p_A) mit dem nach der Sättigung mit Kalziumkarbonat (p_S) erkannt werden. Wenn die Differenz $p_S - p_A$ negativ ist, so ist das Wasser angreifend⁵⁷).

Die Korrosion in Warmwasserleitungen und anderen Einrichtungen läßt sich bei weichem Wasser durch eine Zugabe von Natriumsilikat herabsetzen⁵⁸). Es sollen etwa acht Tausendteile Silikat zugegeben werden, wobei die erforderliche Menge angeblich unabhängig vom Kohlensäure- und Kalkgehalt des Wassers ist. Versuche des Forschungsinstituts der Vereinigten Stahlwerke A.-G. haben für Kaltwasser ergeben, daß bei einem

untersuchten natürlichen Leitungswasser durch Zugabe von Silikat (Kaliumsalz) die Korrosion von Stahl nur unbedeutend herabgemindert wurde, während sie in Lösungen von Kalziumbikarbonat in destilliertem Wasser, dem so viel Kalziumoxyd und Kohlensäure beigefügt war, daß ein Gleichgewichtszustand bestand, zunächst stärker wurde. Erst bei gleichzeitig hohem Kalk- und Kieselsäuregehalt trat eine beträchtliche Schutzwirkung durch die Kieselsäure auf.

Rostschäden in Abwasserleitungen lassen sich durch eine Isolierung der Rohre mit Neobitum vermeiden, das durch ein Schleuder- oder Wälzverfahren aufgebracht wird⁵⁹). Die Isolierung war nach einjährigen Laboratoriumsversuchen noch einwandfrei, trotzdem dem Abwasser (Zellstoff-, Fischmehl-, Lederfabrik- sowie Beizereiabwasser) größere Mengen Sand beigefügt worden waren.

Ueber die Korrosion von Gasrohrleitungen sind neuerdings in achtzig Jahren gemachte Erfahrungen zusammengestellt. Die Bewahrung von Bitumen mit Wollfilzeinlage und Schwierigkeiten, die bei der Innenisolierung auftreten, werden besonders hervorgehoben⁶⁰).

Heißwasseranlagen.

Es ist bekannt, daß das Speisewasser für Kessel, ganz besonders für Hochdruckkessel, sehr rein sein muß und auch keine Kieselsäure enthalten darf. Die Kieselsäure läßt sich unter Einhaltung bestimmter Bedingungen entfernen.

Der Gehalt an gelösten Salzen bzw. das Verhältnis der Verbindungen zueinander ist für die Laugensprödigkeit sehr maßgebend. Sie kann bis zu Temperaturen von 220° vermieden werden, wenn das Verhältnis Kochsalz: Gesamtalkalität (als Natriumkarbonat) größer als 0,6 und gleichzeitig das Verhältnis Sulfat: Gesamtalkalität gleich oder größer als 1 ist. Für Temperaturen über 245° ist das Verhältnis R_2O_3 zu Kieselsäure bestimmend ($R = \text{Metall}$). Der lösliche R_2O_3 -Anteil darf nicht mehr als 0,6mal größer sein als der Kieselsäuregehalt⁶¹). Zusätze von Ligninsulphonat, konzentrierter Sulfitablauge, Quebracho usw. sollen zur Verhinderung der Laugensprödigkeit bei 250° wirksamer sein als Natriumkarbonat, Phosphat und Natriumsulfat. Für jede dieser Verbindungen gibt es spezifische Konzentrationen höchster Wirksamkeit. Bei bestimmten Natriumhydroxyd-Silikat-Konzentrationen des Wassers hört die Schutzwirkung auf⁶²). Neuerdings wird auch ausscheidungs-fähiger Stickstoff als Ursache für die Laugensprödigkeit genannt⁶³).

Korrosionen allgemeiner Art können in Heißwasseranlagen auch durch Dampfspaltung entstehen. Dagegen bietet ein Zusatz von Natriumsulfat zum Wasser einen gewissen Schutz. Eine weitere Schadensursache ist darin zu suchen, daß der p_H -Wert des Wassers zu niedrig liegt. Bei höheren Temperaturen steigt der K_w -Wert der Wasserdissoziation $H_2O \rightleftharpoons H + OH'$ und damit fällt der p_H -Wert z. B. von 7,06 bei 20° auf 5,69 bei 200°. Ein Wasser mit einem p_H -Wert von 7 bei 20° greift deshalb das Eisen bei 200° infolge der größeren Wasserstoffionen-Konzentration und der größeren Wanderungsgeschwindigkeit der H-Ionen gegenüber den OH-Ionen stärker an, obwohl das Wasser auch bei 200° neutral ist. Das Wasser für Kessel ist deshalb durch Zufügen von Natriumphosphat (Natronlauge und Soda sind unzulänglich) auf einen solchen p_H -Wert einzustellen, daß auch bei 200° noch ein p_H -Wert über 6 oder 7 vorliegt. Auch durch Zusatz löslicher Amine, die eine Alkalität des Dampfes aufrecht erhalten, läßt sich der Angriff in Dampfleitungen und Kondensatoren weitgehend zurückdrängen⁶⁴). An zeitweise trockenen Stellen in Dampfleitungen soll das Eisen durch Alkaligehalt des Wassers unter Wasserstoffentwicklung schon bei Temperaturen unter 400° angegriffen werden. Gleichzeitige Anwesenheit von Sulfaten und Silikaten allein oder mit Phosphatzusatz ist geeignet, diese örtlichen Anfressungen zu unterbinden, Phosphat allein schützt jedoch nicht. In Gegenwart einer 4,5mal so großen Menge Natriumsulfat im Vergleich zum Gesamtalkali wurde keine Korrosion mehr beobachtet. Bei Temperaturen über 400° tritt auch bei Abwesenheit von Natronlauge eine mehr oder weniger starke

⁴⁹) Wichers, C. M.: Siehe Fußnote 46. a. a. O.

⁵⁰) Kuhnke: Stahlbau 11 (1938) S. 84/86.

⁵¹) Fitzgerald, C., und M. G. Johnson: Industr. Engng. Chem. 30 (1938) S. 294/96.

⁵²) Skarpa, O.: Siehe Fußnote 13, a. a. O., S. 70/77; vgl. Stahl u. Eisen 59 (1939) S. 826.

⁵³) Endert, W.: Fette u. Seifen 45 (1938) S. 144/46.

⁵⁴) Hatch, G. B., und O. Rice: Industr. Engng. Chem. 31 (1939) S. 51/57.

⁵⁵) Richter, H.: Elektrizitätswirtsch. 37 (1938) S. 389/92.

⁵⁶) Koritnig, O. Th.: Korrosion u. Metallsch. 14 (1938) S. 151/54.

⁵⁷) Evans, U. R.: Siehe Fußnote 13, a. a. O., S. 492/96; vgl. Stahl u. Eisen 59 (1939) S. 826/27.

⁵⁸) Stericker, W.: Industr. Engng. Chem. 30 (1938) S. 348 bis 351.

⁵⁹) Eisenstecken, F.: Gesundh.-Ing. 60 (1937) S. 526/27.

⁶⁰) Goos, G.: Werkstoffliche und technologische Fragen des Gasrohrleitungsbaues. Dr.-Ing.-Diss. Techn. Hochschule Hannover. Hamburg 1938. 123 S.

⁶¹) Straub, F. G., und T. A. Bradbury: Mech. Engng. 60 (1938) S. 371/76; vgl. Stahl u. Eisen 58 (1938) S. 1092/93.

⁶²) Schroeder, W. C., A. A. Berk und R. A. O'Brien: Trans. Amer. Soc. mech. Engrs. 60 (1938) S. 35/42; vgl. Stahl u. Eisen 58 (1938) S. 1092/93.

⁶³) Athavale, G. T.: Korrosion u. Metallsch. 15 (1939) S. 73/81.

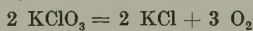
⁶⁴) Dreyfus, M. E.: Pwr. Plant (Engng.) 42 (1938) S. 274/75; nach Chem. Zbl. 109 (1938) II, S. 406.

Korrosion des Stahles auf; in diesem Falle nützt auch der Zusatz von Sulfat nichts mehr⁶⁵).

Die Speisung des Kessels mit ölhaltigem Wasser ist häufig ein nicht beachteter Anlaß zu ernsthaften Korrosionserscheinungen. Das Öl begünstigt das Haften der Luftbläschen, so daß in ölhaltigem Wasser mehr Rost gebildet wird als in ölfreiem, auch bei anfangs gleichem Sauerstoffgehalt. Das Öl kann auch durch örtliche Ueberhitzungen oxydiert werden, wobei saure Verbindungen entstehen⁶⁶).

Die Rostgeschwindigkeit steigt in Hochdruckkesseln linear mit der Temperatur an; bei Niederdruckkesseln ist bis zu einer Temperatur von 80° zunächst ein verstärkter Angriff zu beobachten, der dann mit höheren Temperaturen wieder abnimmt. Bei Verwendung von Niederdruckkesseln sind Heizschlangen, die allerdings auch korrodieren, einer Mantelheizung vorzuziehen, da sie leichter auszuwechseln sind⁶⁷).

Ein Zementwasserglasüberzug soll sich als Schutz für Kessel bewährt haben. Auch durch Einbau von sauerstoffabsorbierenden Stoffen wird eine höhere Lebensdauer von Kesseln erzielt. So ist beispielsweise der Kempf-Warmwasserbereiter mit einem am Kaltwassereintritt angebrachten Trichter versehen, in dem sich Stahlwolle befindet. Die Stahlwolle soll die angriffsfähigen Bestandteile des Wassers beseitigen⁶⁷). Die Korrosion von eisernen Anlagen durch Heißwasser (unter 100°) soll durch einen Zusatz von Kaliumchlorat zum Wasser zurückgedrängt werden können, wobei auf dem Werkstoff eine schützende Oxydschicht entsteht. Bei Wassertemperaturen über 100° greift das Kaliumchlorat aber den Werkstoff sehr stark an, da es nach der Gleichung



zerfällt⁶⁸). Nach H. Gamlen⁶⁹) sollen Zerstörungen von eisernen Werkstoffen von der Feuerseite her (Verbrennungsstoffe, vor allen Dingen durch schweflige Säure) geschützt werden, wenn in die Feuerung eine Verbindung von Metallsalzen (Gamlenit) eingeblasen wird. Diese Metallsalze sollen den Schwefel binden und auf den Rohren eine nicht angreifbare Legierungsschicht erzeugen.

Franz Eisenstecken und Hans Roters.

[Schluß folgt.]

Zur Wirtschaftlichkeit des Paketier- schweißverfahrens.

Die Herstellung von Paketschweißstahl hat in England während des Weltkrieges 1914/18, wohl mit Rücksicht auf den großen Stahlbedarf, zugenommen⁴). Umgekehrt ist jetzt in Italien auf Anordnung des Generalkommissariats für Heereslieferungen die Erzeugung von paketiertem Schweißstahl im Oktober 1939 eingestellt worden, um dadurch Schrott zu sparen²).

Nachdem im Schrifttum über das in Deutschland nur in geringem Umfange geübte Verfahren wenig Angaben vorhanden sind, wird im folgenden die Herstellung von Paketschweißstahl kurz geschildert, und es werden einige Betriebsergebnisse darüber gebracht.

Flußstahl- oder Schweißstahlschrott oder ein Gemisch von beidem wird zu Paketen gebündelt. Diese werden in einem Herdofen auf etwa 1400° erhitzt und in ein oder zwei Hitzen

⁶⁵) Straub, F. G., und E. E. Nelson: Mech. Engng. 61 (1939) S. 499/202.

⁶⁶) Ditz, H., und F. Ullrich: Korrosion u. Metallsch. 14 (1938) S. 141/50.

⁶⁷) Günnewig, F., und K. Trapp: Gesundh.-Ing. 61 (1938) S. 687/90.

⁶⁸) Ipatjew, W. W., und S. I. Schmajenok: Korrosion u. Korrosionsbekämpfung (russ.) 2 (1936) S. 315/31; nach Korrosion u. Metallsch. 14 (1938) S. 300.

⁶⁹) Engineering & Boiler House Rev. 50 (1937) S. 868/70.

¹) Vgl. hierzu auch J. W. Reichert: Stahl u. Eisen 60 (1940) S. 153.

²) Stahl u. Eisen 60 (1940) S. 239/40.

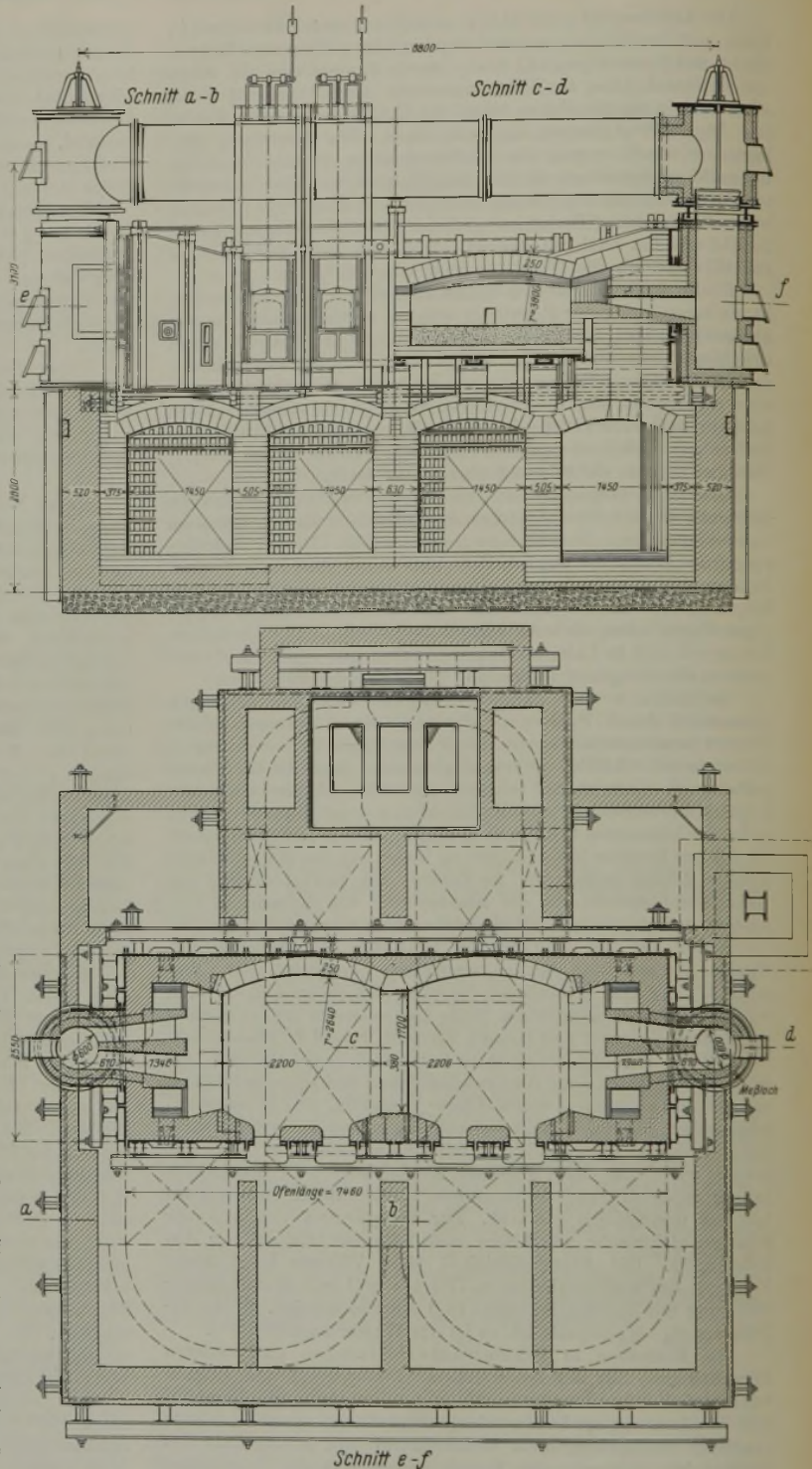


Bild 1. Doppelherd-Schweißofen mit Regenerativgasfeuerung.

zu Stab- oder Formstahl ausgewalzt, wobei in den ersten Stichen, die auf gerauhten Spitzbogenkalibern erfolgen, die Schweißung im Groben erfolgt. Zusätze irgendwelcher Art werden zum Schrott nicht gemacht. Ob ein- oder zweihitzig gearbeitet wird, hängt von der Größe des Paketes, seiner Form und der Güte des Schrottes ab. Wird eine zweite Hitze gegeben, so wird das vorgeschweißte Paket warm mit ungefähr 1000° in den Ofen zurückgesetzt. Für bestimmte Werkstoffgüten werden die Pakete zunächst zu Rohschienen ausgewalzt und diese erneut paketiert und geschweißt.

Die Wirtschaftlichkeit des Verfahrens hängt wesentlich von den Ofen ab. Bild 1 stellt einen Doppelherd-Schweißofen neuerer Bauart mit Regenerativgasfeuerung dar. Das Gas gelangt von den dicht hinter den Ofen stehenden Festrostgeneratoren mit einer Eigenwärme von etwa 700° zu den Ofenventilen. Die Luft wird in Regenerativkammern auf ungefähr 1200° vorgewärmt. Die Hufeisenform der Kammern in dem abgebildeten Ofen hat keine

besondere Bedeutung. Sie war lediglich aus Raumgründen erforderlich. Die Steintemperatur im aufsteigenden Luftzug beträgt im Mittel 1250°, der Temperaturabfall in einer Umstellzeit von 30 min 95°. Der Brenner ist so ausgebildet, daß eine lange weiche Flamme entsteht. Die beiden Gaseintrittsöffnungen werden auf drei Seiten von Luft umspült. Die Beheizung ist an der Türseite wesentlich verstärkt. Die Führung der Seitenwände und des Gewölbes ist dem Flammenlauf gut angepaßt. Die Flamme soll, ohne auszudrücken, den Ofenraum füllen und ungehindert in den jeweils als Vorwärmaum dienenden zweiten Herd gelangen können. Der Herd besteht aus Schweißsand. Die Instandhaltung der Sohle ist bei den sich bildenden großen Schlackenmengen wichtig. Der Schweißsand muß mit dem Eisenoxyd zusammen eine leichtflüssige Schlacke ergeben, die von selbst abfließt. Nach dem Herausarbeiten eines Einsatzes wird der Herd jedesmal mit einer dünnen Schicht frischen Schweißsandes beschützt, der beim Schmelzen den Zunder vom Paket fortschwemmt und den Boden glatt erhält, so daß ein Anbacken der Pakete auf der Sohle vermieden wird. Der Steinverbrauch der Oefen ist gering. Er beträgt ohne Einrechnung des Schweißsandes 4 bis 5 kg/t Fertigerzeugnis.

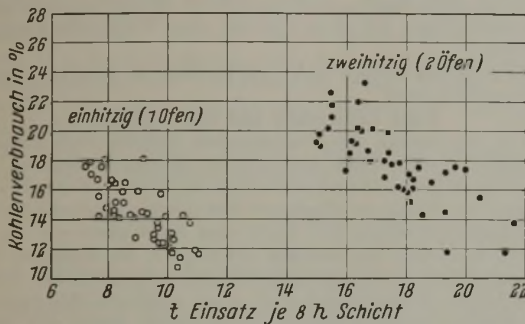


Bild 2. Kohlenverbrauch für Schweißstahl in Abhängigkeit vom Einsatz.

Der Abbrand beträgt im Durchschnitt 9,5 %, das durchschnittliche Jahresausbringen 83 % bei Warmpreßmuttereisen, das aus Schweißstahlschrott pakettiert wird, und 80 bis 82 % bei Pakettierstahl aus Flußstahlschrott.

Der Kohlenverbrauch bei ein- und zweihitzigem Schweißstahl ist aus Bild 2 ersichtlich. Er beträgt im Mittel etwa 15 bis 16 % oder 18 bis 20 %, bezogen auf den Einsatz. Vergast wird eine gewaschene Nußkohle von durchschnittlich 7250 kcal/kg. Der Wärmeverbrauch, bezogen auf den Einsatz, beträgt mithin im Mittel 1 125 000 kcal oder 1 375 000 kcal/t, liegt also unter dem Wärmeverbrauch, der erforderlich ist, um Stahl im Siemens-Martin-Ofen herzustellen und gegossene Blöcke im Walzwerk zu Halbzeug und anschließend zum Fertigerzeugnis zu verarbeiten.

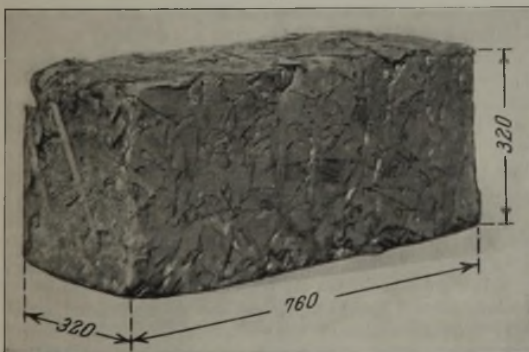


Bild 3. Auf einer Lindemann-Pressen hergestelltes Blechpaket.

Der Kraftverbrauch im Fertigwalzwerk ist bei der Verarbeitung von Schweißstahlpaketen etwas größer als bei der Auswalzung von Flußstahlhalbzeug, wie folgende Zahlen für die Abmessung von 20 mm Dmr. im gleichen Walzwerk erweisen.

Kraftverbrauch für 20 mm Dmr.:	
aus Schweißpaketen	62,40 kWh/t,
aus Flußstahlknüppeln	54,75 kWh/t.

Der Mehrverbrauch an Kraft bei Schweißstahl ist zum Teil auf die für die Schweißung erforderlichen Vorstiche zurückzuführen, zum Teil auf die erhöhten Leerlaufverluste infolge der gegenüber Flußstahl geringeren Stundenleistung. Berücksichtigt man jedoch bei Flußstahl den Kraftverbrauch, der zusätzlich im Blockwalzwerk für die Herstellung des Halbzeuges erforderlich ist, so ist das Schweißverfahren im Kraftbedarf günstiger.

Die Vorteile des Schweißstahls sind zur Genüge bekannt, so daß hier nicht darauf eingegangen zu werden braucht¹⁾. Der Hauptnachteil des Verfahrens beruht darauf, daß sich die Arbeitsvorgänge nur schwer maschinenmäßig gestalten lassen und deshalb anstrengende Handarbeit erforderlich ist. Versuche, den Schrott durch eine Maschine zu pakettieren, wurden bereits durchgeführt²⁾. Bild 3 zeigt ein Blechpaket, das mit einer Lindemann-Pressen auf 320 × 320 × 760 mm³ gepreßt wurde. Das Gewicht betrug 350 kg, das Raumgewicht 4,5 kg/dm³. Bei zweihitziger Verarbeitung war, wie Bild 4 zeigt, noch keine vollkommene Schweißung erfolgt. In drei Hitzeln ließ sich dagegen ein einwandfreies Schweißstahlerzeugnis herstellen. Eine wärmewirtschaftliche Ueberlegenheit des Verfahrens gegenüber der Flußstahlherstellung ist dabei jedoch nicht mehr vorhanden. Es ist aber durchaus denkbar, daß durch geeignete Verfahren auch eine Verarbeitung in zwei Hitzeln erreicht werden kann.

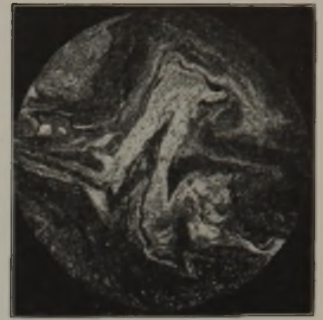


Bild 4. Unvollkommene Schweißung des Werkstoffes bei zweihitziger Verarbeitung des in Bild 3 gezeigten Blechpaketes.

Zusammenfassend kann gesagt werden, daß das Pakettier-schweißverfahren stoffwirtschaftlich dem Flußstahlverfahren gleichzustellen ist. Wärmewirtschaftlich und kraftwirtschaftlich hat es Vorteile. Infolge der schweren Handarbeit ist jedoch der Lohnanteil so hoch, daß wirtschaftliche Aussichten für das Verfahren nur bei Sondergütern oder bei besonders gelagerten Marktverhältnissen gegeben erscheinen.

Fritz Anke.

Aus Fachvereinen.

Deutscher Verband für die Materialprüfungen der Technik.

Am 13. und 14. Juni 1940 fand in München unter Leitung von Professor Dr.-Ing. E. Siebel, Stuttgart, der den Vorsitzenden Professor Dr.-Ing. P. Goerens vertrat, die 28. Verbandsversammlung des Deutschen Verbandes für die Materialprüfungen der Technik (DVM) statt, an der sich etwa 125 Fachgenossen beteiligten. Ueber die für das Eisenhüttenwesen zu erwähnenden Vorträge der Arbeitstagung wird im folgenden kurz berichtet.

In der Hauptversammlung sprach Dr.-Ing. K. Bayer, Berlin, über den

Werkstoff Zink.

Deutschland hat seit der Rückgliederung Ostoberschlesiens seine Zinkerzeugung wesentlich gesteigert, so daß es möglich ist, Fein-zink in größerem Umfange für Zinklegierungen herzustellen, die bis vor kurzem vorwiegend als Spritzguß für Teile des Fahrzeugbaus, der feinmechanischen Industrie usw. eingesetzt wurden. Man ist nun dazu übergegangen, diese Legierungen auch in Sand und Kokille zu vergießen. Dabei wurde das bisher verwendete Messing vor allem auf dem Gebiet der Wasserarmaturen verdrängt. Auch als Gleitlager finden die Zinklegierungen Anwendung und können die zinnhaltigen Buntmetalle ersetzen.

Für die Prüfung der Festigkeitseigenschaften von Zink und seinen Legierungen sind besondere Bedingungen vorgesehen, da beispielsweise eine Abhängigkeit der Zugfestigkeit und Dehnung von der Zerreißgeschwindigkeit und der Prüf-temperatur gefunden wurde. Ein dem Zink angelegenes Prüfverfahren für die Dauerstandfestigkeit ist in Ausarbeitung.

Professor Dr.-Ing. E. Heidebroek, Dresden, berichtete über den

Stand der Erforschung des Schmierproblems.

Der Vortragende erläuterte den Begriff der Grenzreibung und den Einfluß der Oberflächenkräfte auf den molekularen Zustand der Schmierschicht in engen Spalten, sowie die Abhängigkeit der Tragfähigkeit von der Paarung des Dreistoffelementes Lager-schale — Schmierstoff — Welle. Ueber die Eignung der Lagerwerkstoffe geben vergleichende Untersuchungen an Lagerwerkstoffen und Verfahren zur Prüfung im Gebiete der Grenzreibung Aufschluß. Neuere Verfahren ermöglichen die Bewertung der Schmierfähigkeit von Oelen und Fetten durch Versuche an Oelfilmen und Bestimmung ihrer Haftfestigkeit mit technischen

¹⁾ Siehe Werkstoff-Handbuch Stahl und Eisen, 2. Aufl., hrsg. vom Verein Deutscher Eisenhüttenleute. Düsseldorf 1937. Blatt J—4.

²⁾ Stahl u. Eisen 51 (1931) S. 48/49.

Maßgrößen. Die Abreißzähigkeit wird als gleichwertige Größe der Viskosität bestimmt und ihre Beziehung zur Abreißzeit und Spannung ermittelt. Der Vortragende erörterte die Beziehungen zwischen Andrück- und Abreißzähigkeit und ihrer Abhängigkeit von der Werkstoffpaarung, Temperatur, Oberflächenzustand und Aufbau des Schmierstoffes.

Dr. techn. E. J. M. Honigmann, Wien, ging in seinem Vortrag über

Wärme- und Energieprobleme in der Werkstoffprüfung

auf die genaue Messung sehr kleiner Wärmemengen ein und behandelte ein von ihm entwickeltes trägheitsloses Kalorimeter, das kleinere Wärmemengen als $4 \cdot 10^{-6}$ kcal/h zu messen gestattet.

Anschließend befaßte sich Honigmann mit der Möglichkeit einer energetischen Festigkeitshypothese. Die Thermodynamik hat in ihren drei Hauptsätzen für alle Zustandsänderungen der Körper beliebigen Aggregatzustandes gültige Gesetze gefunden. Schreibt man den ersten Hauptsatz in der Form $J dA = dQ - dE$, so bedeutet $J dA$ das im Wärme- μ maß ausgedrückte Differential der „äußeren Arbeit“ dA , die dem Körper zugeführt oder entzogen wird (bei einem Zugstab also beispielsweise die Zugkraft mal dem Wegdifferential der Längenänderung mit Berücksichtigung der Arbeit des Luftdruckes über die Querkürzung), dQ das Differential der dabei vom Körper aufgenommenen oder abgegebenen Wärmemenge und dE die Aenderung der Energie des Körpers, bestehend aus der inneren Energie dU , der kinetischen Energie dW und anderen Energieformen, soweit sie mit der Umgebung ausgetauscht werden (beispielsweise das Auftreten elektrischer Ströme bei der Festigkeitsprüfung an manchen Metallen oder die für die Aenderungen des Kristallgefüges während des Versuches erforderliche Kristallisationswärme). Die Festigkeitshypothesen der größten Formänderungsarbeit oder der größten Gestaltänderungsarbeit können vom Standpunkt des Gesetzes von der Erhaltung der Energie ergänzt werden. Denn für die Festigkeit eines Körpers kann sowohl nach der Theorie der atomistischen Festigkeit als auch nach allen anderen Ueberlegungen nur seine innere Energie und ihre Komponentenaufteilung nach den Hauptspannungsrichtungen maßgebend sein. Ob die Bruchsicherheit fester Werkstoffe mit einem Entropieschaubild überprüft werden kann, wie es W. Büttner¹⁾ für möglich hält, bedarf noch weiterer Erforschung.

In der Gruppe A — Metalle — berichtete der Obmann, Professor Dr.-Ing. E. H. Schulz, Dortmund, über den Fortschritt bei den Arbeiten zur Normung der Prüfverfahren. Eine besondere Förderung erfuhren die Härteprüfverfahren für Metalle mit der Herausgabe des Normblattes für die Härteprüfung nach Vickers und nach Brinell bei Temperaturen bis 400°. Auch die Härteprüfung mit Vorlast wurde überarbeitet und auf Grund der internationalen Vereinbarungen neu herausgegeben. Für die Prüfung von Leichtmetall-Schweißverbindungen wurden Prüfverfahren veröffentlicht.

Dr.-Ing. habil. F. Bollenrath²⁾, Berlin, erstattete in der Sitzung der Gruppe A einen Bericht über

Einflüsse auf die Zeit- und Dauerfestigkeit von Werkstoffen.

Den üblichen Verfahren zur Untersuchung der Festigkeit der Werkstoffe gegenüber wechselnden Beanspruchungen steht der im Betriebe tatsächlich auftretende Verlauf der Beanspruchung gegenüber. Zu unterscheiden sind Bauteile, die vorwiegend gesetzmäßig und wiederkehrend wechselnden Beanspruchungen zwischen wenigen abgestuften Grenzen oder Grenzgruppen mit sehr großer Lastwechselzahl ausgesetzt sind, und Bauteile, bei denen die Schwankung der Beanspruchungen zwischen unregelmäßig sich ändernden Grenzen mit sehr unterschiedlicher, aber entsprechend einer vorhergehenden Lebensdauer beschränkter Häufigkeit erfolgen. Daraus ergeben sich folgende beiden Fragestellungen für die Beurteilung der Werkstoffe. Für jene ist zu untersuchen: Welche Dauerfestigkeit weisen alle Werkstoffe bei mehrstufigen Grenzen für die Spannungsanschläge auf, und welchen Einfluß üben irgendwelche Folgen von Grenzgruppen verschiedener Häufigkeit aus? Bei diesen dagegen wird unter der Voraussetzung einer statistischen Erfassung der Betriebsbeanspruchung nach dem Spannungsmaßstab gesucht, der bei einem vorgegebenen Häufigkeitsmaßstab ohne Beeinträchtigung der Sicherheit erträglich ist. Der Einfluß der Betriebspausen auf die Zugschwellfestigkeit³⁾ und die Wege, die zur An-

näherung der Prüfverfahren an die betrieblichen Beanspruchungen eingeschlagen werden können, wurden gekennzeichnet.

In der Gruppe D — Sachfragen von allgemeiner Bedeutung — berichtete der Obmann, Professor Dipl.-Ing. G. Fiek, Berlin-Dahlem, über Fortschritte bei den Arbeiten dieser Gruppe, die sich hauptsächlich mit der Vereinheitlichung der Begriffe und Bezeichnungen in der Werkstoffprüfung befassen. Das Normblatt DIN DVM 4004 — Werkstoffprüfung, Dauerfestigkeitsprüfung, Begriffe und Zeichen —, das in Kürze erscheinen wird, soll nicht nur dem Konstrukteur, sondern vor allem dem Werkstoffprüfer eine einheitliche Bezeichnungsweise der bei der Dauerfestigkeitsprüfung auftretenden Begriffe geben. Bei den Arbeiten zur Vereinheitlichung an Prüfmaschinen gelang es, eine Anzahl Vereinbarungen über die Zahl der Höchstlasten der Kraftmeßbereiche, die Anzeigevorrichtungen und Skalenteilungen zu treffen. Weitere Arbeiten erstreckten sich auf die Ausarbeitung von Richtlinien für die Messung von Längen und Kräften in der Werkstoffprüfung und auf die Einführung der im Rahmen der Internationalen Föderation der Nationalen Normvereinigungen (ISA) vereinbarten Begriffsbestimmungen und Zeichen in Deutschland, um eine einfache internationale Verständigungsgrundlage auf dem Gebiete der Werkstoffprüfung zu erreichen.

In derselben Gruppe berichtete Dr.-Ing. H. Richter, Berlin-Rummelsburg, über

Feste Brennstoffe und ihre Prüfung.

Die Ausweitung des großdeutschen Raumes nach Südosten und Osten brachte einen Zuwachs der Kohlenvorkommen. Die in dem mächtigen Braunkohlenbecken des Sudetenlandes bei Brüx und Falkenau abgebaute Braunkohle unterscheidet sich schon äußerlich durch ihre Härte und Stückerigkeit von der bekannten mulmigen und weichen Braunkohle der deutschen Vorkommen. Durch ihren geringen Aschengehalt, den hohen Gehalt an flüchtigen Bestandteilen und einen mittleren Heizwert von 4500 kcal/kg bei erträglichem Wassergehalt bieten sich dieser Kohle viele Anwendungsmöglichkeiten. Das nunmehr ungeteilte oberschlesische Kohlenvorkommen fördert neben der Hauptmenge an Flammkohlen auch Gas- und Kokskohlen.

Neue Erkenntnisse führten zur Abänderung bestehender wie zur Schaffung neuer Prüfverfahren für die Brennstoffe. So wurde die Probenahme für die festen Brennstoffe unter Berücksichtigung des Aschengehaltes und der Korngröße des Brennstoffes auf eine neue Grundlage gestellt. Dem bisherigen Bochumer Verfahren¹⁾ zur Bestimmung der flüchtigen Bestandteile und des Verkokungsrückstandes gesellte sich ein neues Verfahren im elektrischen Muffelofen hinzu. Die Bestimmung der Festigkeit von Steinkohlenkoks durch den Trommelversuch wurde als Einheitsprüfvorschrift aufgestellt. Die chemischen Prüfverfahren der Brennstoffuntersuchung unterliegen hinsichtlich der Schwefel- und Stickstoffbestimmung und der Elementaranalyse einer eingehenden Bearbeitung mit dem Ziele, die chemischen Prüfverfahren in einzelne Normblätter unter genauer Verfahrensbeschreibung und Anfügung neuer schnell auszuführender Verfahren aufzuteilen. Auch die Bearbeitung der Kleintestgasung von Kohlen wird fortgesetzt, um aus den bestehenden wie den neueren Verfahren eine Einheitsvorschrift zu entwickeln.

Dr. phil. G. Schikorr, Berlin-Dahlem, sprach über

Grundsätze der Korrosionsprüfung.

Die eigentlichen Korrosionsprüfverfahren zerfallen in die Verfahren zur Erzeugung der Korrosion und die Verfahren zur Messung der Korrosion. Die Verfahren zur Erzeugung der Korrosion müssen in der Mehrzahl der Fälle für die betreffende Korrosion unter Berücksichtigung des maßgebenden Umstandes und der Korrosionstheorie entwickelt werden. Die Beurteilung, ob ein neuentwickeltes Verfahren den praktischen Bedingungen entspricht, kann sehr schwer sein, was im besonderen darauf beruht, daß häufig der maßgebende Umstand nur schwierig zu erkennen ist, und daß es manche für die Korrosion sehr wichtige Umstände gibt, deren Verstärkung sowohl Erhöhung als auch Verringerung der Korrosion hervorrufen kann (beispielsweise Konzentration von Sauerstoff, Salzen, Säuren; Temperatur; Bewegung, Menge und Oberfläche des Angriffsmittels; Größe der Proben). Ein weiterer Umstand, der stets beachtet werden muß, ist — neben der zeitlichen Veränderung der Korrosionsgeschwindigkeit durch Schutzschichtbildung oder Erschöpfung des angreifenden Mittels — die zeitliche Veränderung der Korrosionsgeschwindigkeit infolge schwer regelbarer Veränderungen der Angriffsbedingungen (beispielsweise der Atmosphäre). Besondere Vorsicht ist bei Schnellverfahren geboten, bei denen Angriffs-

¹⁾ Büttner, W.: Die Entropie. Physikalische Grundlagen und technische Anwendungen. Berlin 1939. — Arch. Wärmewirtsch. 21 (1940) S. 59/62.

²⁾ Vgl. Jb. Dtsch. Luftf.-Forsch. 1938. Erg.-Bd., S. 147/57.

³⁾ Siehe Bollenrath, F., und H. Cornelius: Z. VDI 84 (1940) S. 295/99; vgl. Stahl u. Eisen 60 (1940) S. 602/03.

¹⁾ Mühlstoph, W.: Brennst.-Chemie 10 (1929) S. 241/47. Radmacher, W.: Brennst.-Chemie 19 (1938) S. 217/26 u. 237/43.

mittel verwendet werden, die Stoffe enthalten oder nicht enthalten, die in dem betreffenden Betriebsangriffsmittel nicht vorkommen oder vorkommen (beispielsweise säurehaltiges Angriffsmittel zur Prüfung des Verhaltens gegen ein neutrales Mittel; Kochsalzlösung für künstliches Meerwasser).

Die Verfahren zur Messung der Korrosion lassen sich unterteilen in qualitative Verfahren, bei denen ohne Messung die Korrosion nach dem Aussehen beurteilt wird, chemische Verfahren, bei denen die Veränderung der Menge eines der Umsetzungsteilnehmer festgestellt wird, elektrochemische Verfahren, bei denen Potential- oder Stromstärkemessungen an dem korro-

dierenden Metall ausgeführt werden, physikalische Verfahren, bei denen die Veränderung beispielsweise mechanischer, optischer, akustischer, röntgenographischer, elektrischer Eigenschaften des korrodierenden Metalls untersucht wird, und statistischer Verfahren, bei denen zur Messung der Korrosion die Großzahlforschung angewendet wird. Schwierigkeiten bestehen bei der Auswahl des geeigneten Verfahrens, während die Verfahren selbst grundsätzlich größtenteils einfach sind. Die Auswertung erfordert jedoch häufig große Erfahrung, im besonderen bei den elektrochemischen Verfahren, für die elektrochemische Kenntnisse unerlässlich sind.

Patentbericht.

Deutsche Patentanmeldungen¹⁾.

(Patentblatt Nr. 26 vom 27. Juni 1940.)

Kl. 7 a, Gr. 24/02, K 148 010. Elektrischer Einzelantrieb einer Rollgangrolle mit außenliegendem Motor, insbesondere für Walzwerksrollgänge. Erf.: Wilhelm Müllenbach, Magdeburg. Anm.: Fried. Krupp Grusonwerk, A.-G., Magdeburg-Buckau.

Kl. 7 a, Gr. 24/02, R 101 247. Förderrolle, insbesondere für Walzwerksrollgänge. Johannes Rothe, Braunschweig.

Kl. 31 a, Gr. 2/40, Sch 118 333. Vorrichtung zum Reinigen der Schmelzrinnen von Induktionsöfen. Erf.: Dr.-Ing. Ulrich Schwedler, Essen. Anm.: Dr. Schwedler, Komm.-Ges. für Elektro-Ofenbau, Essen-Steeler.

Kl. 35 b, Gr. 6/03, K 149 677. Zange zum Fördern von Blöcken. Erf.: Johannes Langhammer und Heinrich Scheider,

Magdeburg. Anm.: Fried. Krupp Grusonwerk, A.-G., Magdeburg-Buckau.

Kl. 40 a, Gr. 2/01, K 153 939. Ofen zur hüttenmännischen Wärmebehandlung von feinkörnigem Gut. Erf.: Dr.-Ing. Karl Blume, Magdeburg. Anm.: Fried. Krupp Grusonwerk, A.-G., Magdeburg-Buckau.

Deutsche Gebrauchsmuster-Eintragungen.

(Patentblatt Nr. 26 vom 27. Juni 1940.)

Kl. 7 b, Nr. 1 487 866. Einrichtung zur Herstellung von über einen Dorn gewalzten Rippenrohren. Ing. Richard Lenk, Wien XIX.

Kl. 18 c, Nr. 1 488 006. Glüheinrichtung für Bandmetall und ähnliches Glühgut. Armco-Eisen, G. m. b. H., Köln.

Kl. 31 a, Nr. 1 488 138. Umlaufender Schmelzofen. Gewerkschaft Eisenhütte Westfalia, Lünen i. W.

Wirtschaftliche Rundschau.

Pläne zur Ausweitung der nordamerikanischen Stahlindustrie am Stillen Ozean.

Die öffentliche Meinung der Vereinigten Staaten befaßt sich bereits seit geraumer Zeit mit einem vom Ministerium des Innern ausgehenden Plane, an der pazifischen Küste eine Stahlindustrie größeren Umfanges auf der Grundlage der Kraftstrompläne des „Bonneville- und Boulder-Damms“ sowie des „Grand Coulee-Damms“ zu gründen. Für die Durchführung ihrer Absichten glaubt die Regierung allerdings auf die Unterstützung der United States Steel Co. und der Bethlehem Steel Co. angewiesen zu sein, die beide über kleinere Anlagen an der Ostküste verfügen.

Die Möglichkeiten, derartige Pläne zu verwirklichen, werden recht verschieden beurteilt. So spricht sich die Verwaltung des Bonneville-Damms in einem zu Anfang 1940 erstatteten Gutachten in zustimmendem Sinne aus. Die Erzeugungsgrundlage sei günstig, da alle notwendigen Rohstoffe im pazifischen Nordwesten vorhanden seien oder bei Verlegung der Werke an die Küste billig herbeigeschafft werden könnten. Auch die Verarbeitungskosten würden sich mit Hilfe billigen Kraftstromes aus den beiden genannten Stauwerken niedrig halten lassen. Mit einem großen Absatzmarkt, vor allem für Grobbleche und Weißbleche, dürfe gerechnet werden. Das Gutachten setzt dabei gleichfalls voraus, daß sich die Schwerindustrie des Westens an den Aufbauarbeiten beteilige. Ob das der Fall sein wird, erscheint immerhin fraglich. Abgesehen davon, daß die Werke des Ostens eine wettbewerbsfähige Eisenindustrie am Stillen Ozean kaum mit besonderer Freude begrüßen dürften, werden von ihnen zahlreiche sachliche Gründe vorgebracht, die gegen die Pläne der Regierung sprechen. In einer eingehenden Untersuchung kommt z. B. T. W. Lippert¹⁾ zu einem im wesentlichen ablehnenden Ergebnis.

Zunächst behandelt er die allgemeinen wirtschaftlichen Voraussetzungen. Die westlich vom Felsengebirge gelegenen und in Amerika gemeinhin als „Der Ferne Westen“ zusammengefaßten sieben Staaten Idaho, Arizona, Utah, Nevada, Washington, Oregon und Kalifornien zeichnen sich seit einiger Zeit durch eine größere wirtschaftliche Regsamkeit aus als manche andere Teile des Landes. Die Bevölkerung beträgt mehr als 10 Millionen oder 8 % der Gesamtbevölkerung und nimmt rasch zu. Der Wert der in dem Gebiet hergestellten gewerblichen Güter beträgt 3 Millionen \$ oder 7 % der Gesamterstellung.

Der Verbrauch an Fertigerzeugnissen wird für 1940 auf 2,3 Mill. metr. t geschätzt, die sich wie folgt verteilen:

	t
Röhren aller Art	683 605
Weißbleche	388 112
Stabstahl und leichter Formstahl	243 840
Grobbleche	206 268

1 521 825

Uebertrag: 1 521 825

Draht und Drahterzeugnisse	195 062
Schwerer Formstahl	126 756
Leichte und schwere Schienen	129 134
Schwarzbleche	112 156
Verzinkte Bleche	97 942
Schwellen, Unterlagsplatten usw.	50 780
Warm- und kaltgewalzte Röhrenstreifen	27 635
Baumwollbänder	2 946
Sonstiges	48 180

2 312 416

Ungefähr die Hälfte des Verbrauches entfällt demnach auf Röhren und Weißbleche. Es erhebt sich die Frage, inwieweit dieser Verbrauch im Gebiet selbst gedeckt werden kann. An Werken sind vorhanden: Die Columbia Steel Co. (United States Steel Co.) mit drei Anlagen in Pittsburg, Cal., Torrance, Cal., und den Pacific Works in San Francisco; die Anlagen haben zusammen eine Leistungsfähigkeit von rd. 416 500 t Rohblöcken. Die Bethlehem Steel Co. verfügt über Betriebe im Süden von San Francisco, in Los Angeles und Seattle mit einer Leistungsfähigkeit von insgesamt rd. 386 000 t Stahlblöcken. Außerdem gibt es noch zwei selbständige Stahlwerke: die Northwest Steel Rolling Mills in Seattle mit einer Erzeugung von etwa 15 000 t Stahl (Elektroofen mit Schrotteinsatz) und die Judson Steel Corp. in Oakland mit einer Leistungsfähigkeit von etwa 77 000 t Rohblöcken, ferner zwei reine Walzwerke: die Simmons Co. in San Francisco und die West Coast Pipe and Steel Co. in Los Angeles. Diese sämtlichen Werke stellen in runden Zahlen her:

	metr. t
Stabstahl und leichter Formstahl	317 000
Draht und Drahterzeugnisse	122 000
Schwarzbleche	93 500
Weißbleche	40 600
Schwellen und Unterlagsplatten	40 600
Schwerer Formstahl	36 600
Grobbleche	12 200
Baumwollbänder	2 000
Röhren aller Art	16 250
	680 700

Zwischen Erzeugung und Verbrauch ergibt sich mithin ein Fehlbetrag von rd. 1 632 000 t. Hiervon werden etwa 406 000 t von Birmingham, Ala., und 304 000 t von Sparrows Point gedeckt, von wo günstigere Versandmöglichkeiten auf dem Wasserwege als von andern Erzeugungsplätzen bestehen; die restlichen 922 000 t kommen aus den verschiedensten Gebieten der Vereinigten Staaten.

Bei dieser Lage der Dinge ist der Wunsch nach einer bodenständigen Eisenindustrie verständlich. Ob er erfüllbar ist, hängt

¹⁾ Iron Age 145 (1940) Heft 12, S. 25/32.

von der Menge und Beschaffenheit der vorhandenen Erze und Brennstoffe, der Möglichkeit der Versorgung mit elektrischem Strom und den Kosten des elektrischen Schmelzverfahrens ab.

Bild 1 veranschaulicht die Lage der wichtigsten Rohstoffe. Das größte Eisenerzvorkommen ist wahrscheinlich das der Southern Pacific Railroad gehörige bei Eagle Mountain, das auf mehr als 58 Mill. t geschätzt wird, aber noch kaum aufgeschlossen ist. Die Größe der sonstigen Vorkommen schwankt zwischen 2 und 20 Mill. t, doch sind die größeren Lagerstätten durchaus in der Minderzahl. Ferner sind noch eine Reihe kleiner, unwichtiger Vorkommen vorhanden, die aber zum Teil unzugänglich sind wie das der Minarets-Erze, die etwa 3000 m hoch liegen. Am wertvollsten sind die Provo-Erze in der Provinz Utah. In Kalifornien, Nevada und Arizona gibt es zahlreiche Fundstellen für Eisenerze mit angeblich 70 % Eisengehalt; die tiefer gelegenen Erze, die allein für einen regelmäßigen Grubenbetrieb in Betracht kommen, haben dagegen einen Eisengehalt von 55 bis 56 %. Wenn sie mithin auch um ein Zehntel eisenreicher sind als die Erze des Oberen Sees, so haben sie andererseits einen höheren Schwefelgehalt, was die Verarbeitung erheblich verteuert. Alles in allem ist die Eisenerzgrundlage nicht sehr vielversprechend und gibt keinerlei Anzeichen für größere Entwicklungsmöglichkeiten.

Kokskohle kommt nur in den Staaten Washington und Utah in geringen Mengen vor. Die Kohlen müßten daher im Bedarfsfalle aus Neu-Mexiko, Colorado und Kanada bezogen werden. Kokskohle und Eisenerz liegen nur in Utah nahe beieinander. Im übrigen dürfte die Zusammenführung von Erz und Kohle hohe Kosten verursachen.

Nach Ansicht der Regierung kann statt des teuren Brennstoffes mit Erfolg der weit billigere elektrische Strom der staatlichen Wasserkraftwerke für die Stahlerzeugung verwendet werden. Der Verfasser tritt dieser Auffassung entgegen und gibt dazu folgende Gegenüberstellung von Stoff- und Energieaufwand je t Roheisen bei gleicher Erzmenge für den

	Kokshochofen	Elektrohochofen
Brennstoffe	820 kg	365 kg
Zuschläge	365 kg	182 kg
Strom	20 kWh	2500 kWh
Elektroden	—	11,3 kg
Gebäseluft	3,5 t	—
Gasüberschuß für andere Verwendungszwecke	25—30 %	60 %
entsprechend einer Koksmenge von	250 kg	218 kg

Er vergleicht die Kosten für die Erzeugung von Roheisen im Kokshochofen und im Elektroofen miteinander und kommt zu dem Ergebnis, daß das elektrische Verfahren zur Gewinnung von Roheisen nur wettbewerbsfähig ist, wenn die Strompreise um zwei Drittel gegenüber dem gegenwärtigen Stand gesenkt werden, der mit 0,15 cts. je kWh angegeben wird.

Für eine Jahreserzeugung von 330 000 t Roheisen, zu der 1 Kokshochofen oder 7 Elektroöfen erforderlich sein würden, werden als Anlagekosten angegeben:

	Kokshochofen	Elektrohochofen
Anlagekosten	3 500 000 \$	2 450 000 \$
Kraftwerk	300 000 \$	8 000 000 \$
Kokerei	2 700 000 \$	1 200 000 \$
	6 500 000 \$	11 650 000 \$

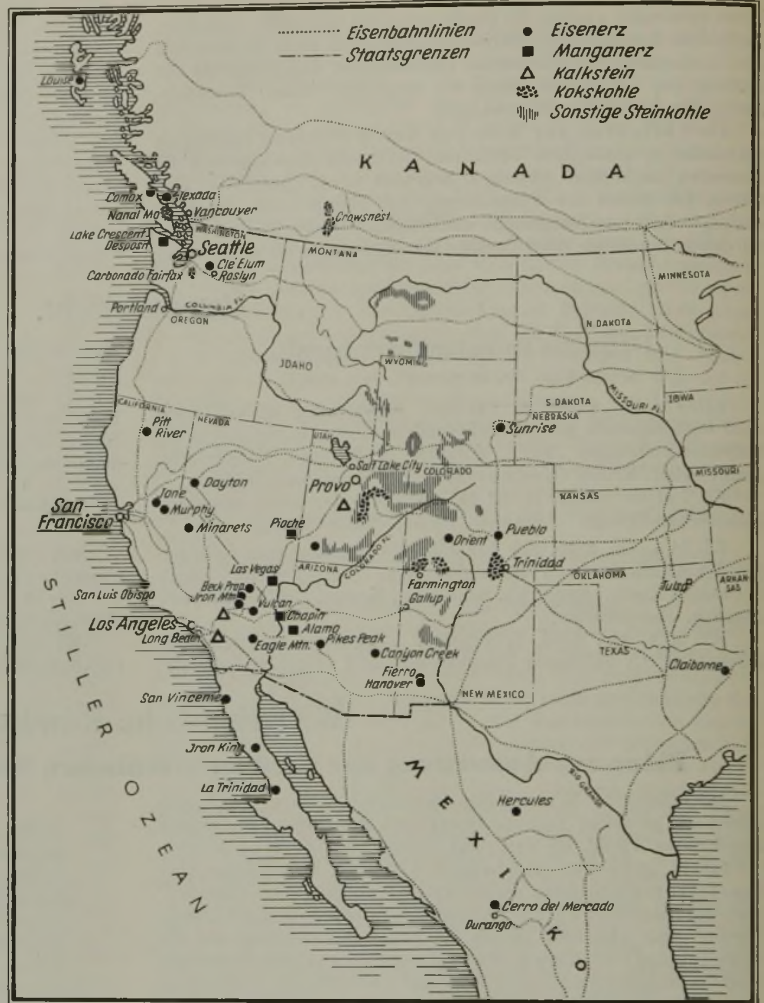


Bild 1. Rohstoffvorkommen im Westen der Vereinigten Staaten von Nordamerika.

Daraus geht hervor, daß die Kosten für die Elektroöfenanlagen doppelt so hoch sind wie für einen Hochofen mit einer Leistungsfähigkeit von 1000 t täglich. Entsprechend müßten auch die Betriebskosten bei sieben kleinen Elektroöfen, die für die Erzeugung von 330 000 t Roheisen benötigt werden, beträchtlich höher sein als für einen Kokshochofen.

Was schließlich die Herstellung von Stahlblöcken nach dem Schrotverfahren im Elektroofen betrifft, so sind die Möglichkeiten an sich infolge des geringen Schrottaufkommens in den Weststaaten begrenzt. Auch hier sind die Herstellungskosten gegenüber dem Siemens-Martin-Verfahren nur dann niedriger, wenn Koks und elektrischer Strom billig zur Verfügung stehen.

Die Beantwortung der Frage, wo nun ebenfalls die neuen Werksanlagen errichtet werden sollen, macht der Verfasser davon abhängig, ob kaufmännische oder strategische Überlegungen im Vordergrund stehen. In beiden Fällen schlägt er den Staat Utah vor. Von hier aus könnten die Erzeugnisse an alle Punkte der pazifischen Küste zu den gleichen billigen Frachtsätzen geliefert werden. Wenn strategische Erwägungen den Ausschlag gäben, dann lägen die Werke in Utah weit genug von der Seeküste, um vor feindlichen Angriffen sicher zu sein. Der Bedarf für Heer und Flotte könnte in 24 Stunden an die Häfen des Stillen Ozeans gebracht werden; die vorhandenen Rohstoffe reichten für einen Zeitraum von hundert Jahren.

Vereins-Nachrichten.

Verein Deutscher Eisenhüttenleute.

Vortragstagung in Dresden am 6. Juli 1940.

Im Rahmen seiner Vortragstagungen hielt unser Verein am 6. Juli 1940 in der Technischen Hochschule Dresden eine Vortragstagung ab, zu der eine stattliche Anzahl von Eisenhüttenleuten mit ihren Gästen, darunter u. a. Vertreter der Wehrmacht, verschiedener technischer Hochschulen, des Amtes für Technik, des NS-Bundes Deutscher Technik und der verwandten Fachvereine zusammengekommen waren.

Seinem Gruß an die Teilnehmer schickte Dr. O. Petersen, Düsseldorf, der die Tagung leitete, tiefempfundene Worte des Dankes an den Führer und die Deutsche Wehrmacht voraus und faßte dabei alle die heißen Wünsche, mit denen die Heimat die Front für die noch vor ihr liegenden Aufgaben begleitet, in einem begeistert aufgenommenen Sieg-Heil auf den Führer zusammen. Er leitete dann über zu seinem Bericht:

Aus der Arbeit des Vereins Deutscher Eisenhüttenleute, die bei der engen Verbundenheit von Technik und Wirtschaft auf dem Gebiete der Eisen schaffenden Industrie vollkommen der Aufgabe dient, den Kriegsbedarf an Stahl nach Menge und Güte sicherzustellen und dabei noch die Ausfuhr und den zivilen Sektor im Rahmen des Möglichen sicherzustellen. Er ging sodann auf eine Reihe der gegenwärtig vordringlichen Arbeiten ein und schloß seinen Bericht¹⁾ mit herzlichem Dank an alle die Stellen, die bisher an der Lösung der Aufgaben mitgearbeitet haben, und der Bitte um weiteres kameradschaftliches Zusammenarbeiten auch in der Zukunft.

Im Anschluß hieran erstattete Dozent Dr. phil. W. Oelsen, Kaiser-Wilhelm-Institut für Eisenforschung, Düsseldorf, seinen Bericht:

Die Schlackenkunde als Grundlage der Metallurgie der Eisenerzeugung.

Der Fortschritt der metallurgischen Technik, so führte der Vortragende etwa aus, erfordert eine eingehende Berücksichtigung der Erkenntnisse der wissenschaftlichen Forschung. Er behandelte sodann einige grundlegende Fragen der Schlackenkunde und brachte diese zu den technisch-metallurgischen Verfahren in Beziehung. Insbesondere wurde hervorgehoben, welche Fülle von Aussagen den Zustandsschaubildern der Schlacken, sei es für ihr Schmelzverhalten, ihr Fließvermögen, das Reaktionsvermögen ihrer Bestandteile, ja sogar für ihre Bildungswärmen, in recht einfacher Weise zu entnehmen sind.

Im ersten Abschnitt wurde gezeigt, wie man die Schlacken-zustandsdiagramme in bezug auf das Fließvermögen besonders der basischen Schlacken zu lesen hat, und welche entscheidende Rolle dabei die Frage spielt, ob sich die Gleichgewichte eingestellt haben oder nicht.

Die Bedeutung der Kurven des Beginns der Erstarrung in Zweistoffsystemen und der entsprechenden Flächen bzw. der isothermen Schnitte in Dreistoffsystemen als Sättigungslinien oder -flächen wurde sodann an der Reihe der technisch bedeutsamen Diagramme erläutert. An Hand der Löslichkeitsverhältnisse wurden weiter die Besonderheiten des Verhaltens der Kieselsäure, der Phosphorsäure, der Tonerde, des Eisenoxyduls, des Flußspates und des Magnesiumoxydes erörtert und die Bedingungen klargestellt, unter denen man möglichst hochbasische Schlacken, also solche mit sehr reaktionsfähigem gelöstem Kalk, erzielen kann. Mit Hilfe der Diagramme konnte so u. a. auch das oft als merkwürdig angesehene Verhalten des Magnesiumoxydes in hochbasischen Schlacken einfach erklärt werden. Als eines der wichtigsten Ergebnisse wurde herausgestellt, daß für die metallurgische Wirkung der basischen Schlacken entscheidend ist, an welchen Verbindungen, ob an reinem Kalk oder an Kalksilikaten oder an Kalkphosphaten, sie bei den technisch erreichbaren Temperaturen und bei gegebenen Anteilen von Flußmitteln (FeO , Al_2O_3 , CaF_2) zu sättigen sind. Aus den Löslichkeitsverhältnissen konnte sodann auch die enge Verknüpfung, die zwischen den Kieselsäure- und Eisengehalten technischer Siemens-Martin-Schlacken vielfach festgestellt wurde, und weiterhin die geringe Veränderlichkeit der Summe der basischen Oxyde $\% \text{CaO} + \% \text{MgO} + \% \text{MnO}$ begründet werden.

Neben der Wirkung des Flußspates als Flußmittel für den Kalk wurde noch sein Verhalten gegenüber dem Eisenoxydul durch Versuchsergebnisse belegt. Eisenoxydul und Flußspat mischen sich nämlich im flüssigen Zustand praktisch nicht. Daraus lassen sich für Flußspatzusätze zu hochbasischen Schlacken zwei getrennte Wirkungen folgern, einmal verflüssigen sie zuvor schwerflüssige Schlacken, machen sie also in physikalischer Hinsicht reaktionsfähiger, gleichzeitig erhöhen sie aber, als Folge der Neigung zur Entmischung, auch das Reaktionsvermögen der in den Schlacken enthaltenen Eisenoxyde in chemischer Hinsicht.

Zur Frage der Ferrite in flüssigen basischen Schlacken bei Gegenwart von Eisen wurden umfassende Unterlagen beigebracht, und weiter wurde die Bedeutung der Abhängigkeit des Verhältnisses $\text{Fe}_2\text{O}_3:\text{FeO}$ von den Kalk- und Kieselsäuregehalten der Schlacke für das Reaktionsvermögen der Eisenoxyde in basischen Schlacken untersucht.

In einem letzten Vortrage berichtete Professor Dr.-Ing. E. H. Schulz, Dortmund, über die

Aufgaben auf dem Gebiete der Werkstoffforschung im Kriege.

Die Vielheit der dem deutschen Eisenhüttenmann auf dem Werkstoffgebiet durch den Krieg entstandenen Aufgaben läßt sich in drei Gruppen gliedern, und zwar erstens in Aufgaben, die sich aus der Verknappung an Eisen selbst herleiten, zweitens in solche, die sich auf Verschiebungen in der Rohstoffversorgung

und etwaige Umstellungen in den Erzeugungsverfahren gründen, und schließlich in Arbeiten, die eine möglichst sparsame Verwendung von Legierungsstoffen zum Ziele haben.

Maßnahmen zur Einsparung an Eisen können von der Seite der Eisenhüttenleute selbst kaum erwartet werden, da vor allem der Weg, die zulässige Beanspruchung der Werkstoffe durch Legierungszusätze zu erhöhen, wegen der gegenüber Eisen ungünstigeren Versorgungslage vieler Legierungsstoffe meist ausscheidet, so daß sich hier vor allem die Konstrukteure einsetzen müssen.

Zu fordern ist aber der weitere Einsatz der Werkstoff-Fachleute bei Forschungen zur Förderung des Schweißens als einer Eisen sparenden Bauweise.

Auf dem zweiten Gebiete sind verschiedene Arbeiten zur Klärung der Frage durchgeführt, ob durch Umstellungen in der Erzversorgung usw. eine Beeinträchtigung der Stahlbeschaffenheit eintreten könne. Das Ergebnis war, daß zu derartigen Annahmen kein Anlaß vorliegt. Eine wichtige in dieses Gebiet fallende Frage ist die der Abgrenzung der Verwendungsgebiete von Siemens-Martin-Stahl und Thomasstahl; sie ist in gemeinsamer Arbeit zwischen den Stahlzeugern und Stahlverbrauchern eingehend behandelt worden.

Die dritte Frage, die der Legierung der Stähle, steht werkstofftechnisch bei der Bedeutung der legierten Stähle für die Zwecke der neuzeitlichen Technik am meisten im Vordergrund. Nach drei Richtungen ist hier der Einsatz erforderlich: Die legierten Stähle sind nur dort einzusetzen, wo sie auch unbedingt erforderlich sind, ferner sind die Legierungsgehalte auf die Höhe zu senken, die zur Erfüllung des Gebrauchszweckes des Stahles als ausreichend angesprochen werden kann, und schließlich sind die versorgungsmäßig ungünstigen Legierungsstoffe möglichst durch reichlicher vorhandene Stoffe auszutauschen.

In dieser Richtung ist schon vor Kriegsausbruch im Rahmen der Arbeiten des Vierjahresplanes eine sehr umfassende und erfolgreiche Arbeit geleistet worden, die in jüngerer Zeit ihren Niederschlag in entsprechenden Anordnungen der Reichsstellen gefunden hat. Die Arbeiten sind ausgedehnt worden auf alle legierten Eisen- und Stahllarten, beispielsweise Baustähle, Werkzeug- und Schnellarbeitsstähle, Magnetstähle, nichtrostende und hitzebeständige Stähle, Gußeisen. Betont muß dabei werden, und gerade darin liegt der Erfolg der Arbeiten, daß durch den vorgenommenen Austausch oder die Herabsetzung der Gehalte von Legierungselementen ein Güteabfall bei den einzelnen Eisen- und Stahlgruppen nicht eingetreten ist. Wohl ist in diesem oder jenem Falle eine Anpassung der Stahlbenutzer an die neuen Werkstoffe erforderlich, wie z. B. bei der Wärmebehandlung bestimmter neuer Schnellarbeitsstähle. Bei den Magnetstählen allerdings würde sich mit einer starken Einschränkung der Legierungszusätze ein Rückgang in der magnetischen Leistung nicht vermeiden lassen. Wo demnach die Anwendung von hochlegierten Magnetstählen heute rohstofftechnisch nicht gerechtfertigt ist, ist gegebenenfalls durch eine Aenderung der Bauweise der Geräte diesem Umstande Rechnung zu tragen.

Besondere Beachtung verdienen auch die Arbeiten auf dem Gebiete des Werkstoffaustausches bei verschiedenen Hilfsstoffen, wie sie in der Eisenindustrie Verwendung finden, vor allem den Korrosionsschutzmitteln. Auch auf diesem Gebiete sind die Aufgaben bereits weitgehend einer Lösung zugeführt worden.

Mit lebhaftem Beifall dankte die Versammlung den Vortragenden für die anregenden Stunden.

An die Vortragstagung schloß sich im Dresdener Ausstellungspalast ein Kameradschaftsabend an, bei dem die deutschen Eisenhüttenleute mit ihren Gästen noch längere Zeit in regem Gedanken- und Erfahrungsaustausch verweilten.

Fachauschüsse.

Mittwoch, den 17. Juli 1940, 15.15 Uhr, findet im Eisenhüttenhaus, Düsseldorf, Ludwig-Knickmann-Str. 27, die

41. Vollsitzung des Werkstoffausschusses statt mit folgender Tagesordnung:

1. Die interkristalline Korrosion des unlegierten Stahles, ihre Erforschung und Bekämpfung. Bericht-erstatte: Professor Dr.-Ing. E. Houdremont, Dr.-Ing. H. Bennek und Dr.-Ing. H. Wentrup, Essen.
2. Die Entstehung der Laugenprödigkeit bei unlegiertem Stahl. Bericht-erstatte: Chefchemiker G. Berndt, Mülheim (Ruhr).
3. Verbesserungen beim Blankglühen von Feinblechen aus kohlenstoffarmem Stahl. Bericht-erstatte: Dr.-Ing. E. Schauff, Wissen, und Dr. phil. F. Eisenstecken, Dortmund.
4. Geschäftliches.
5. Verschiedenes.

¹⁾ Vgl. hierzu Stahl u. Eisen 60 (1940) S. 606.

Theobald Pfeiffer †.

Am 14. Mai 1940 starb zu Siegen im Alter von 80 Jahren der Nestor der deutschen Feinblechwalzer, Theobald Pfeiffer, Gründer und Seniorchef der Firma Ohler Eisenwerk Theobald Pfeiffer, Ohle. Ein Menschenleben endete, das an Arbeit und Erfolgen reich war wie wenige, insonderheit aber bemerkenswert durch einen einschneidenden Wechsel der Berufstätigkeit noch in vorgeschrittenen Lebensjahren.

Die deutschen Feinblechwalzwerke verlieren in Theobald Pfeiffer einen ihrer hervorragendsten Repräsentanten, dessen angestrengtester Mitarbeit nicht zuletzt das Zustandekommen des Feinblechverbandes zu verdanken ist. Bei seinen Fachgenossen wird das Andenken an diesen tatkräftigen und weit-schauenden Mann, der sich der größten Beliebtheit erfreute, stets in hohen Ehren gehalten werden. Gelegentlich der Vollendung seines achtzigsten Lebensjahres ernannte ihn der Feinblechverband, in Würdigung seiner Verdienste, zum Ehrenvorsitzenden.

Theobald Pfeiffer wurde am 3. Oktober 1859 geboren. Er stammte vom hohen Westerwald, besuchte die Volksschule seines Heimatdorfes und dann die Höhere Schule in St. Goarshausen, die er mit dem Zeugnis für den Einjährig-Freiwilligen-Militärdienst verließ. Mit diesen für die damaligen Verhältnisse nicht alltäglichen Schulkenntnissen ausgerüstet, trat er bei einem Gemischtwarengeschäft zu Obertiefenbach in die kaufmännische Lehre ein. Drei Jahre lernte er die Wahrheit des Wortes kennen, daß Lehrjahre keine Herrenjahre sind. Der Dienst begann früh um 6 Uhr und endete meistens erst um 10 Uhr abends. Ohne Zweifel aber war diese harte Schule, die Theobald Pfeiffer durchmachte, von großem Einfluß auf seine ganze spätere Lebenshaltung.

Nach beendeter Lehre trat Pfeiffer als kaufmännischer Angestellter in den Dienst einer Siegener Tuchfabrik und lernte dadurch einen Geschäftszweig kennen, der ihn viele Jahre gefangen hielt. Denn im Jahre 1884 machte er sich in Siegen in der Marburger Straße mit einem zunächst kleinen Geschäft für Herrenkleidung selbständig. Sein Bienenfleiß und seine Tüchtigkeit gaben ihm die Möglichkeit, das Geschäft schnell zu erweitern, so daß sich die Firma Theobald Pfeiffer nicht nur in Stadt und Land Siegen, sondern über die Grenzen hinaus immer mehr eines guten Kluges erfreute. Sie hat noch lange bestanden, nachdem Pfeiffer in der Lage gewesen war, einen stattlichen, für Siegener Verhältnisse bedeutenden Neubau zu errichten. Sie bestand auch noch, als das Schicksal dem Lebenswege Theobald Pfeiffers längst eine ganz andere Richtung gegeben hatte.

Im Jahre 1895 mußte Pfeiffer ein Walzwerk in Ohle kaufen, das einem seiner Verwandten gehörte. Das Werk war in Geldnöte geraten, und Pfeiffer mußte sich, um seine schon angewachsenen Darlehn zu sichern, entschließen, das Werk zu erwerben. Es handelte sich um ein kleines Feinblechwalzwerk, wie sie im Sauerland und Siegerland damals in großer Zahl bestanden; die Belegschaft betrug knapp 100 Mann.

Mit wahren Feuereifer ging Theobald Pfeiffer an seine neue Aufgabe heran. Er kniete sich förmlich in die Arbeit, keine Stunde des Tages war ihm zu früh und keine Stunde zu spät, um für sein neues Unternehmen zu arbeiten. Es waren sorgenvolle und schwere Jahre für den nunmehr Verstorbenen; er mußte mehr arbeiten als irgend jemand, hatte er doch außer dem Walzwerk auch noch sein Siegener Geschäft zu betreiben.

Die Erfolge seiner Tüchtigkeit und seiner angestrengten Tätigkeit blieben nicht aus: das Unternehmen kam vorwärts. Mit weitem Blick ging Pfeiffer an die Arbeit; schon nach wenigen Jahren baute er ein Platinenwalzwerk, um in der Versorgung mit Halbzeug unabhängiger zu werden. Von da an brauchte er nur noch vorgewalzte Blöcke zu beziehen, die er auf die benötigten Platinenabmessungen selbst auswalzen konnte. Er wurde dadurch unabhängiger in seinen Entschlüssen und konnte vor allem auch seine Lieferfristen besser einhalten.

Einige Jahre vor dem Weltkriege wagte Theobald Pfeiffer den großen Wurf und baute sein Werk zu einem Warmwalzwerk, zu einem Qualitätsfeinblechwalzwerk, aus. Nachdem er vorher schon sein altes Siegener Unternehmen in andere Hände gegeben hatte, konnte er sich ganz dem Ohler Werke widmen. Nach dem

Weltkriege setzte er den Ausbau des Werkes fort; heute marschiert es mit an der Spitze aller deutschen Qualitätsfeinblechwalzwerke. Hatte es im Anfang 100 Arbeiter, so beschäftigt das Werk heute etwa 1000 Gefolgschaftsmitglieder. Es ist mit den neuesten Einrichtungen versehen, verfügt über mehrere Normalisieröfen und ein Kaltwalzwerk. Die höchstwertigen Feinbleche bis zum Tiefstanz- und Karosserieblech stellen Erzeugnisse dar, die sich im In- und Auslande des höchsten Ansehens erfreuen. Daß das Werk heute unbestritten zu den führenden Werken in seiner Fachrichtung gehört, bleibt das unvergängliche Verdienst des nun leider Verstorbenen, der es als Kaufmann, aus einem ganz anderen Geschäftszweige kommend, verstanden hatte, sich auch technisch so zu unterrichten, daß er selbst in allen wichtigen Fragen, auch den technischen, in voller Verantwortung die Entscheidung treffen konnte.

Trotz seiner ständigen Inanspruchnahme durch das Unternehmen versagte er sich doch niemals den Bitten seiner Siegener Mitbürger, wenn es hieß, ein schwieriges Ehrenamt neu zu besetzen. 1909 wurde er Mitglied der Handelskammer, aus der er erst 1935 im hohen Alter von 75 Jahren ausschied. Neben allgemeinen Fragen nahm er sich hier in der Hauptsache der Verkehrsfragen an, die für das Siegerland und Sauerland von besonderer Bedeutung waren. Ihm sind eine große Reihe von Verkehrsverbesserungen zu verdanken. Nachdem man Pfeiffer schon 1909 als Mitglied in den Sparkassenvorstand der Stadt Siegen, die ihm seine zweite Heimat war, berufen hatte, wurde er 1912 Stadtverordneter und 1915 Magistratsmitglied. 1919 übernahm er den Vorsitz im Sparkassenvorstand. Aber auch seiner evangelischen Kirche stellte er seine große Arbeitskraft und seine Fähigkeiten in schwerster Zeit zur Verfügung. Er war von 1916 bis 1931 Presbyter und Finanzkirchmeister. Als solcher brachte er die Gemeinde über die unendlich schwierigen Zeiten der Inflation und Deflation hinweg. Auch als Handelsgerichtsrat war er für die Allgemeinheit tätig.

Seiner Gefolgschaft war er ein wahrer und wohlwollender Führer. Für jeden seiner Männer hatte er ein Ohr, und immer hat er geholfen, wenn die Not einmal drückend wurde. Ein ganz eigenartiges Vertrauensverhältnis bestand zwischen ihm und seinen Leuten; sein einfaches, schlichtes Wesen ließ ihn auch in seinem geringsten Arbeiter vor allem den Mitmenschen sehen, dem er seinen Rat nicht versagen durfte. Kennzeichnend für die ganze soziale Gesinnung ist wohl die Tatsache, daß heute 45 % der Gefolgschaftsmitglieder in den vom Werk erbauten schönen und sauberen Häusern wohnen. Auch die Errichtung des prächtigen Gefolgschaftsgebäudes hat der Verstorbene noch veranlaßt.

Seine im Jahre 1884 mit Auguste Schneider aus Siegen geschlossene Ehe war mit sechs Kindern gesegnet. Die größte Freude war für ihn stets, an Familien- und hohen Festtagen die ganze Schar seiner Kinder und Kindeskinde um sich zu haben. Nicht nur jedes gute Schulzeugnis seiner Enkel, sondern auch jede gute Klassenarbeit machte ihm Freude und wurde mit einem Beitrag zur Sparbüchse belohnt.

Leider trafen ihn in jüngster Zeit zwei schwere Schicksalsschläge. Nachdem seine älteste Tochter gestorben war, verließ ihn kurz darauf seine treue Lebensgefährtin, die am 7. Januar 1940 verstarb. Von diesem Verlust konnte er sich nicht erholen, er kränkelte und war längere Zeit bettlägerig. Die auch mit größten persönlichen Anstrengungen geleistete schwere Arbeit eines langen Lebens hatte seine gesunde Natur erst in der letzten Zeit zerstören können. Ein Herzleiden machte sich immer mehr bemerkbar, und am 14. Mai 1940 schloß dieser seltene Mann seine Augen für immer. Außer seinen Kindern trauern 15 Enkel und 5 Urenkel um den Senior, der ihnen ein wahrer pater familias war. Auch der Verein Deutscher Eisenhüttenleute, dem Theobald Pfeiffer ein Menschenalter hindurch die Treue gehalten hat, empfindet seinen Verlust auf das schmerzlichste und wird seiner stets in Ehren gedenken.

Sein Leben war Mühe und Arbeit, und deshalb ist es köstlich gewesen.

Fr. Tegtmeyer.



Theobald Pfeiffer