

STAHL UND EISEN

ZEITSCHRIFT FÜR DAS DEUTSCHE EISENHÜTTENWESEN

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

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

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

HEFT 5

29. JANUAR 1942

62. JAHRGANG

Einfluß des Phosphors und verschiedener Legierungsmetalle auf die Anlaßsprödigkeit und Warmversprödung von Baustahl.

Von Eduard Maurer in Freiberg (Sachsen), Otto Heinz Wilms und Heinz Kiessler in Krefeld*).

Mitteilung aus der Versuchsanstalt der Deutschen Edelstahlwerke, A.-G., in Krefeld und dem Eisenhütten-Institut der Sächsischen Bergakademie zu Freiberg.

[Bericht Nr. 573 des Werkstoffausschusses des Vereins Deutscher Eisenhüttenleute im NSBDT.**)]

(Untersuchungen an 56 unlegierten und niedriglegierten Stählen über den Einfluß des Mangan-, Nickel-, Kohlenstoff-, Phosphor-, Molybdän- und Niobgehaltes sowie der Abschrecktemperatur und Abkühlgeschwindigkeit beim Härten, ferner der Glühbehandlung unter A_1 auf die Anlaßsprödigkeit und Warmversprödung bei rd. 450°. Keine Bestätigung der Annahme von Phosphidausscheidungen als unmittelbarer Ursache der Versprödungserscheinung.)

Schrifttum über die Ursache der Anlaßsprödigkeit.

Gewisse niedriglegierte Stähle zeigen nach langsamer Abkühlung von der Anlaßtemperatur eine geringere Kerbschlagzähigkeit als nach schneller Abkühlung. Diese Versprödungsneigung ist unter dem Namen Anlaßsprödigkeit bekannt. Sie ist auch dann zu beobachten, wenn ein versprödungsempfindlicher Stahl längere Zeit Temperaturen zwischen etwa 400 und 550° ausgesetzt und danach bei Raumtemperatur auf seine Kerbschlagzähigkeit geprüft wird.

Die Ursache der Anlaßsprödigkeit ist jedoch trotz zahlreicher — und was sich nicht ableugnen läßt, besonders ausländischer — Forschungsarbeiten, die hauptsächlich in den letzten zwanzig Jahren durchgeführt worden sind, noch nicht eindeutig geklärt. In der ersten Arbeit im deutschen Schrifttum, welche von E. Maurer und R. Hohage¹⁾ herrührt, führten diese die Anlaßsprödigkeit, da sie die Erscheinung nur bei chrom- oder manganhaltigen Stählen beobachteten, auf eine bei Temperaturen um 500° erfolgende Umwandlung der im Stahl enthaltenen Chrom- oder Mangan-Sonderkarbide von einer zähen in eine spröde Form zurück. Dieser Gedanke war aber aufzugeben, nachdem einerseits von E. Maurer²⁾ selbst durch weitere magnetische Messungen nachgewiesen worden war, daß hierbei keinerlei Unterschiede auftraten und andererseits K. Reichel³⁾ im Eisenhütten-Institut der Bergakademie Freiberg zeigen konnte, daß im Gegensatz zu der von P. Chevenard⁴⁾ veröffentlichten Differentialausdehnungskurve, die mit einer üblichen zähen gegen eine übliche spröde Probe erhalten

worden war, eine Störung nicht auftrat, sondern eine völlig gerade, waagerechte Linie erhalten wurde, falls als zähe Probe eine solche genommen wurde, bei welcher dieser Zustand durch langes Halten bei 650° erreicht war und die dann langsam im Ofen wie die übliche spröde Probe abkühlte. Als wesentlicher Punkt blieb auch nach den Versuchen von Reichel die Annahme irgendwelcher Aenderungen in den Sonderkarbiden bestehen, die dann später W. Bischof⁵⁾ auf Grund weiterer in demselben Institut durchgeführter Versuche in einem Zerfall der Chrom- oder Mangansonderkarbide von einer bei höheren Temperaturen, etwa von der A_1 -Umwandlung ab, beständigen chrom- oder manganreichen Form in eine bei niedrigeren Temperaturen beständige chrom- oder manganärmere Form sah. Wenn dabei die Zerfallsgeschwindigkeit der reichen Karbide die Auflösungsgeschwindigkeit der bei dem Zerfall frei werdenden Chrom- oder Manganmengen in der Grundmasse überstieg, dann sollte die entstehende Heterogenität des Gefüges die Versprödung des Stahles bewirken. Bischof kam also zu einer chemischen Aenderung der Sonderkarbide, wobei er den von früher her vorhandenen chemischen Feststellungen⁶⁾ gegen eine solche stillschweigend eine ausreichende Beweiskraft nicht zuerkannte. Karbidabsonderungen und -analysen sind wohl die chemisch am schwersten durchzuführenden Arbeiten, so daß durch unmittelbare chemische Untersuchungen vorläufig nichts zu erwarten sein dürfte. Während kürzlich E. Maurer⁷⁾ darauf hinwies, daß, falls chemische Aenderungen der Sonderkarbide eintreten, sie dann nicht nach einfachen Umsatzgleichungen verlaufen werden, lehnte H. Ulich⁸⁾ diese Umsetzungen zwischen Sonderkarbid, besonders Mangankarbid, und eisenhaltiger Grundmasse auf Grund rein theoretischer, physikalisch-chemischer Annahmen als unwahrscheinlich ab.

* Auszug aus der von der Sächsischen Bergakademie Freiberg genehmigten Dr.-Ing.-Dissertation von O. H. Wilms (1941).

** Vorgetragen in der 43. Vollsitzung des Werkstoffausschusses am 27. Mai 1941. — Sonderabdrucke sind vom Verlag Stahleisen m. b. H., Düsseldorf, Postschließfach 664, zu beziehen.

¹⁾ Mitt. K.-Wilh.-Inst. Eisenforsch. 2 (1921) S. 91/105; vgl. Stahl u. Eisen 42 (1922) S. 59/61.

²⁾ Krupp. Mh. 4 (1923) S. 165/76; vgl. Stahl u. Eisen 44 (1924) S. 1746/47.

³⁾ Dr.-Ing.-Diss. Bergakademie Freiberg (1933).

⁴⁾ J. Iron Steel Inst. 100 (1919) S. 393 (Erörterung); vgl. Stahl u. Eisen 41 (1921) S. 516.

⁵⁾ Arch. Eisenhüttenw. 8 (1934/35) S. 293/301 (Werkstoffaussch. 289).

⁶⁾ Siehe Mitt. K.-Wilh.-Inst. Eisenforsch. 2 (1921) S. 104.

⁷⁾ Arch. Eisenhüttenw. 14 (1940/41) S. 463/64.

⁸⁾ Arch. Eisenhüttenw. 14 (1940/41) S. 464. Siehe hierzu weiter G. Phragmén: Arch. Eisenhüttenw. 15 (1941/42) S. 291/93.

E. Houdremont und H. Schrader⁹⁾ hatten bereits vor Bischof an eine Art Umsetzung zwischen dem Karbid und der Grundmasse gedacht. Auf Grund der bei ihren Untersuchungen gemachten Beobachtungen glaubten sie jedoch die Erscheinungsform der Anlaßsprödigkeit am besten mit Ausscheidungsvorgängen, die sich in dem kritischen Temperaturgebiet zwischen 400 und 550° abspielen, in Einklang bringen zu können, ohne aber hierbei eine Erklärung zu geben, warum die bei einer wirklichen Ausscheidung auftretende Steigerung der Härte und besonders der Koerzitivkraft im Falle der Anlaßsprödigkeit nicht vorhanden ist. Gleichfalls ohne Berücksichtigung dieser Tatsache wird die Annahme von Ausscheidungen als Ursache der Anlaßsprödigkeit auch von anderen Forschern vertreten. Unterschiedlich wird aber die Frage nach der Art der Ausscheidungen, die von Houdremont und Schrader offen gelassen wurde, beantwortet. So brachte K. Nagasawa¹⁰⁾ die Versprödung mit der Ausscheidung des im α -Eisen löslichen Zementits oder eines komplexen Karbids in Zusammenhang, während H. Bennek¹¹⁾ demgegenüber Phosphidausscheidungen, vornehmlich aus phosphorreichen Seigerungsstellen und durch Mangan, Nickel und Chrom verstärkt, für das Auftreten der Erscheinung verantwortlich machte.

Ohne sich selbst in irgendwelche Theorien zu ergehen, sollte die vorliegende Arbeit einen weiteren Beitrag zur Klärung der Frage nach der Ursache der Anlaßsprödigkeit bringen, wobei auf die Untersuchung einiger noch nicht oder nur wenig bekannter Erscheinungsformen und Abhängigkeiten des Versprödungsvorganges Wert gelegt wurde. Besonders sollte aber nach Möglichkeit der Einfluß des Phosphors im Hinblick auf die von Bennek gemachten Angaben geklärt werden. Die durchgeführten Versuche galten im ersten Teil dem Einfluß der chemischen Zusammensetzung und im zweiten Teil dem Einfluß der Wärmebehandlung auf die Versprödungsneigung.

⁹⁾ Arch. Eisenhüttenw. 7 (1933/34) S. 49/59 (Werkstoffaussch. 218).

¹⁰⁾ Japan Nickel Rev., 1934, S. 165/202; vgl. Nickel-Bull. 7 (1934) Nr. 6, S. 91/92.

¹¹⁾ Arch. Eisenhüttenw. 9 (1935/36) S. 147/54 (Werkstoffaussch. 320).

Zahlentafel 1.
Chemische Zusammensetzung und Umwandlungspunkte der Versuchsstähle.

Stahl	C %	Si %	Mn %	P %	Cr %	Ni %	Sonstiges %	Umwandlungspunkte in °C			
								Ac ₁	Ac ₃	Ar ₃	Ar ₁
A 1	0,13	0,14	0,17	0,022	0,05	—	—	737	868	845	702
A 2	0,14	0,26	0,28	0,117	0,14	—	—	721	879	841	712
B 1	0,15	0,22	1,12	0,025	0,14	—	—	722	850	780	668
B 2	0,14	0,26	1,04	0,121	0,14	—	—	748	875	790	702
C 1	0,45	0,19	0,28	0,023	0,08	—	—	728	773	752	685
C 2	0,41	0,21	0,26	0,139	0,09	—	—	750	823	770	716
C 3	0,28	0,19	0,45	0,141	—	—	0,11 Mo	748	815	772	720
C 4	0,28	0,12	0,35	0,135	—	—	0,20 Mo	738	825	780	718
C 5	0,33	0,12	0,38	0,135	—	—	0,29 Mo	740	820	780	712
C 6	0,31	0,30	0,40	0,141	—	—	0,42 Mo	742	832	770	712
C 7	0,31	0,21	0,39	0,142	—	—	0,47 Mo	750	835	785	715
C 8	0,31	0,18	0,42	0,138	—	—	0,68 Mo	748	830	778	718
C 9	0,30	0,14	0,37	0,138	—	—	0,90 Mo	745	838	780	722
D 1	0,38	0,16	0,96	0,015	0,05	—	—	740	782	738	659
D 2	0,36	0,15	0,91	0,126	0,08	—	—	737	797	733	664
D 3	0,42	0,23	1,12	0,024	0,10	—	—	730	780	728	662
D 4	0,42	0,25	1,16	0,042	0,10	—	—	758	786	738	656
D 5	0,41	0,24	1,09	0,074	0,10	—	—	742	788	735	662
D 6	0,44	0,30	1,14	0,127	0,10	—	—	755	790	719	660
D 7	0,35	0,14	1,00	0,018	0,03	—	0,33 Mo	740	789	736	674
D 8	0,31	0,26	1,00	0,132	0,21	—	0,39 Mo	747	761	725	670
E	0,04	0,12	0,06	0,135	0,06	1,57	—	710	742	720	689
E 1	0,40	0,19	0,18	0,013	0,08	1,66	—	720	761	715	654
E 2	0,42	0,16	0,15	0,126	0,12	1,66	—	734	776	728	676
E 3	0,38	0,11	0,16	0,015	0,11	1,68	0,33 Mo	729	775	706	670
F 1	0,38	0,22	0,50	0,013	0,12	1,68	—	722	763	691	641
F 2	0,39	0,12	0,41	0,122	0,13	1,62	0,29 Mo	742	803	712	677
G	0,42	0,23	0,31	0,026	0,10	5,16	—	669	704	572	548
H 1	0,42	0,21	1,08	0,027	0,06	5,12	—	657	682	466	388
H 2	0,49	0,21	1,05	0,027	0,09	5,18	0,46 Mo	661	701	249	177
J 1	0,03	0,05	0,26	0,015	1,08	—	—	877	903	868	841
J 2	0,06	0,07	0,34	0,120	1,12	—	—	857	915	846	811
K 1	0,38	0,23	0,49	0,012	1,15	—	—	769	789	747	719
K 2	0,39	0,19	0,40	0,135	1,24	—	—	780	805	736	724
K 3	0,38	0,21	0,53	0,010	1,15	—	0,39 Mo	766	787	735	691
K 4	0,42	0,21	0,37	0,141	1,20	—	0,43 Mo	777	800	720	697
L 1	0,40	0,28	0,45	0,010	1,29	1,62	—	748	766	675	658
L 2	0,37	0,16	0,28	0,132	1,23	1,78	—	747	769	680	656
L 3	0,39	0,35	0,67	0,022	1,41	1,76	0,37 Mo	744	777	393	329
L 4	0,37	0,16	0,54	0,011	1,11	1,68	0,09 Mo	745	770	402	332
L 5	0,36	0,14	0,53	0,013	1,13	1,71	0,20 Mo	740	768	397	328
L 6	0,35	0,14	0,51	0,011	1,14	1,72	0,31 Mo	747	771	395	330
L 7	0,37	0,12	0,53	0,012	1,15	1,71	0,37 Mo	750	775	403	335
L 8	0,35	0,14	0,53	0,012	1,12	1,80	0,44 Mo	747	773	393	329
L 9	0,35	0,19	0,48	0,012	1,07	1,67	0,72 Mo	752	777	407	337
L 10	0,35	0,13	0,51	0,011	1,10	1,71	0,96 Mo	749	771	397	327
L 11	0,37	0,16	0,28	0,135	1,25	1,72	0,33 Mo	740	767	445	345
L 12	0,36	0,16	0,52	0,130	1,12	1,69	0,14 Mo	730	765	450	361
L 13	0,36	0,15	0,43	0,126	1,13	1,71	0,23 Mo	741	788	450	378
L 14	0,37	0,16	0,28	0,135	1,25	1,72	0,33 Mo	740	767	445	345
L 15	0,38	0,13	0,49	0,144	1,14	1,69	0,41 Mo	738	770	461	367
L 16	0,34	0,12	0,50	0,138	1,08	1,69	0,58 Mo	742	778	471	341
L 17	0,40	0,15	0,49	0,128	1,14	1,72	0,79 Mo	723	761	456	370
L 18	0,34	0,13	0,45	0,132	1,14	1,70	1,09 Mo	746	791	470	402
L 19	0,35	0,16	0,38	0,018	1,40	1,80	0,25 Nb	709	741	664	619
L 20	0,35	0,17	0,38	0,092	1,24	1,77	0,20 Nb	714	750	649	603

Versuchsdurchführung.

In einem sauren 50-kg-Hochfrequenzofen wurden 56 unlegierte und niedriglegierte Versuchsstähle erschmolzen, deren chemische Zusammensetzung aus *Zahlentafel 1* hervorgeht. Die Gußblöckchen wurden nach Abdrehen der Gußhaut einheitlich zu 30-mm-Vierkantstangen entsprechend einem Verschmiedungsgrad von 10 : 1 ausgeschmiedet.

Die Versprödungsneigung der verschiedenen Versuchsstähle wurde erstens in der für die Prüfung auf Anlaßsprödigkeit üblichen Weise durch Vergleich der nach langsamer und nach schneller Abkühlung (Sterchamolabkühlung mit rd. 2°/min gegenüber Oclabkühlung) von der

Anlaßtemperatur erhaltenen Kerbschlagzähigkeit festgestellt; zweitens wurde die von Houdremont und Schrader⁹⁾ beschriebene Prüfmart angewendet, bei der die Kerbschlagzähigkeitsänderung vorher zäh vergüteter Proben nach einer Langzeitglühung bei kritischer Temperatur ermittelt wird. Bei der zweiten Prüfmart lagen die Glühzeiten zwischen 50 und 2000 h. Als Glühtemperatur war 450° gewählt worden, um auch bei den am wenigsten anlaßbeständigen Versuchsstählen eine Beeinflussung der Zähigkeit durch einen Festigkeitsabfall, der nach den Versuchen von Houdremont und Schrader bei einer Glühtemperatur von 500° und sehr langen Glühzeiten bereits eintreten kann, zu vermeiden. Zum Unterschied von der üblichen Anlaßsprödigkeit wurde für die nach der Glühung bei 450° erfolgte Kerbschlagzähigkeitsänderung die Bezeichnung Warmversprödung gewählt. Nach der in elektrisch beheizten und geregelten Muffelöfen durchgeführten Glühung wurden die Proben in Sterchamol abgelegt.

Zur Ermittlung eines Versuchswertes wurden jeweils vier DVM-Kerbschlagproben von 10×10×55 mm³ mit 3 mm tiefem Rundkerb von 2 mm Dmr. zerschlagen, die aus dem Querschnitt eines entsprechend langen 30-mm-Vierkantstabes nebeneinander herausgearbeitet worden waren. Zur Auswertung der Versuchsergebnisse wurden meistens nicht die absoluten Kerbschlagzähigkeitswerte, sondern das sich aus dem Quotient

Kerbschlagzähigkeit im zähen Ausgangszustand

Kerbschlagzähigkeit im Prüfmart

ergebende „Versprödungsverhältnis“ herangezogen. Hierdurch wird ein Vergleich des Versprödungsverhaltens der verschiedenen Stähle unabhängig von Unterschieden in der Ausgangszähigkeit möglich.

Einfluß der chemischen Zusammensetzung des Stahles auf die Versprödungsneigung.

Aus den bisher über die Anlaßsprödigkeit vorliegenden Schrifttumsangaben ist zu entnehmen, daß die Elemente Mangan, Chrom, Nickel und Phosphor die Versprödungsneigung eines Stahles begünstigen. Unlegierte Stähle sind, sofern sie keine oder nur geringe Beimengungen der genannten Elemente aufweisen, praktisch frei von Anlaßsprödigkeit. Zusätze von Wolfram und vor allem von Molybdän zu sonst versprödungsempfindlichen Stählen führen zur Verminderung, in manchen Fällen sogar zur Beseitigung der Anlaßsprödigkeit. Die eigenen Untersuchungen über den Einfluß verschiedener Legierungselemente wurden mit Rücksicht auf den Umfang nur für einige Elemente systematisch, für andere dagegen mehr stichprobenartig durchgeführt.

Mangan- und Nickelgehalt.

Bild 1 zeigt den Einfluß des Mangans an acht Stählen, von denen je zwei zusammengehören und sich nur durch den verschiedenen Mangengehalt unterscheiden. Die Ergebnisse der Prüfung auf Anlaßsprödigkeit und Warmversprödung sind zum Vergleich nebeneinandergestellt. Auf der linken Ordinate ist das Versprödungsverhältnis, auf der rechten die diesem entsprechende prozentuale Kerbschlagzähigkeitsänderung in beiden Fällen logarithmisch aufgetragen. Die bei der Prüfung auf Warmversprödung angewendeten Glühzeiten sind ebenfalls logarithmisch eingezeichnet, so daß die Ergebnisse dieser Prüfung doppeltlogarithmisch zur Dar-

stellung kommen. Die unlegierten Stähle A 1 und B 1 mit niedrigem Kohlenstoffgehalt, die unlegierten Stähle C 1 und D 1 mit höherem Kohlenstoffgehalt sowie die Stähle E 1 und F 1 mit 1,5 % Ni lassen bei der angewandten Ablöschbehandlung von 850°/Oel und darauffolgendem Anlassen einen Einfluß der verschiedenen Mangengehalte weder in der Anlaßsprödigkeit noch in der Warmversprödung erkennen.

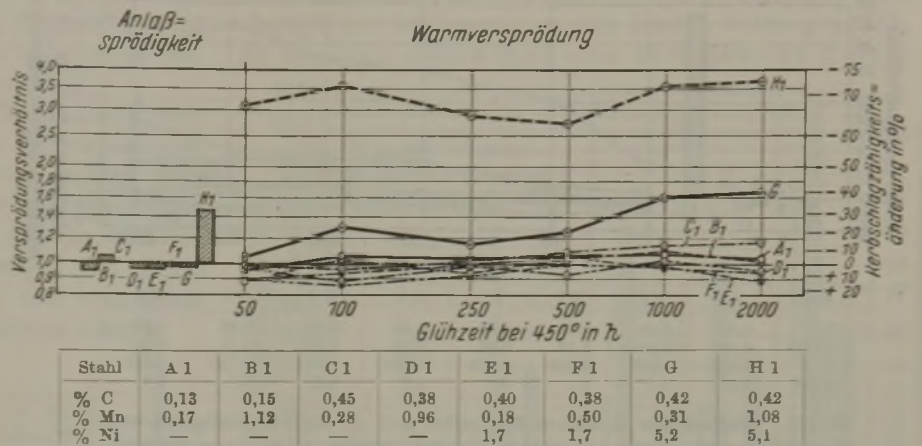


Bild 1. Einfluß des Mangengehaltes auf die Anlaßsprödigkeit und Warmversprödung von vergüteten Versuchsstählen. (Vergütungsbehandlung: ½ h 850°/Oel; 1 h 650°/Oel oder Sterchamol; Stähle G und H 1 bei 550° angelassen.)

Sie erweisen sich sämtlich als praktisch versprödungsunempfindlich. Bei den Stählen G und H 1 mit 5 % Ni ist dagegen der höhere Mangengehalt von Einfluß. Der Stahl H 1 wird durch 1,1 % Mn anlaßspröde, während der Stahl G frei davon ist. Die Prüfung auf Warmversprödung erweist sich sowohl bei dieser als auch bei den weiteren Untersuchungen und in Übereinstimmung mit den Beobachtungen von Houdremont und Schrader⁹⁾ empfindlicher und eindeutiger als die Prüfung auf Anlaßsprödigkeit. Der noch nicht anlaßspröde Stahl G zeigt nach 2000stündiger Glühung bei 450° eine Kerbschlagzähigkeitsverminderung von etwa 40 %, und der mit rd. 30 % Abfall anlaßspröde Stahl H 1 versprödet durch die Langzeitglühung bis zu einer Kerbschlagzähigkeitserniedrigung von etwa 73 %.

Der Zusatz von Mangan bis zu rd. 1 % wird also nur dann wirksam, wenn der Stahl auf Grund seiner sonstigen Zusammensetzung, wie im Falle des Stahles mit 5 % Ni, schon zur Versprödung neigt. Mangan allein scheint dagegen, wie aus den Untersuchungen von Bischof⁵⁾, Houdremont und Schrader⁹⁾ sowie Nagasawa¹⁰⁾ zu entnehmen ist, erst bei Gehalten über 1,5 % Mn Anlaßsprödigkeit hervorzurufen, wobei aber eine genaue Grenze wegen der zwischen den jeweils herangezogenen Versuchsstählen bestehenden mehr oder weniger großen Unterschiede in der sonstigen Zusammensetzung und vor allem auch der Prüfbedingungen nicht angegeben werden kann.

Bild 1 läßt weiterhin über den Einfluß des Nickels erkennen, daß, wie das Verhalten des Stahles E 1 gegenüber G zeigt, auch Gehalte von 1,5 % Ni keine Versprödungsneigung zur Folge haben, deutlich dagegen aber Gehalte von 5 % nach langzeitigem Glühen bei kritischer Temperatur. Die nur geringe Neigung von reinen Nickelstählen zur Anlaßsprödigkeit ist bekannt. Auch Warmversprödung scheint erst bei Gehalten oberhalb 3 % einzutreten, wenn man mit der gleichen, bereits für die Manganstähle gemachten Einschränkung die vorliegenden Schrifttumsangaben heranzieht.

Kohlenstoff- und Chromgehalt.

Ein Element, dem in den bisherigen Arbeiten über die Anlaßsprödigkeit verhältnismäßig wenig Beachtung ge-

schenkt wurde, ist der Kohlenstoff. Maurer und Hohage¹⁾ schlossen aus dem Versprödungsverhalten einiger Chromstähle, daß bei gleichem Kohlenstoffgehalt die Chrommenge, bei gleichem Chromgehalt jedoch die Kohlenstoffmenge für den Grad der Versprödung maßgebend sei.

waren, ein besonderer Teil der Arbeit der Frage des Phosphoreinflusses galt.

Aus den eingehenden Untersuchungen über den Einfluß des Phosphors zeigt Bild 3 die Wirkung eines auf rd. 0,12 % erhöhten Phosphorgehaltes auf die Versprödungsneigung verschiedener unlegierter und niedriglegierter Stähle, welche alle vor dem Anlassen bei 950° in Oel abgelöscht wurden. Das Ergebnis der Warmversprödungsprüfung jedes Stahles ist in diesem Bild ebenso wie das Ergebnis der Anlaßsprödigkeitsprüfung in Balkenform eingezeichnet, wobei dann jeweils das Versprödungsverhältnis der größten nach Langzeitglühung eingetretenen Versprödung berücksichtigt wurde. Die Stähle A 1, C 1, B 1, D 1 und J 1 mit üblichem Phosphorgehalt weisen keine Anlaßsprödigkeit und nur eine geringe Warmversprödung auf. Die Erhöhung des Phosphorgehaltes auf rd. 0,12 % hat bei dem unlegierten Stahl C 2 und dem Manganstahl D 2 eine sehr beträchtliche, bei dem Man-

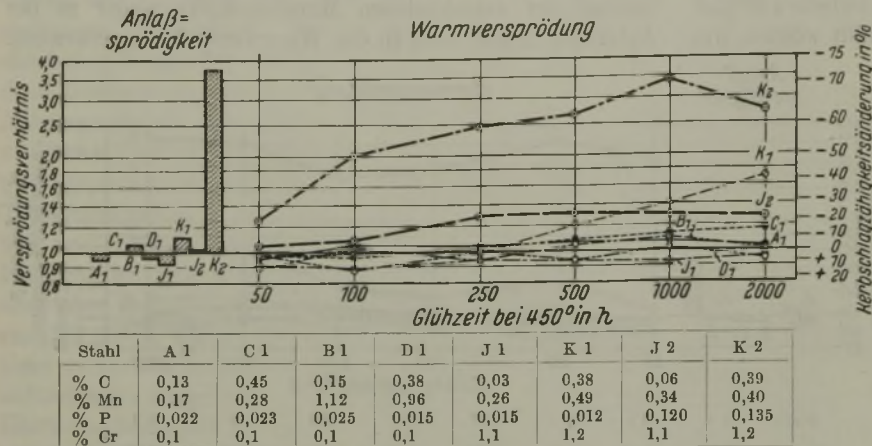
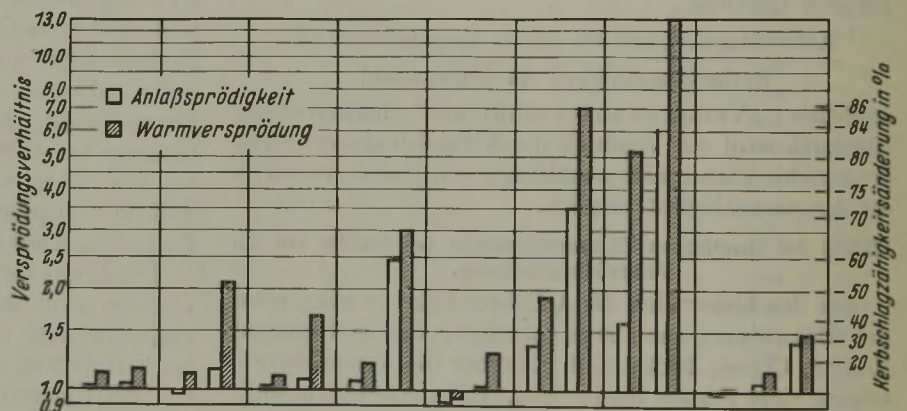


Bild 2. Einfluß des Kohlenstoffgehaltes auf die Anlaßsprödigkeit und Warmversprödung von vergüteten Versuchsstählen. (Vergütungsbehandlung: 1/2 h 850°/Oel; 1 h 650°/Oel oder Sterchamol. Stähle J 1 und J 2 beim Härten von 950° abgeschreckt.)

Die in Bild 2 zusammengestellten Untersuchungsergebnisse geben den an einer Reihe von Versuchsstählen gefundenen Einfluß des Kohlenstoffs wieder. Zwischen den unlegierten Stählen A 1 und C 1 mit 0,15 und 0,45 % C sowie den Stählen B 1 und D 1 mit unterschiedlichem Kohlenstoffgehalt bei 1 % Mn bestehen keinerlei Unterschiede im Versprödungsverhalten; sie zeigen unabhängig vom Kohlenstoffgehalt praktisch weder Anlaßsprödigkeit noch Warmversprödung. Der Stahl K 1 mit 0,38 % C und 1 % Cr, der etwas anlaßspröde und sehr erheblich warmversprödungsempfindlich ist, zeigt bei sonst gleicher Zusammensetzung, jedoch einem Kohlenstoffgehalt von nur 0,03 % (Stahl J 1), überhaupt keine Versprödungsneigung mehr. Auch bei einer durch erhöhten Phosphorgehalt noch wesentlich verstärkten Neigung zur Anlaßsprödigkeit und Warmversprödung (Stahl K 2) wird durch Herabsetzung des Kohlenstoffgehaltes von 0,39 auf 0,06 % (Stahl J 2) die Versprödungsneigung weitgehend vermindert. Diese Beobachtungen weisen eindeutig darauf hin, daß das Auftreten der Anlaßsprödigkeit und Warmversprödung irgendwie an das Vorhandensein von Kohlenstoff unmittelbar gebunden ist.

empfindlichen legierten Stählen K 1 und L 1 wird durch die Erhöhung des Phosphorgehaltes eine außerordentliche Verstärkung der Versprödungsneigung hervorgerufen, die bei dem Chrom-Nickel-Phosphor-Stahl L 2 zu der überhaupt größten Versprödung aller untersuchten Stähle führte.



Stahl	A 1	A 2	C 1	C 2	B 1	B 2	D 1	D 2	J 1	J 2	K 1	K 2	L 1	L 2	E	E 1	E 2
% C	0,13	0,14	0,45	0,41	0,15	0,14	0,38	0,36	0,03	0,06	0,38	0,39	0,40	0,37	0,04	0,40	0,42
% Mn	0,17	0,28	0,28	0,26	1,12	1,04	0,96	0,91	0,26	0,34	0,49	0,40	0,45	0,28	0,06	0,18	0,15
% P	0,022	0,117	0,023	0,139	0,025	0,121	0,015	0,126	0,015	0,120	0,012	0,135	0,010	0,132	0,135	0,013	0,124
% Cr	0,1	0,1	0,1	0,1	0,1	0,1	0,1	0,1	1,1	1,1	1,2	1,2	1,3	1,2	0,1	0,1	0,1
% Ni	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	1,6	1,8	1,6	1,7	1,7

Bild 3. Einfluß des Phosphorgehaltes auf die Anlaßsprödigkeit und Warmversprödung von vergüteten Versuchsstählen. (Vergütungsbehandlung: 1/2 h 950°/Oel; 1 h 650°/Oel oder Sterchamol.)

Aus diesen Ergebnissen ist als wesentlichste Tatsache zu entnehmen, daß die die Versprödungsneigung verstärkende Wirkung des Phosphors nur bei Stählen mit höheren Kohlenstoffgehalten voll erkennbar wird. Hieraus muß geschlossen werden, daß auch dem Phosphor, ähnlich wie dem Mangan, Chrom und Nickel nur ein mittelbarer, d. h. die Versprödungsneigung begünstigender Einfluß zu-

Außerdem erscheint bemerkenswert, daß ein Chromgehalt von etwa 1,2 % Versprödungsneigung verursacht, während Mangangehalte von etwa 1 % bei gleichem Kohlenstoffgehalt dies nicht tun, wie aus einem Vergleich des Manganstahles D 1 (Bild 2) mit dem Chromstahl K 1 (Bild 2) hervorgeht.

Phosphorgehalt.

Es wurde bereits erwähnt, daß, nachdem in jüngerer Zeit von Bennek Phosphidausscheidungen aus phosphorreichen Seigerungsstellen, wenn nicht als unmittelbare Ursache, so doch zumindest als wesentliche Mitursache für die Neigung zur Anlaßsprödigkeit verantwortlich gemacht worden

waren, ein besonderer Teil der Arbeit der Frage des Phosphoreinflusses galt.

kommt, der bei gewissen, genügend hohen Gehalten der betreffenden Elemente wirksam wird. Diese Schlußfolgerung wird noch einmal unterstrichen durch das Untersuchungsergebnis an den drei Stählen E, E 1 und E 2 mit 1,5 % Ni (Bild 3), von denen der Stahl E mit geringstem Kohlenstoffgehalt trotz hohem Phosphorzusatz vollkommen versprödungsunempfindlich ist, während sich der gleiche Phosphorzusatz bei dem Stahl E 2 mit 0,42 % C gegenüber dem Stahl E 1 mit 0,40 % C, aber üblichem Phosphorgehalt, verstärkend auf die Versprödungsneigung auswirkt.

Für eine unmittelbare Wirkung des Phosphors in Gestalt von Phosphidausscheidungen, wie sie Bennek annimmt, konnte also keine Bestätigung gefunden werden. Dies schließt natürlich nicht aus, daß phosphorreiche Seigerungsstellen in einem Stahl, wenn auch nur in mittelbarer Weise, die Versprödungsneigung örtlich begünstigen und so bei Stählen sonst gleicher Zusammensetzung eine verschieden große Gesamtversprödungsneigung hervorrufen können.

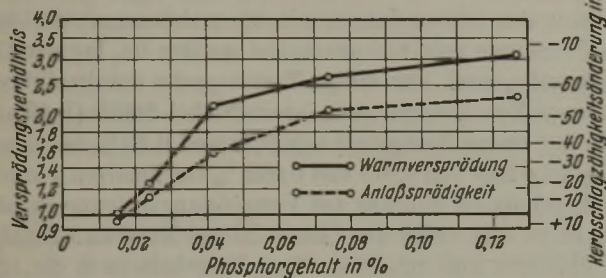


Bild 4. Einfluß steigender Phosphorgehalte auf die Anlaßsprödigkeit und Warmversprödung von vergüteten Stählen mit rd. 0,40 % C, 0,20 % Si und 1,0 % Mn. (Vergütungsbehandlung: 1/2 h 850°/Oel; 1 h 650°/Oel oder Sterchamol.)

Bild 4 zeigt den an einem Stahl mit 1% Mn festgestellten Einfluß steigender Phosphorgehalte auf das Versprödungsverhalten. Bei dem eingetragenen Versprödungsverhältnis ist nur die größte nach den Langzeitglühungen bei 450° eingetretene Versprödung berücksichtigt. Sowohl die Anlaßsprödigkeit als auch die Warmversprödung nimmt mit dem Phosphorgehalt zu. Bei einem Phosphorgehalt von 0,04 % ist schon ein sehr hoher Versprödungsgrad erreicht, der jedoch mit höheren Phosphorzusätzen nicht mehr in gleichem Maße ansteigt. Sehr eindeutig ist, abgesehen von der im Vergleich zur Anlaßsprödigkeit stärkeren Ausprägung der Warmversprödung, die vollkommene Gleichartigkeit der Erscheinungen von Anlaßsprödigkeit und Warmversprödung zu erkennen, die in dem praktisch parallelen Verlauf der Kurven zum Ausdruck kommt.

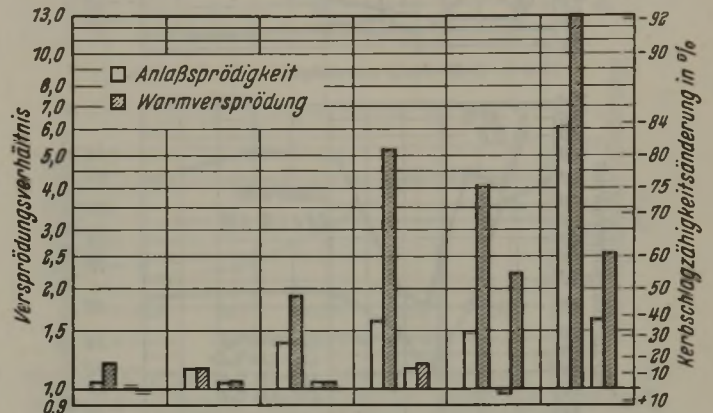
Molybdängehalt.

Nach der Untersuchung des Einflusses der Elemente Mangan, Nickel, Chrom und Phosphor wurde noch der Einfluß eines die Versprödungsneigung vermindern Elementes geprüft. Da das Molybdän gegenüber dem Wolfram als das in dieser Beziehung wirksamere Element bekannt ist, wurde ersteres gewählt.

Bild 5 zeigt in der gleichen Darstellungsart wie beim Phosphor die Wirkung eines Zusatzes von etwa 0,35 bis 0,45 % Mo zu einigen Stählen verschieden großer Versprödungsneigung. Stähle mit 1 % Mn oder 1,5 % Ni verlieren ihre an sich nur geringe Versprödungsneigung durch Molybdänzusatz vollkommen, desgleichen der wesentlich versprödungsempfindlichere Chromstahl, eine Bestätigung für die hinsichtlich des Versprödungsverhaltens bekannten günstigen Eigenschaften der Chrom-Molybdän-Stähle. Dagegen gelingt es aber bei den stark versprödungs-empfindlichen Chrom-Nickel-Stählen mit üblichem und er-

höhtem Phosphorgehalt und dem Stahl mit 5 % Ni durch Molybdänzusatz nicht, die Versprödungsneigung ganz zu beseitigen; sie wird in diesen Fällen lediglich verringert.

Da es sich also zeigte, daß bei einigen, im allgemeinen weniger versprödungsempfindlichen Stählen die Versprödungsneigung durch Zusatz von 0,35 bis 0,45 % Mo beseitigt, bei anderen ausgesprochen stark zur Versprödung neigenden dagegen nur herabgesetzt werden konnte, wurde geprüft, ob bei diesen Stählen durch einen noch höheren Molyb-



Stahl	D 1	D 7	E 1	E 3	K 1	K 3	L 1	L 3	H 1	H 2	L 2	L 11
% C	0,38	0,35	0,40	0,38	0,38	0,38	0,40	0,39	0,42	0,49	0,37	0,37
% Mn	0,96	1,00	0,18	0,16	0,49	0,53	0,45	0,67	1,08	1,05	0,8	0,28
% P	0,015	0,018	0,013	0,015	0,012	0,010	0,010	0,022	0,027	0,027	0,132	0,135
% Cr	—	—	—	—	1,2	1,2	1,3	1,4	0,1	0,1	1,2	1,3
% Mo	—	0,33	—	0,33	—	0,39	—	0,37	—	0,46	—	0,33
% Ni	—	—	1,7	1,7	—	—	1,6	1,8	5,1	5,2	1,8	1,7

Bild 5. Einfluß des Molybdängehaltes auf die Anlaßsprödigkeit und Warmversprödung von vergüteten Versuchsstählen. (Vergütungsbehandlung: 1/2 h 950°/Oel; 1 h 650°/Oel oder Sterchamol. Stähle H 1 und H 2 bei 550° angelassen.)

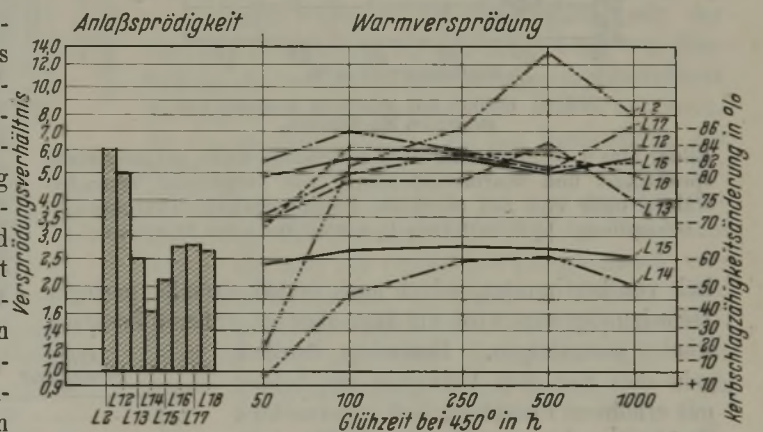


Bild 6. Einfluß eines bis zu 1,1 % steigenden Molybdängehaltes auf die Anlaßsprödigkeit und Warmversprödung von vergüteten Chrom-Nickel-Stählen mit 0,35 bis 0,40 % C, 1,10 bis 1,20 % Cr, 1,65 bis 1,75 % Ni und einem erhöhten Phosphorgehalt von 0,12 bis 0,14 %. (Vergütungsbehandlung: 1/2 h 950°/Oel; 1 h 650°/Oel oder Sterchamol.)

dänzusatz die Versprödung vollkommen beseitigt werden kann. Hierfür wurden drei Stahlreihen mit steigenden Molybdängehalten von etwa 0,1 bis 1,0 % untersucht. Die Grundwerkstoffe für die drei Reihen waren ein unlegierter Stahl mit erhöhtem Phosphorgehalt (Stähle C 2 bis C 9) und zwei Chrom-Nickel-Stähle mit üblichem (Stähle L 1 und L 4 bis L 10) und erhöhtem (Stähle L 2 und L 12 bis L 18) Phosphorgehalt. Die Ergebnisse der Einzeluntersuchungen sind für die Chrom-Nickel-Phosphor-Stahlreihe als Beispiel in Bild 6 wiedergegeben, die Ergebnisse der zusammenfassenden Auswertung aller drei Versuchsreihen finden sich in den Bildern 7 bis 9. Die Bilder 7 bis 9 geben den Allgemeindruck, daß bei allen Stählen die vorhandene Versprödungsneigung durch Molybdänzusatz bis zu einem Ge-

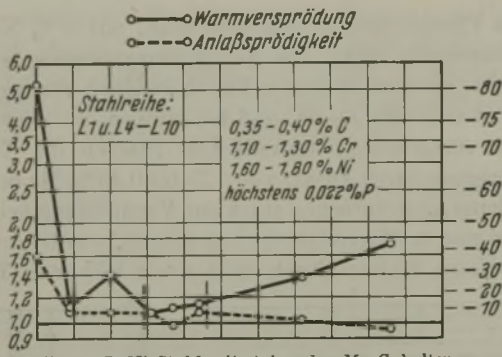


Bild 7. Cr-Ni-Stahl mit steigenden Mo-Gehalten.

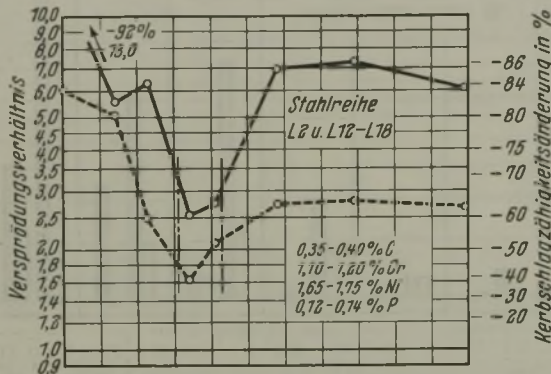


Bild 8. Cr-Ni-Stahl mit erhöhtem P-Gehalt und steigenden Mo-Gehalten.

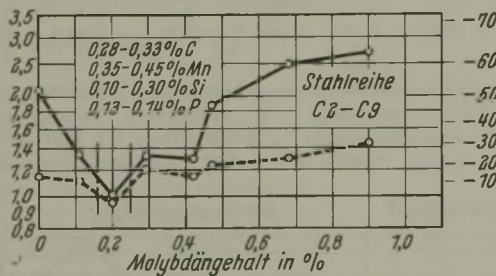


Bild 9. O-Stahl mit erhöhtem P-Gehalt und steigenden Mo-Gehalten.

Bilder 7 bis 9. Einfluß steigender Molybdängehalte auf die Anlaßsprödigkeit und Warmversprödung von vergüteten Versuchsstählen ohne und mit erhöhtem Phosphorgehalt. (Vergütungsbehandlung: 1/2 h 950°/Oel; 1/2 h 650°/Oel oder Sterchamol.)

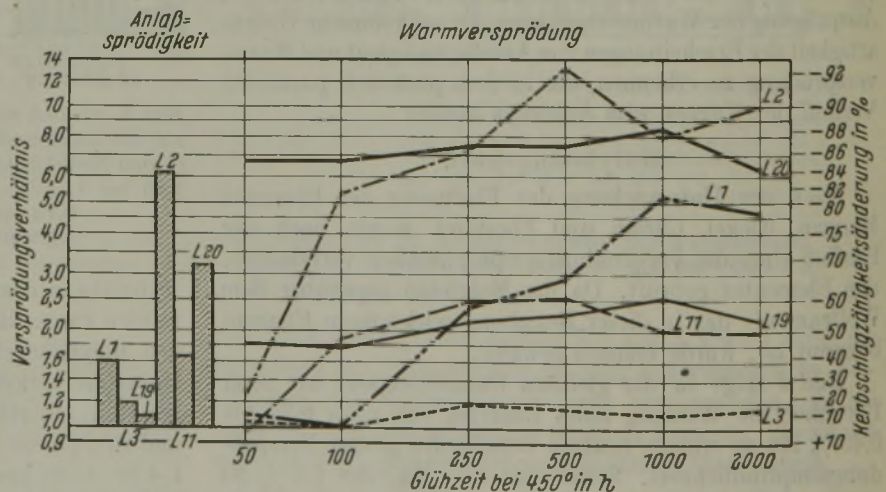
halt von bestimmter, jedoch noch verhältnismäßig geringer Höhe herabgesetzt wird, um dann aber bei größeren Zusätzen wieder anzusteigen. Besonders deutlich geht dies aus dem Verhalten der beiden mit erhöhtem Phosphorgehalt untersuchten Stahlreihen hervor. Bei der Kohlenstoff-Phosphor-Stahlreihe (Bild 9) sinkt die geringe Anlaßsprödigkeit und die stärkere Warmversprödung mit dem Molybdänzusatz ab, erreicht schon bei 0,2 % Mo vollkommene Versprödungsfreiheit, um dann aber mit höheren Molybdänzusätzen bei beiden Prüfarten sogar über den molybdänfreien Vergleichszustand zu steigen. Bei der Chrom-Nickel-Phosphor-Stahlreihe (Bild 8) ist das Verhalten im wesentlichen das gleiche. Ohne vollständige Beseitigung wird hier die geringste Versprödungsneigung bei einem Molybdänzusatz von etwa 0,30 bis 0,40 % erzielt, der bei steigenden Zusätzen wieder eine Verschlechterung folgt, die allerdings sowohl in der Neigung zur Anlaßsprödigkeit als auch zur Warmversprödung unter der des molybdänfreien Vergleichsstahles bleibt. Die

Chrom-Nickel-Stahlreihe ohne Phosphorzusatz (Bild 7) entspricht in ihrem Verhalten annähernd der Chrom-Nickel-Stahlreihe mit Phosphorzusatz. Sie unterscheidet sich zwar insofern von dieser, als die Abhängigkeit vom Molybdänzusatz besonders in der Neigung zur Anlaßsprödigkeit, die auch bei höheren Molybdängehalten praktisch verhindert wird, nicht ganz so ausgeprägt ist. Sie tritt aber bei der empfindlicheren Prüfung auf Warmversprödung nichtsdestoweniger deutlich in Erscheinung.

Aus dieser Untersuchung ist im Gegensatz zu der bisher bestehenden Ansicht, nach der eine vorhandene Versprödungsneigung mit steigendem Molybdänzusatz vermindert oder verhindert werden kann, zu folgern, daß bei jedem versprödungsempfindlichen Stahl eine günstigste Wirkung in der Versprödungsneigung nur durch einen bestimmten, verhältnismäßig geringen Molybdänzusatz zu erzielen ist.

Niobgehalt.

Da in den letzten Jahren mit den stabilen karbidbildenden Elementen sehr viel gearbeitet worden ist, lag der Gedanke nahe, auch hier einige Tastversuche durchzuführen. Zu diesem Zweck waren zwei Chrom-Nickel-Stähle (L 19 und L 20) mit einem Niobgehalt von 0,25 und 0,20 % bei einem Phosphorgehalt von 0,018 und 0,092 % erschmolzen worden. Das Ergebnis der Prüfung auf Versprödungsneigung enthält Bild 10, in dem außer den Chrom-Nickel-Molybdän-Stählen mit üblichem und erhöhtem Phosphorgehalt noch die entsprechenden reinen Chrom-Nickel-Stähle ebenfalls zum Vergleich mit angeführt sind. Bei der Prüfung auf Anlaßsprödigkeit verhält sich unter den Stählen L 1, L 3 und L 19 mit üblichem Phosphorgehalt der mit Niobzusatz zwar etwas günstiger als der mit Molybdänzusatz, jedoch läßt die Prüfung auf Warmversprödung nur noch eine im Vergleich zum Molybdänzusatz wesentlich schwächere Wirkung des Niobs erkennen. Bei den phosphorreichen Stählen L 2, L 11 und L 20 fällt das Ergebnis insofern noch stärker zuungunsten des Niobs aus, als der niobhaltige Stahl L 20 praktisch genau so warmversprödungsempfindlich ist wie der reine Chrom-Nickel-Phosphor-Stahl L2. Durch den angewendeten Niobzusatz ist also keine annähernd so günstige Wirkung wie durch den Molybdänzusatz zu erzielen.



Stahl	L 1	L 3	L 19	L 2	L 11	L 20
% P	0,010	0,022	0,018	0,132	0,135	0,092
% Mo	—	0,37	—	—	0,33	—
% Nb	—	—	0,25	—	—	0,20

Bild 10. Vergleich des Einflusses von Molybdän-, Niob- und Phosphorzusätzen auf die Anlaßsprödigkeit und Warmversprödung von vergüteten Stählen mit rd. 0,4 % C, 1,3 % Cr und 1,7 % Ni. (Vergütungsbehandlung: 1/2 h 950°/Oel; 1 h 650°/Oel oder Sterchamol.)

Einfluß der Wärmebehandlung des Stahles auf die Versprödungsneigung.

Mit Ausnahme weniger Versuche, darunter solchen von Bischof⁵⁾, der auch den Einfluß der Wärmebehandlung oberhalb der A₁-Umwandlung untersuchte, beziehen sich die Angaben des Schrifttums meist auf den Einfluß einer Behandlung unterhalb A₁, also in dem Temperaturgebiet, in dem die Versprödung eintritt. Die eigenen Untersuchungen wurden deshalb auf den Einfluß verschiedener Abschrecktemperaturen und Abkühlgeschwindigkeiten beim Härten sowie auf den Einfluß von Glühbehandlungen unterhalb A₁ ausgedehnt.

Abschrecktemperatur beim Härten.

In Bild 11 sind Versuchsergebnisse zusammengestellt, die an einer Reihe verschieden stark versprödungsempfindlicher Stähle erhalten wurden, nachdem diese einmal bei 850° und einmal bei 950° in Oel abgeschreckt und danach einheitlich bei 650° mit anschließender Oel- oder Sterchamolabkühlung angelassen worden waren. In Uebereinstimmung mit den Angaben von Bischof, der ebenfalls bei höheren Härtetemperaturen eine Verstärkung der Versprödungsneigung fand, hat das Abschrecken von 950° gegenüber dem von 850° durchweg die größere Neigung zur Anlaßsprödigkeit und Warmversprödung zur Folge, wobei

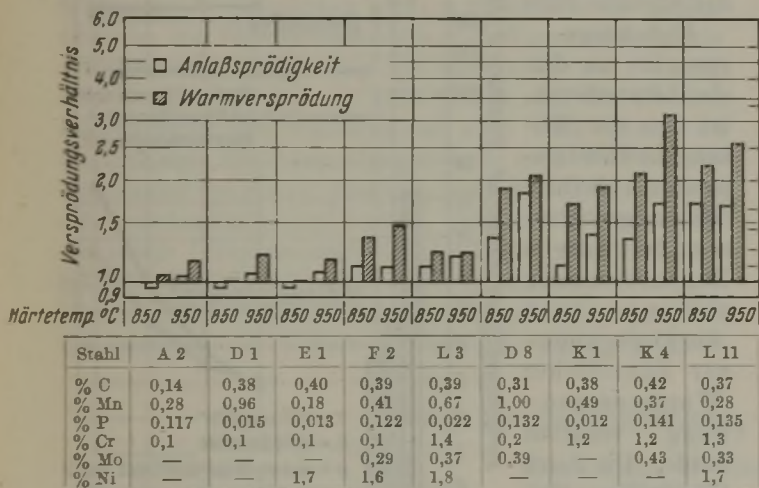


Bild 11. Einfluß der Abschrecktemperatur beim Härten auf die Anlaßsprödigkeit und Warmversprödung von vergüteten Versuchsstählen. (Vergütungsbehandlung: 1/2 h 850° oder 950°/Oel; 1 h 650°/Oel oder Sterchamol.)

z. B. bei den nach Abschrecken von 850° noch versprödungsunempfindlichen Stählen, dem phosphorreichen Stahl A 2 mit 0,14 % C, dem Manganstahl D 1 und dem Nickelstahl E 1 mit 0,38 bzw. 0,40 % C, nach dem Abschrecken von 950° überhaupt erst eine Versprödung erkennbar wird.

Ein Versuch, der diese Zusammenhänge zwischen Abschrecktemperatur und Versprödungsneigung noch deutlicher macht, ist in Bild 12 wiedergegeben, in dem der Einfluß steigender Härtetemperaturen auf die Anlaßsprödigkeit des Mangan-Phosphor-Stahles D 2 aufgezeichnet ist. Die niedrigste Abschrecktemperatur von 750° liegt bei diesem Stahl über A_{c1} mit 737°, aber noch unter A_{c3} mit 797°. Es zeigt sich, daß die an sich auch schon bei 750 und 800° bestehende Versprödungsneigung zwischen 800 und 900° Abschrecktemperatur einen Steilanstieg erfährt. Die

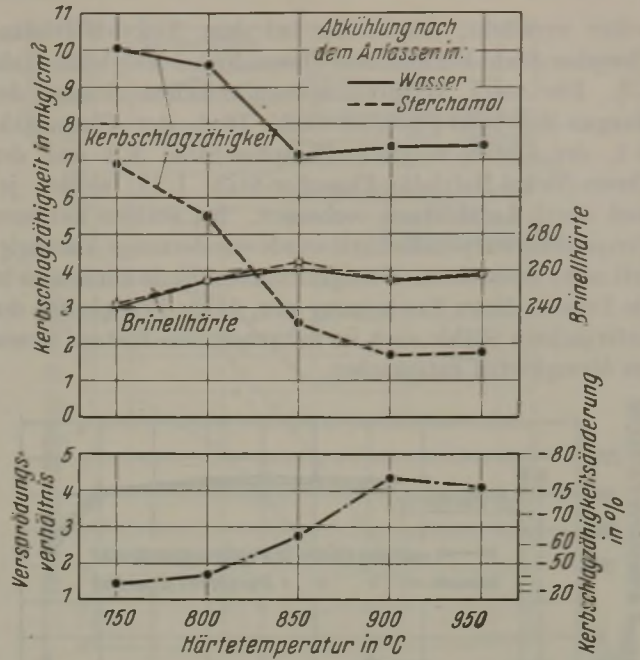


Bild 12. Einfluß der Abschrecktemperatur beim Härten auf die Anlaßsprödigkeit von vergütetem Stahl mit 0,36 % C, 0,91 % Mn und 0,126 % P. (Vergütungsbehandlung: 1/2 h 750 bis 950°/Oel; 1 h 650°/Wasser oder Sterchamol.)

bei den in Bild 11 wiedergegebenen Versuchen angewendete Härtetemperatur von 950° lag also oberhalb dieses Steilanstieges und erklärt somit die durch sie gegenüber 850° verursachte Verstärkung der Versprödungsempfindlichkeit.

Abkühlgeschwindigkeit beim Härten.

Daß nicht nur die Höhe der Abschrecktemperatur, sondern auch die Geschwindigkeit, mit der von der Härtetemperatur abgekühlt wird, von Einfluß auf die nachherige Versprödungsempfindlichkeit des angelassenen Stahles ist, läßt Bild 13 erkennen. An den gleichen Stählen, die der Feststellung des Einflusses der Härtetemperatur dienten, wurde der Einfluß einer Abkühlung in Oel oder an Luft von 950° beim Härten ermittelt. Bei den durch die höhere Härtung bei Oelabschreckung schwach versprödungsempfindlich gewordenen Stählen, dem phosphorreichen Stahl A 2 mit 0,14 % C, dem Manganstahl D 1 und dem Nickelstahl E 1, wird die Versprödungsneigung durch Lufthärtung noch

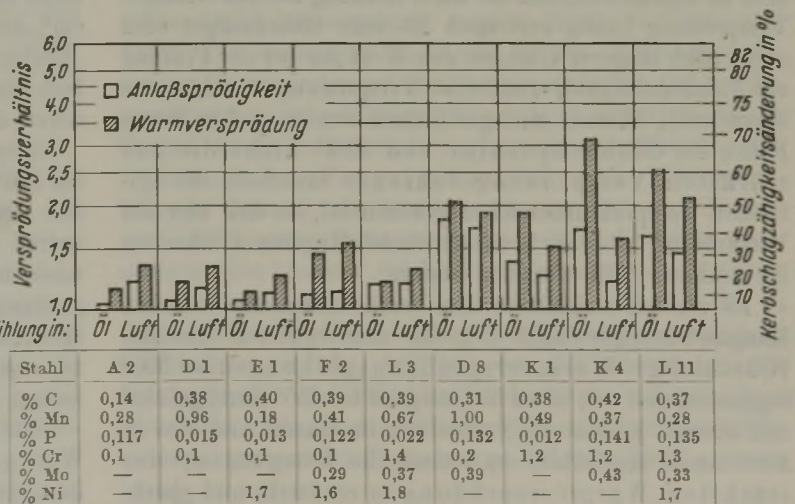


Bild 13. Einfluß der Abkühlgeschwindigkeit beim Härten auf die Anlaßsprödigkeit und Warmversprödung von vergüteten Versuchsstählen. (Vergütungsbehandlung: 1/2 h 950°/Oel oder Luft; 1 h 650°/Oel oder Sterchamol.)

weiter verstärkt, desgleichen bei dem Nickel-Molybdän-Phosphor-Stahl F 2 und dem Chrom-Nickel-Molybdän-Stahl L 3. Die stark versprödungsempfindlichen Stähle, der Mangan-Molybdän-Phosphor-Stahl D 8, der Chromstahl K 1, der Chrom-Molybdän-Phosphor-Stahl K 4 und der Chrom-Nickel-Molybdän-Phosphor-Stahl L 11, werden jedoch durch Lufthärtung verbessert. Bei Stählen mittlerer Versprödungsempfindlichkeit wurde eine derartige Abhängigkeit nicht beobachtet. Festigkeitsunterschiede können nicht die Ursache dieser Erscheinung sein, da die Festigkeiten der untersuchten Stähle auch im luftvergüteten Zustand denen im ölvergüteten entsprachen.

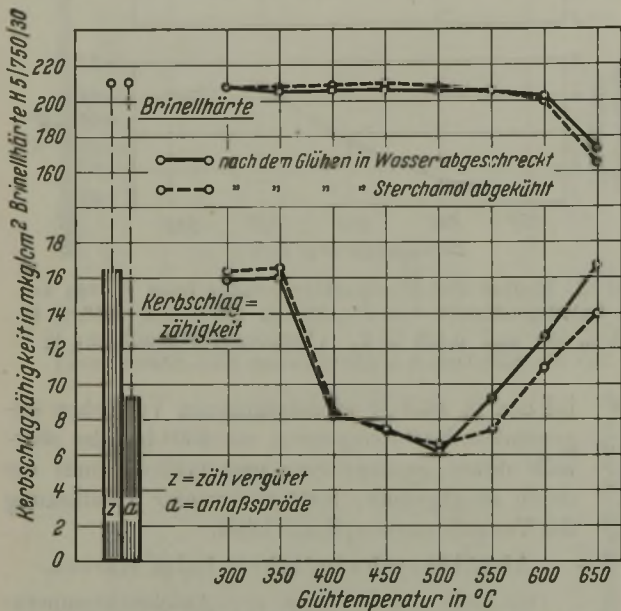


Bild 14. Einfluß der Glühetemperatur bei 100stündigem Glühen auf die Warmversprödung von vergütetem Stahl mit 0,36 % C, 0,91 % Mn und 0,126 % P. (Vergütungsbehandlung: 1/2 h 950°/Öl; 1 h 650°/Wasser oder Sterchamol.)

Glühbehandlung unter A₁.

Es wurde bereits darauf hingewiesen, daß die nach langzeitigem Glühen bei kritischer Temperatur eintretende Versprödung — die Warmversprödung — durchweg ausgeprägter und somit ein besseres Maß für die Versprödungsempfindlichkeit eines Stahles ist als die nach langsamer Abkühlung von der Anlaßtemperatur ermittelte eigentliche Anlaßsprödigkeit. Bei einer Reihe von Versprödungsuntersuchungen war aber zu beobachten, daß die nach Glühung bei 450° erfolgte Versprödung häufig erst nach 50- oder 100stündiger oder sogar noch längerer Glühzeit den Wert der bei der Prüfung auf Anlaßsprödigkeit ermittelten Versprödung erreichte oder überschritt. Hieraus muß geschlossen werden, daß in diesen Fällen die Glühetemperatur von 450° nicht die zur stärksten Versprödung führende innerhalb des kritischen Temperaturbereiches gewesen ist, so daß hier die Versprödung erst nach entsprechend längeren Glühzeiten ihr höchstes Maß erreichen konnte.

Es wurden deshalb an dem versprödungsempfindlichen Mangan-Phosphor-Stahl D 2 im zähvergüteten Zustand 100stündige Warmversprödungsglühungen bei 300° beginnend und von 50 zu 50° steigend bis 650° durchgeführt und danach jeweils ein Probestück in Wasser und eins in Sterchamol abgekühlt, um einmal die Temperatur der stärksten Warmversprödung zu ermitteln und gleichzeitig den Einfluß der nachfolgenden Abkühlungsgeschwindigkeit zu erfassen. Bild 14 zeigt links zunächst die Kerbschlagzähigkeit im zähen und anlaßspröden Vergütungszustand. Aus dem Verlauf der danebenstehenden

Kerbschlagzähigkeits-Glühetemperatur-Kurve, die in ähnlicher Weise nur mit kürzeren Glühzeiten bereits auch von Nagasawa¹⁰⁾ aufgestellt wurde, ist zu ersehen, daß sich das kritische Temperaturgebiet von 400 bis 600° erstreckt, wobei der Tiefstwert der Kerbschlagzähigkeit bei 500° liegt. Bis zu dieser Temperatur besteht kein Einfluß der Abkühlungsgeschwindigkeit nach dem Glühen. Oberhalb 500°, wo die Kerbschlagzähigkeit bei 650° wieder bis auf den ursprünglichen Wert ansteigt, zeigt sich jedoch nach langsamer Abkühlung eine erneute, allerdings nur schwache Neigung zur Anlaßsprödigkeit. Die nach 100stündigem Glühen bei 650° eintretende Anlaßsprödigkeit ist nur noch ein Drittel derjenigen, die nach einstündigem Vergütungsanlassen zu beobachten war. Dies bestätigt die bereits früher von Houremont und Schrader⁹⁾ sowie von Reichel³⁾ zu gleicher Zeit und unabhängig voneinander gemachte Feststellung, daß ein langes Halten auf Anlaßtemperatur die Neigung zur Anlaßsprödigkeit verringert.

Während die Härte im Gebiet der deutlichen Versprödung also zwischen 400 und 550° gleichbleibt und der Versprödungsvorgang demzufolge mit keiner Änderung der Härte verknüpft ist, sinkt diese bei der Glühetemperatur von 650° als Folge einer fortschreitenden Anlaßwirkung merklich ab.

Bild 15 zeigt das Ergebnis eines Ergänzungsversuches zu dem eben besprochenen, bei dem die Wirkung einer bei Temperaturen oberhalb 500° vorgenommenen 10stündigen Regenerierungsglühung nach vorangegangener künstlicher Warmversprödung ermittelt wurde. Die durch 100stündiges Halten bei 450° von 16,2 mkg/cm² im zähen Ausgangszustand auf 7 mkg je cm² herabgesetzte Kerbschlagzähigkeit wird zunächst durch die Regenerierungsglühung

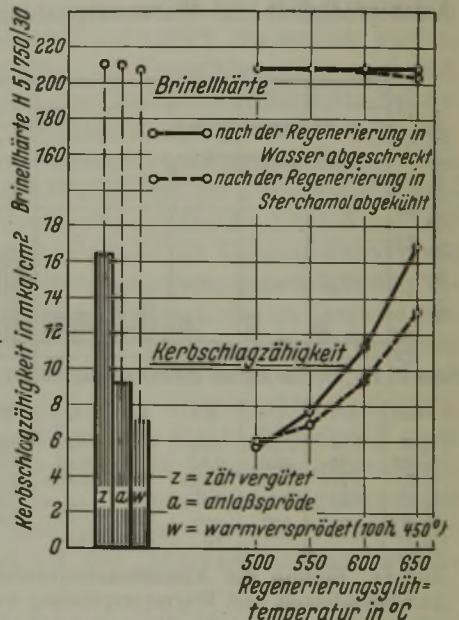


Bild 15. Ergebnis von 10stündigen Regenerierungsglühungen bei verschiedenen Temperaturen an einem vergüteten und durch 100stündiges Glühen bei 450° warm versprödeten Stahl mit 0,36 % C, 0,91 % Mn und 0,126 % P. (Vergütungsbehandlung: 1/2 h 950°/Öl; 1 h 650°/Wasser.)

bei 500° entsprechend der bei dieser Temperatur bestehenden stärksten Versprödungsempfindlichkeit noch etwas weiter erniedrigt, um dann aber mit höheren Temperaturen in Übereinstimmung mit Bild 14 bis auf den Ausgangswert bei gleichzeitiger Neigung zu erneuter schwacher Anlaßsprödigkeit wieder anzusteigen. Die kürzere Haltezeit von 10 h hatte in diesem Falle bei 650° praktisch noch keinen Härteabfall zur Folge.

Wie anzunehmen war, beschränkte sich die günstige Wirkung eines langzeitigen Anlassens nicht nur auf die spätere Neigung zur Anlaßsprödigkeit, sondern auch auf die zur Warmversprödung, wie Bild 16 für den Chrom-Phosphor-Stahl K 2 zeigt. Nach 100stündigem Anlassen auf 650° ist sowohl die Anlaßsprödigkeit als auch die Warmversprödung wesentlich geringer als nach nur einstündigem Anlassen.

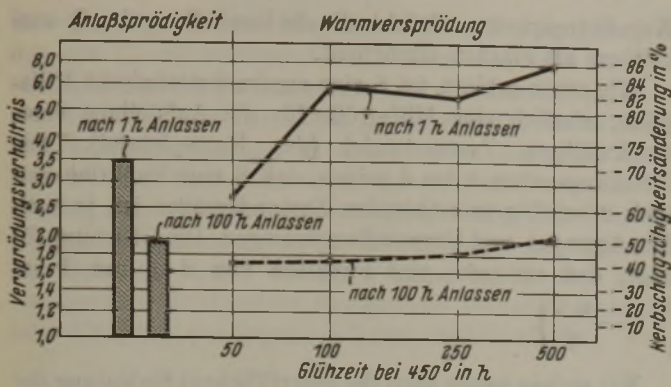


Bild 16. Einfluß eines langzeitigen Anlassens bei 650° auf die Anlaßsprödigkeit und Warmversprödung von vergütetem Stahl mit 0,39 % C, 0,13 % P und 1,2 % Cr. (Vergütungsbehandlung: 1/2 h 950°/Oel; 1 oder 100 h 650°/Oel.)

Nach Bennek wären die bei den phosphorreichen Stählen D 2 und K 2 erhaltenen Ergebnisse mit einem Ausgleich bestehender Phosphorseigerungen durch Diffusion zu erklären. Der in Bild 17 gezeigte Versuch, der die Möglichkeit eines Diffusionsausgleichs überhaupt einmal klären sollte, konnte dafür jedoch keine Bestätigung erbringen. Die bereits besprochene Versuchsreihe mit steigenden Härtetemperaturen an dem Mangan-Phosphor-Stahl D 2 wurde durch eine weitere Versuchsreihe ergänzt, bei der vor der eigentlichen Härtung jeweils eine 100stündige Glühung bei 700° mit anschließender Wasserabschreckung vorgenommen wurde. Aus den Kurven für das Versprödungsverhältnis (Bild 17) geht hervor, daß die Wirkung einer solchen Vorbehandlung auf einer Verschiebung des Steilanstieges der Versprödungsneigung nach einer höheren Temperatur hin beruht, oberhalb dessen jedoch kein Einfluß der Vorbehandlung mehr besteht. Dieses Verhalten ist nicht mit einem Diffusionsausgleich zu erklären, da dieser auch bei der höchsten Härtetemperatur hätte wirksam sein müssen. Die nach der Vorbehandlung und niedrigeren Härtetemperatur zunächst feststellbare geringere Vergütungsfestigkeit

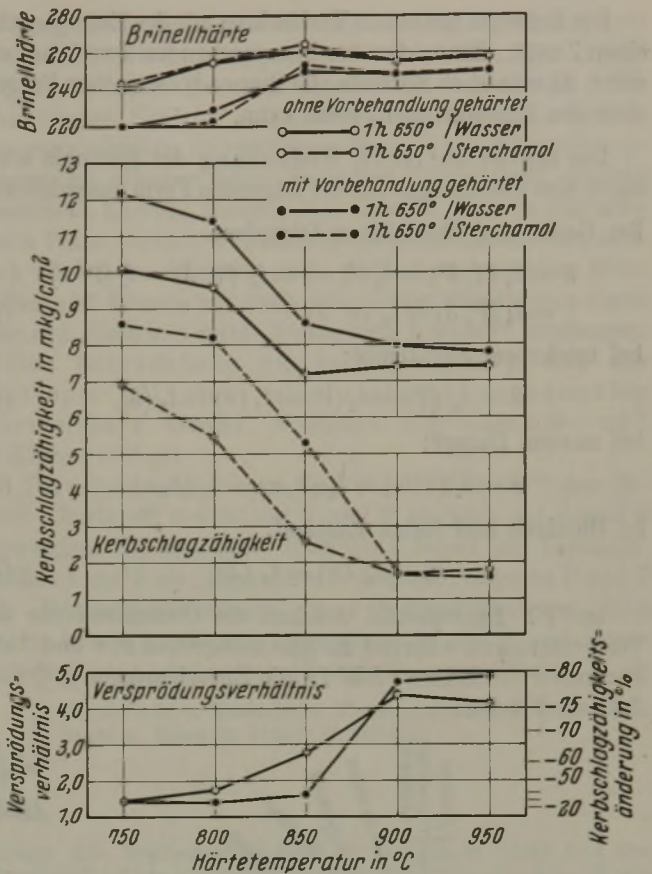


Bild 17. Einfluß einer Wärmeverbehandlung (100stündiges Glühen bei 700° mit nachfolgender Wasserabschreckung) vor dem Härten auf die Anlaßsprödigkeit von vergütetem Stahl mit 0,36 % C, 0,9 % Mn und 0,126 % P. (Vergütungsbehandlung: 1/2 h 750 bis 950°/Oel; 1 h 650°/Wasser oder Sterchamol.)

oder Brinellhärte deutet vielmehr auf ein durch das langzeitige Glühen behindertes Auflösungsvermögen der im schmiedeharten Zustand vorliegenden Karbide hin.

[Schluß folgt.]

Was ist die Entropie, und wozu dient sie?

Von Gustav Neumann in Düsseldorf.

Die bisherigen Erklärungen des Entropiebegriffes im Schrifttum haben den Verfasser nicht befriedigen können. Mit Rücksicht auf die Wichtigkeit der Entropietafel, deren große Vorteile für die Behandlung thermodynamischer Fragen noch viel zu wenig beachtet werden, und die immer wieder die Frage: „Was ist die Entropie?“ auslöst, soll das nachstehende Ergebnis eigener Überlegungen Klarheit über die Bedeutung dieses Begriffes schaffen.

Die Entropie ist vor allem eine Hilfsgröße (Rechnungsgröße), die die Möglichkeit gibt, die Beziehungen zwischen den Zustandsgrößen T, P, v und J eines Körpers in einer einzigen Tafel (Entropietafel) zum Ausdruck zu bringen, und zwar im ganzen Temperaturgebiet zwischen dem absoluten Nullpunkt und den höchsten in der Technik vorkommenden Temperaturen. Dabei gibt die Entropietafel außerdem die Möglichkeit, die vom Körper bei einer Zustandsänderung bestimmter Art und zwischen bestimmten Zustandswerten aufgenommene oder abgegebene Wärmemenge ΔQ und das Wärmeäquivalent der äußeren absoluten Gasarbeit ΔL als Flächen zum Ausdruck zu bringen. Ueberdies kann man aus der Entropietafel auch die spezifische Wärme für jede Art der Zustandsänderung und für jede Temperaturhöhe ermitteln.

Die Entropie ist die einzige Größe, die diese Vorteile bietet. Die Entropietafel macht das Rechnen mit Formeln in den meisten Fällen überflüssig (wenn es nicht auf Genauigkeiten ankommt, die über die Ablesegenauigkeit in der Entropietafel hinausgehen), erspart damit viel Zeit und Arbeit und ermöglicht auch dem in der Thermodynamik weniger Bewanderten auf Grund einer einfachen Gebrauchsanweisung eine sichere Beherrschung aller thermodynamischen Fragen, da die Entropietafel in ihrem ganzen Bereich ohne irgendwelche Voraussetzungen und Beschränkungen Geltung hat, im Gegensatz zu Formeln, die nur unter bestimmten Voraussetzungen gelten, die leicht übersehen werden können. Solche Formeln treten dabei in einer Vielzahl von Haupt- und Sonderformeln auf, die der in Uebung bleibende Thermodynamiker einigermaßen sicher zu beherrschen versteht, während der der Thermodynamik Fernerstehende viel Mühe hat, sich durch sie hindurchzufinden, viel Zeitaufwand dafür benötigt und über die Gültigkeitsbedingungen der Formeln und Beiwerte leicht stolpern kann.

Mit den vorstehenden Ausführungen ist die Frage: „Was ist die Entropie?“ in der Hauptsache ausreichend beantwortet. Zur Vertiefung des Entropiebegriffes mögen jedoch noch folgende Ausführungen dienen:

Die Entropie hat nur in Verbindung mit der Entropietafel einen Zweck. Einen darüber hinausgehenden Zweck hat sie nicht, da man nach Formeln alle thermodynamischen Fragen ohne den Entropiebegriff lösen kann.

Die mathematische Bedeutung der Entropie wird durch eine Gleichungsreihe der folgenden Form ausgedrückt:

Bei Gasen und überhitzten Dämpfen:

$$S = f_1(T, P) = f_2(T, v) = f_3(T, J) = f_4(P, v) = f_5(P, J) = f_6(v, J), \quad (1)$$

bei trockenem Sattdampf:

$$S = f_1(T) = f_2(P) = f_3(v) = f_4(J), \quad (2)$$

bei nassem Dampf:

$$S = f_1(T, v) = f_2(P, v) = f_3(J, v), \quad (3)$$

im flüssigen und festen Zustand:

$$S = f_1(T) = f_2(J). \quad (4)$$

Im T-S Entropiebild drücken die Ordinatenwerte die Temperatur aus, während die Zustandsgrößen P, v und J als Parameter erscheinen (Bild 1), die Energiemengen ΔQ und ΔL als Flächen.

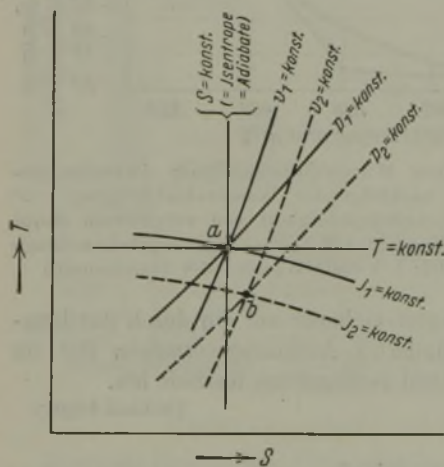


Bild 1. Zustandsausdruck im T-S-Bild.

$$Q_e = \int_0^{T_e} c \cdot dT = \int_0^{T_e} T \cdot dS$$

$$dS = c \frac{dT}{T}$$

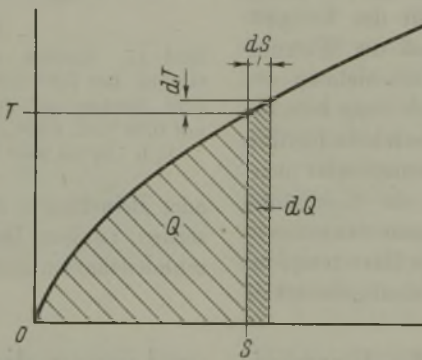


Bild 2. Ausdruck der fortschreitenden Wärmeaufnahme im T-S-Bild.

$$Q_e = c_m \cdot T_e = T_m \cdot S_e$$

$$S_e = c_m \cdot \frac{T_e}{T_m}$$

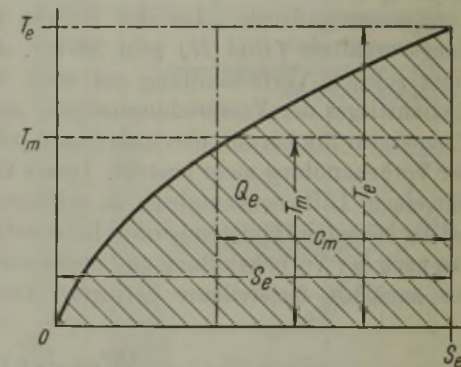


Bild 3. Ausdruck der gesamten Wärmeaufnahme im T-S-Bild.

Die vorstehenden Gleichungsreihen lassen erkennen, wieviel von den vier Zustandsgrößen man frei wählen kann. Die Funktionsreihe (4) zeigt, daß im festen und flüssigen Zustand S und T miteinander zwangsläufig verbunden sind; ändert man eine Größe, dann ändert sich auch die andere. P und v sind ausgediehen, weil der Druck in diesen Gebieten praktisch ohne Einfluß auf v, J, Q und L ist.

Im Bereich des trockenen Sattdampfes ist gemäß der Gleichungsreihe (2) T nicht nur mit J, sondern auch mit P und v zwangsläufig verbunden.

Für die Beziehungen zwischen der Temperatur, der Temperaturänderung, der Wärmemenge Q und der Entropie von 1 kg des in Frage kommenden Körpers gilt folgende Gleichungsreihe:

$$dQ = c \cdot dT = T \cdot dS. \quad (5)$$

Der vom wärmetechnischen Alltagsgebrauch her bekannte Ausdruck I ist für die Aufstellung einer Zustandstafel ungeeignet, weil c wegababhängig ist, also nicht den Zustand festlegt. Dagegen ist das Glied II hierfür bestens geeignet, weil ein bestimmter Wert von S in Verbindung mit T den möglichen Zustand nach P, v und J genau festlegt, wie aus der Gleichungsreihe 1 hervorgeht, während die Veränderlichkeit von S in Verbindung mit der Veränderlichkeit von T die

Wegabhängigkeit ausdrückt, die die Darstellung der Q- und L-Werte als Flächen ermöglicht.

Wie schon erklärt, ist S eine ausdrückstechnische Hilfsgröße, nämlich eine Hilfsgröße für die Aufstellung einer zweckmäßigen Zustandstafel (der Entropietafel). Die Gleichungsreihen 1 bis 4 zeigen, daß S eine Funktion von 1 bis 2 beliebig zu wählenden Zustandsgrößen ist, je nach dem Aggregat- und Umwandlungszustand. Die Gleichung (5) zeigt, daß sie auch eine Funktion von dQ und T ist ($dS = \frac{dQ}{T}$).

Wir suchen weiter nach der (begrifflichen) Bedeutung der Entropie, zeichnen in Bild 2 den Verlauf einer Zustandsänderung im Entropiediagramm auf (im dampf- oder gasförmigen Bereich) und tragen die Begriffszeichen dQ, T und dS gemäß Gleichung (5) ein. Als Integral der Gleichung (5) zwischen T = 0 und T kann man schreiben:

$$Q = c_m \cdot T_e = T_m \cdot S_e. \quad (6)$$

Im Glied I der Gleichung (6) ist also aus der wahren spezifischen Wärme c bei der Temperatur T die mittlere spezifische Wärme c_m für den Temperaturbereich T = 0

bis T_e geworden. Im Ausdruck II dagegen ist an Stelle der Augenblickstemperatur T die mittlere Temperatur T_m für den Temperaturbereich T = 0 bis T_e getreten (Bild 3). Hieraus folgt die zweite Antwort auf die Frage: „Was ist die Entropie?“ Sie lautet: Die Entropie ist die spezifische Wärme von 1 kg eines Vergleichskörpers, der bei Erwärmung um T_m °K (im Sinne von Bild 3) ebensoviel Wärme aufnehmen würde, wie 1 kg des wirklichen Körpers bei der Erwärmung von T = 0 auf T_e °K aufnimmt. Sie ist also, wie schon ausgesprochen, eine Hilfs- und Vergleichsgröße. Die mittlere Temperatur T_m der Zustandsänderung im T-S-Bild ist dem mittleren Druck P_m einer Zustandskurve im P-v-Bild gleichartig (bezogen auf den absoluten Druck).

Man muß diese Untersuchung noch etwas weiter fortführen, um auch die naturgesetzlichen Zusammenhänge beim Entropiebegriff zu erfassen. Es ergibt sich nämlich, daß der Ausdruck T_m · S nichts weiter als ein ziemlich willkürliches zusammenfassendes Symbol für das Ergebnis eines Vorgangs (Erwärmung eines Körpers von T = 0 auf T_e) darstellt, der in Wirklichkeit vierteilig ist; z. B. enthält dieser Ausdruck die von dem Körper bei seiner Ausdehnung von v_0 °K auf v_T_e gegen den Druck der Umgebung nach außen abgegebene Energiemenge

$$A \cdot L = A \cdot P_m (v_e - v_0 \text{ °K}). \quad (7)$$

Es würde also ein (oft viel größeres) Restglied übrigbleiben, das mit $T_m \cdot S'$ bezeichnet sei. Dieser Ausdruck ist aber ebenfalls nur ein zusammenfassender Ausdruck, da er die vielfachen und vielartigen Energieformen, die zwischen den Gasmolekülen und in ihnen selbst auftreten, nicht einzeln ausdrückt. Man stößt daher, wenn man ihn begreifen will, wiederum auf Schwierigkeiten. Um das, was sich hinter diesem Symbol ($T_m \cdot S$) verbirgt, so auszudrücken, daß man das Ganze verstehen kann, müßte man dieses Symbol in seine einzelnen Bestandteile auflösen, wobei sich eine Gleichung der folgenden Form ergeben würde:

$$Q = T_m \cdot S_0 = A \cdot P_m \cdot (v_0 - v_{00K}) + f_1(x_1) \cdot f'_1(y_1) + f_2(x_2) \cdot f'_2(y_2) + f_3(x_3) \cdot f'_3(y_3) + \dots \quad (8)$$

Das erste additive Glied drückt die bereits erwähnte äußere Gasarbeit gemäß Gleichung (7) aus, das zweite drückt etwa die potentielle Energie der Molekülbausteine aus, bei den übrigen additiven Gliedern würde es sich um die verschiedenen und verschiedenartigen Rotations- und Schwingungsenergien der Gasmoleküle und Atome handeln.

Die x-Zeichen würden hiernach etwa Entfernungen und Massen ausdrücken, ihrer Gesamtheit würde das zusammenfassende Symbol S entsprechen. Die y-Werte würden An-

ziehungskräfte und Geschwindigkeiten ausdrücken, ihrer Gesamtheit würde das Symbol T entsprechen. Der Begriff „Wärmeenergie“ löst sich hiermit in viele Formen der „kinetischen Energie“ auf. Der Begriff „Wärme“ ist offenbar ganz subjektiv zu verstehen. Was wir als „Wärme“ empfinden, ist offenbar keine besondere Energieform, sondern kinetische Energie, nämlich eine Energie, die sich aus zahllosen feinst verteilten Massenenergien zusammensetzt, ähnlich wie bei den Körpern, deren Aufbau aus zahllosen Molekülen und Atomen wir auch nicht sehen, sondern von ihnen nur den Eindruck eines „homogenen Körpers“ empfangen. Diese Betrachtung bestätigt ebenfalls, daß die Entropie (S) nicht eine einfache, sinnesmäßig vorstellbare Größe, sondern ein Sammel- und Hilfsbegriff ist.

Terminologisch kann man mit W. Schüle¹⁾ den Begriff „Zustand“ sowohl auf T und P als auch auf v und S anwenden. O. Martin²⁾ bezeichnet ferner die Zustandsgrößen v und S als „kapazitive Ordinaten“, dagegen P und T als „intensitive Ordinaten“ einer Zustandsänderung. Man würde hiernach zwischen kapazitiven (v und S) und intensiven Zustandsgrößen (P und T) unterscheiden.

1) W. Schüle: Technische Thermodynamik. Berlin 1932.
2) Stahl u. Eisen 64 (1941) S. 705/13.

Umschau.

Beseitigung von Staub und Abrieb vor Gaserzeugern und ihre Verwendung in einer Unterschubfeuerung.

Die Beseitigung von Kohlenstaub und Abrieb aus Generatorkohle ist in vielen Fällen, besonders dort, wo sich die Beschaffenheit der Kohle und damit auch der Gaserzeugergang verschlechtert hat, wichtig. Ein mitteldeutsches Werk hat deshalb bei einzelnen Gaserzeugern, bei denen die Abmessungen des Vorratsbunkers und seine Stellung über den Generatoren dies möglich machte, Siebroste im Rutschenboden eingebaut (Bild 1). Damit ist es gelungen, täglich 200 bis 350 kg

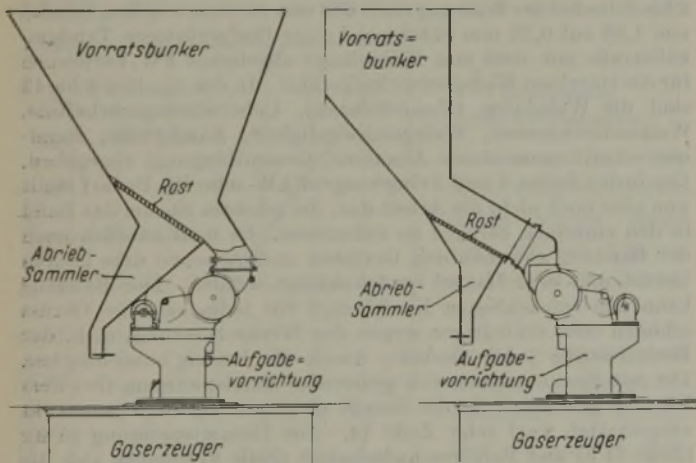


Bild 1. Abriebsbeseitigung vor Gaserzeugern.

Abrieb bei einem Durchsatz von 16 t/24 h abzusondern. Diese Menge entspricht aber bei weitem nicht dem insgesamt vorhandenen Abrieb, der mit mindestens 5 % vom täglichen Durchsatz = 800 kg/24 h angenommen werden muß. Deshalb sollen unter den Rosten noch Absaugevorrichtungen eingebaut werden.

In einem anderen Werk wurde versucht, Absaugevorrichtungen am Bunkerauslauf anzubringen, um damit den lästigen Abrieb loszuwerden. Der Abrieb wird auf Siebrosten und durch Absaugen entfernt; es werden Zahlen von 1200 kg oder 8 % vom Durchsatz genannt. Die Versuche werden jedoch noch fortgeführt, da die Leistungen noch nicht voll befriedigt haben.

Dem Vernehmen nach hat auch inzwischen die Lurgi-Apparatebau-G. m. b. H. in Frankfurt a. M. Abrieb- und Kohlenstaubentfernungs-Einrichtungen mit Erfolg in einer Betriebs-

anlage der Deutschen Erdöl-A.-G. eingebaut (Bild 2). Der Brennstoff gleitet aus dem Vorratsbunker über eine Schurre mit pendelnder Bewegung oder über ein endloses Band, dann über eine Kaskade, wo er nach mehrmaliger Wendung in den Gaserzeuger-Füllkasten fällt. Der Abrieb gleitet in den Sammeltrichter und wird mit Unterdruck in die Mahlanlage gefördert. Die hier gemachten Erfahrungen können auch Anregungen für Absiebung von Koksabrieb oder Feinerz bieten.

Abrieb von Braunkohlenbriketts entfällt u. a. beim Entladen der für Gaserzeuger bestimmten Preßlinge in den Eisenbahnwagen in Höhe von etwa 4 bis 5 % (zum Teil auch schon beim Beladen der Wagen); ferner unterhalb der Roste, die in den Schurren oberhalb der Gaserzeuger am Bunkerauslauf angeordnet sind. Er wird in einer Unterschubfeuerung an einem Glühofen verwendet. Unterschubfeuerungen für feste Brennstoffe sind in letzter Zeit mehrfach, z. B. auch bei den Umstellungen von Ferngas auf Kohle, verwendet worden. Die Staub- und Abriebsmengen — es handelt sich um etwa 1400 bis 2000 kg je Tag — wurden früher zum Teil zu 0,50 R.M./t nach auswärts verkauft. Versuche, diesen Abrieb auf umgebauten Planrosten mit sehr engen Schlitzen oder Düsen zu verwenden, scheiterten. Die Roste setzten sich zu, oder bei stärkerem Unterwind flog der Abrieb teils unverbrannt in die Glühöfen.

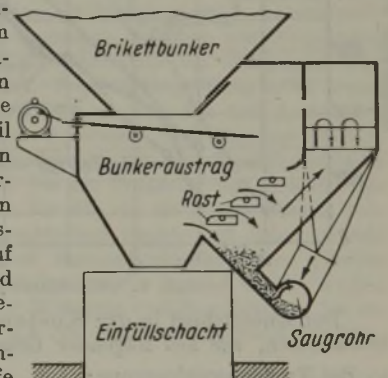


Bild 2. Abriebsbeseitigung vor Gaserzeugern.

Dagegen ist nach langwierigen Versuchen die Verbrennung des Abriebses in einer Unterschubfeuerung („Autocalor“) gelungen. Bekannt ist für solche Feuerungen die Verwendung von Steinkohlen (Eßkohlen) und Gasflammkohlen in Körnungen von 10—20—30 mm. Die Versuche mit Braunkohlenbrikettabrieb sind erstmalig durchgeführt worden. Die Körnung des Abriebses beträgt:

0 bis 5 mm	= 70 %
5 bis 10 mm	= 30 %
Heizwert H_u	= 4800 kcal/kg
Kohlenstoff	= 48,0 %
Wasser	= 16,0 %
Asche	= 4,8 %
N + O	= 25,0 %
flüchtige Bestandteile	= 41,0 %

Die Unterschubfeuerung wurde an einem neu erstellten Glühofen so eingebaut, daß beim Versagen der Feuerung ohne große Aenderung ein Treppenrost-Einbau vorgenommen werden konnte. In dem Feuerungsraum befindet sich an Stelle des Treppenrostes die Feuerwanne. Die Höhe der Feuerbrücke wurde beibehalten (Bild 3). Das Gewölbe, die Seitenwände und die Tür sind mit Superdia-Steinen vermauert. Die Größe der Feuerung entspricht einem höchsten Steinkohlendurchsatz von 160 kg/h = 220 bis 230 kg Durchsatz an Braunkohlenbrikett-abrieb.

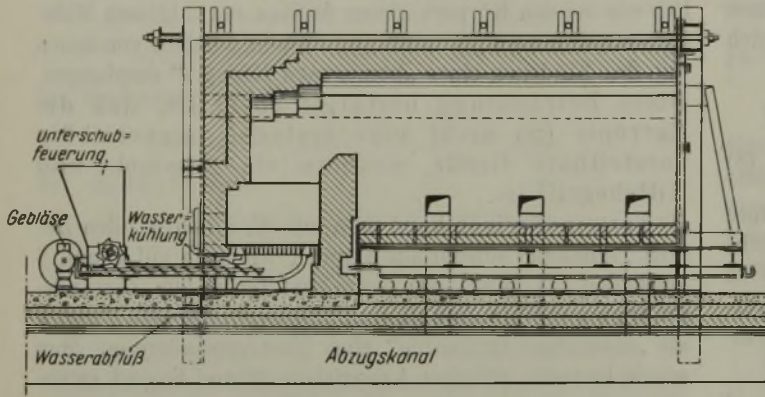


Bild 3. Glühofen mit Unterschubfeuerung.

In Bild 4 sind die erreichten Temperaturen, gemessen in der Nähe der Feuerbrücke und am Ofenende, aufgetragen, zugleich auch eine Temperaturkurve eines Glühofens gleicher Größe mit gleicher Herdwagenbelastung und Größe einer Treppenrostfeuerung.

Bei der Treppenrostfeuerung erfolgt die Aufheizung schneller als bei der Unterschubfeuerung; dafür läßt, wie ein Vergleich in Bild 4 zeigt, aber die gleichmäßige Temperaturverteilung im Glühofen mit Treppenrost sehr zu wünschen übrig.

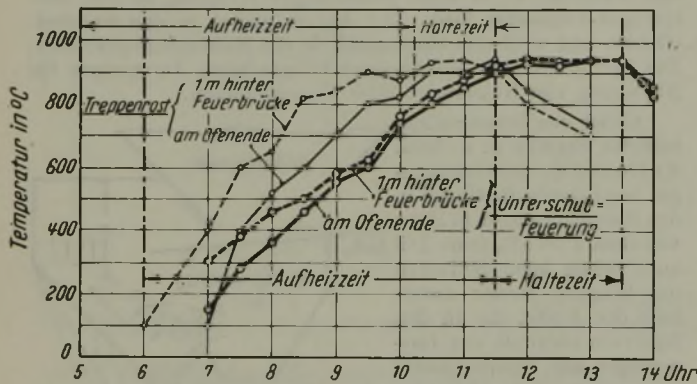


Bild 4. Glühofentemperaturen.

Der Unterschied in den Kosten beider Feuerungsarten ist beträchtlich, wie aus folgender Gegenüberstellung hervorgeht.

a) Bei Treppenrostfeuerung:

Belastung des Herdwagens 7,5 t	
Brikettverbrauch bis zum Ende der Haltezeit	
993 kg = 13,3 %; bei 7000 kcal = 9,12 %	
Kosten der Briketts 13,70 R.M./t frei Verwendungsstelle	13,60 R.M.
Löhne für 6 Std., je h 0,80 R.M.	4,80 R.M.
Stromkosten: 5,5 kW × 2,5 × 6	0,83 R.M.
	<u>19,23 R.M.</u>

Die Feuerungskosten je t Glühgut betragen somit 2,58 R.M.

b) Bei Unterschubfeuerung:

Belastung des Herdwagens 7,5 t	
Brikettabrieb bis zum Ende der Haltezeit 1020 kg	
= 13,6 %; bei 7000 kcal = 9,4 %	
Kosten des Abriebes frei Verwendungsstelle	1,53 R.M.
Löhne für 6 Std., je h 0,80 R.M.	4,80 R.M.
Stromkosten: 2,6 kW × 2,5 × 6	0,39 R.M.
	<u>6,72 R.M.</u>

Die Feuerungskosten je t Glühgut betragen somit 0,90 R.M.

Sehr wichtig ist die Einstellung der Luftmenge zur Brennstoffmenge. Bei zu geringer Umlaufzahl der Brennstoff-Förderschnecke, also zu niedriger Brennstoffhöhe in der Feuerwanne, wird ein großer Teil der Abriebsmenge mit in den Ofen geblasen, bei entgegengesetzter, also zu hoher Brennstoffmenge bläst der

Wind nicht durch die auf der Feuerwanne liegende Abriebsmenge, der Ofen verrußt, d. h. die Abgasmenge enthält noch sehr viel Brennbares.

Nach dem Abstellen der Feuerung war ein Rückbrand des Abriebes in der Feuerwanne nicht zu beobachten. Mit großer Wahrscheinlichkeit deckt die nach dem Abstellen des Windes noch bei der Verschwelung entstehende Asche die Feuerzone ab und erstickt die Glut. Die Feuerwanne ist nach einem Betrieb von 10 Monaten noch wie neu.

Durch Berieselung mit Wasser wird der Feuchtigkeitsgehalt des Abriebes auf 20 bis 22 % angereichert.

Flugaschenbildung, die sich bei Treppenrostfeuerung unangenehm bemerkbar macht, ist bei der Unterschubfeuerung kaum wahrnehmbar. Wilhelm Offenberg.

Kraftbedarf beim Kaltwalzen von Breitbändern.

A. F. Kenyon¹⁾ hat an einer Reihe von Kaltbandstraßen bei durchgeführten Versuchswalzen die Kraftverbrauchszahlen gesammelt. Er berichtet über eine von ihm entwickelte Rechnungsart, die es ermöglicht, an Hand solcher Kraftverbrauchszahlen an bestehenden Kaltstraßen den Kraftbedarf anderer oder neuer Straßen von ungefähr derselben Größe und Art bei ungefähr demselben Erzeugnis vorauszubestimmen. Da die große Entwicklung und die starke Erzeugungsausweitung, die das Kaltwalzen von Breitbändern zur Herstellung von Weißblechen, der mittleren Sorten emaillierter und verzinkter Bedachungsbleche und von Kraftwagenblechen in den letzten 1½ Jahrzehnten gefunden hat, häufig, vor allem beim Neu- oder Umbau solcher Breitbandkaltstraßen, die Frage nach dem Kraftbedarf auftreten läßt, so soll nachstehend die Vorausbestimmungsart des Kraftbedarfs nach Kenyon dargelegt werden, wobei von einer Kritik abgesehen werden soll. Jedoch sei betont, daß die Rechnungsart Werte ergibt, die mit den tatsächlichen Zahlen in praktisch geforderter Genauigkeit übereinstimmen. Außer der Darlegung der Sammlung von Versuchszahlen, der Aufstellung von Energieverbrauchskurven und der Vorausermittlung des Kraftbedarfs für irgendein bestimmtes Breitband gibt Kenyon in seiner Abhandlung zahlreiche ermittelte Energieverbrauchskurven einiger Breitbandsorten sowie eine Sammlung des Energieverbrauchs vieler Kaltstraßen (mit Tafeln über die Baudaten), die verschiedene Bandarten erzeugen.

In Zahlentafel 1 ist zunächst in den waagerechten Spalten 2 bis 5 der bei der Walzung eines 682 mm breiten weichen Bandes von 1,88 auf 0,23 mm Stärke auf einer fünfgerüstigen Tandemkaltstraße mit 1066 mm Ballenlänge abgelesene kW-Verbrauch für die einzelnen Walzgerüste aufgeführt. In den Spalten 6 bis 13 sind die Walzdaten (Motordrehzahl, Uebersetzungsverhältnis, Walzendurchmesser, Walzgeschwindigkeit, Bandstärke, Bandquerschnitt, prozentuale Abnahme, Gesamtlängung) angegeben. Der in den Zeilen 4 und 5 eingetragene kW- oder PS-Bedarf stellt nun aber noch nicht die Arbeit dar, die geleistet ist, um das Band in den einzelnen Stichen zu reduzieren. Es muß nämlich noch der Bandzug zwischen den Gerüsten und zwischen dem letzten Gerüst und dem Haspel berücksichtigt werden. Der Bandzug kann den tatsächlichen Kraftbedarf für jedes einzelne Gerüst erhöhen oder erniedrigen wegen der Wechselwirkung, d. h. der Beeinflussung jedes Gerüsts durch die beiden benachbarten. Die mit Spannungsmessern gemessene Bandspannung (bei dem Versuch geschätzt, da die Straße nicht mit Spannungsmessern ausgestattet war) zeigt Zeile 14. Aus Gesamtspannung in kg (Zeile 14 b) und Bandgeschwindigkeit (Zeile 9) ergeben sich die „Zug-PS“ (Zeile 15). Der Nettokraftverbrauch, der zur Reduktion des Bandes in jedem Gerüst erforderlich ist, d. h. also der Kraftverbrauch, der sich bei Ausschaltung der Einwirkung des Bandzuges ergibt, kann nun ermittelt werden (Zeile 16); z. B. hat Gerüst 3 eine Motorleistung von 852 PS, aber infolge der Bandspannung zieht Gerüst 3 mit 223 PS auf die vorhergehenden Gerüste und wird selbst mit 274 PS gezogen. Der Nettokraftverbrauch (Netto-Walz-PS) für Gerüst 3 ist demnach 852 - 223 + 274 = 903 PS. Aus der Walzleistung in t/h bei pausenloser Durcharbeit (Zeile 17), die sich ermittelt aus Bandgeschwindigkeit, Bandquerschnitt und spezifischem Gewicht, und den Netto-Walz-PS (Zeile 16) ergibt sich schließlich der Netto-PS-Bedarf je t (Zeile 18).

In Bild 1 ist der PS-Bedarf je t nun als Ordinate und die Längung des Bandes als Abszisse aufgetragen. Die sich ergebende Kraftbedarfskurve kann nun zur Ermittlung der voraussichtlichen Motorbelastung für ein ähnliches Walzerzeugnis benutzt

¹⁾ Iron Steel Engr. 17 (1940) Nr. 5, S. 19/34 u. 47.

Zahlentafel 1. Versuchswalzung eines 682 mm breiten weichen Stahlbandes von 1,88 auf 0,23 mm Dicke auf einer 5fach-Tandemkaltstraße mit 1066 mm Ballenlänge.

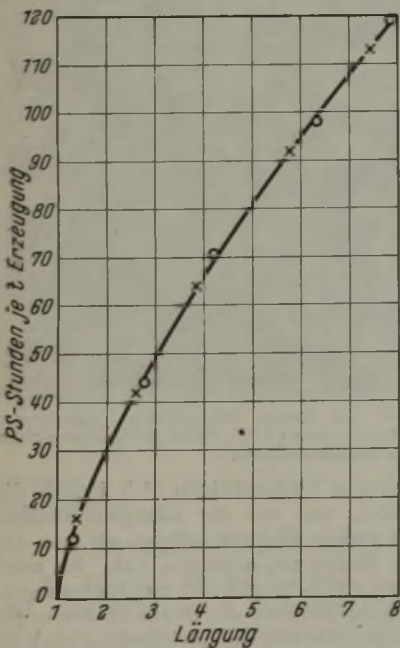
1. Stich-Nr.		1	2	3	4	5		Haspel	Ins-gesamt
2. Motor-Ampere		280	1140	1005	1060	1080		85	4650
3. Motor-Volt ¹⁾		665	665	665	665	665		730	
4. Motor-kW		186	757	669	705	719		62	3098
5. Motor-PS ²⁾		233	968	852	897	918		76	3944
6. Motor-Drehzahl min		658	585	562	625	710			
7. Uebersetzungsverhältnis		14,83	6,27	3,91	2,94	2,64			
8. Walzendurchmesser mm		510,54	518,16	519,43	515,62	514,35			
9. Walzenumfangsgeschwindigkeit m/min		71,6	152,1	233,2	344,4	434,3			
10. Bandstärke mm	1,88		1,45	0,68	0,45	0,30		0,23	
11. Bandquerschnitt mm ²	1283		987	465	303	204		163	
12. Abnahme in %		23	52,8	35	32,6	20,3			87,3
13. Gesamtlängung			1,3	2,75	4,23	6,27		7,87	
14. Geschätzter Zug									
a) kg/mm ²			10,55	14,06	17,58	17,58		4,83	
b) kg insgesamt		10 433	6550	5321	3592	789			
15. Zug-PS		167	223	274	274	274		76	
16. Netto-Walz-PS		400	1024	903	897	720			3944
17. Walzleistung in t/h bei pausenloser Durcharbeit									33,02
18. PS-Stunden je Tonne									
a) je Stich		12,1	31,0	27,3	27,2	21,8			119,4
b) insgesamt			12,1	43,1	70,4	97,6		119,4	

1) Ablesewert. — 2) Errechnet unter Einsetzung der Wirkungsgrade.

Zahlentafel 2. Kraftbedarfsberechnung für die Walzung von 813 mm breitem × 2 mm starkem weichem Band auf 813 × 0,26 mm in 5 Stichen bei 548 m/min Austrittsgeschwindigkeit.

1. Stich-Nr.		1	2	3	4	5		Haspel	Ins-gesamt
2. Bandstärke mm	1,98		1,40	0,76	0,51	0,34		0,26	
3. Bandquerschnitt mm ²	1613		1135	619	413	279		217	
4. Abnahme in %		29,5	45,5	33,3	32,5	22,2			86,5
5. Gesamtlängung	1,00		1,42	2,60	3,90	5,77		7,42	
6. Bandgeschwindigkeit m/min	73,6		104,8	192,0	288,0	426,7		548,6	
7. Walzleistung in t/h bei pausenloser Durcharbeit									55,0
8. PS-Stunden je t									
a) insgesamt (aus der Kurve)			16,3	42,3	64,2	91,6		113,2	
b) je Stich		16,3	26,0	21,9	27,4	21,6			113,2
9. Netto-Walz-PS		897	1430	1207	1506	1186			6226
10. Geschätzter Bandzug									
a) kg/mm ²			14,06	17,58	21,09	21,9		7,3	
b) kg insgesamt		15 966	10 886	8709	5874	5874		1524	
11. Zug-PS		371	468	558	558	558		188	
12. Netto-Motor-PS		526	1333	1117	1506	1556		188	6226

werden, auch wenn Stichplan, Walzgeschwindigkeit und Bandbreite in allerdings nicht zu großem Maße geändert sind. Es braucht nur die dargelegte Rechnungsart in umgekehrter Ordnung geführt zu werden. Eine solche Kraftbedarfsrechnung ist in Zahlentafel 2 unter Zuhilfenahme der Energiebedarfskurve (Bild 1) wiedergegeben für die Walzung eines weichen Bandes



Bezeichnung der Kurvenpunkte:

Kreise = aus einer Versuchswalzung eines 682 mm breiten weichen Bandes von 1,88 auf 0,23 mm Dicke in 5 Stichen (Zahlentafel 1).

Kreuze = abgelesen aus der Kurve zwecks Musterberechnung für Kaltwalzung von weichem Stahlband 813 × 2 mm auf 813 × 0,26 mm in 5 Stichen bei 548 m Austrittsgeschwindigkeit (Zahlentafel 2).

Bild 1. Kraftbedarfskurve bei Kaltwalzung von niedriggekohtem Bandstahl für Weißbleche.

von 812 mm Breite, von 1,98 auf 0,26 mm Stärke in 5 Stichen bei rd. 550 m Walzgeschwindigkeit. Aus den gewünschten Walzdaten (Spalte 2 bis 6) ergibt sich die Walzleistung in t/h bei pausenloser Durcharbeit und aus dieser und den aus der Kurve (Bild 1) entnommenen PS-Stunden je t die Netto-Walz-PS (Zeile 9). Aus Bandzug (Zeile 10) und Zug-PS (Zeile 11) findet man die gesuchten Motor-PS (Zeile 12).

Es ist nun klar, daß solche aufgestellten Kraftbedarfskurven nur für ähnliche Erzeugnisse bei ähnlichen Walzbedingungen benutzt werden dürfen. Andere Stahlsorten, stark unterschiedliche Stärken oder Walzbedingungen zwingen zur Benutzung von Energiebedarfskurven, die unter für sie ähnlichen Umständen erhalten worden sind. Deshalb zeigt Kenyon in seiner Abhandlung weitere Kurven, die er gefunden hat 1. bei der Walzung von Weißblech aus Bessemer- und Siemens-Martin-Stahl an 5fach- oder 4fach-Tandemstraßen oder Umkehrgerüsten verschiedener Ballenlänge, 2. bei der Walzung von Bändern für verzinkte Bedachungsbleche, für die, da sie in der Stärke zwischen Weiß- und Kraftwagenblechen liegen und daher sowohl auf Weißblech- als auch auf Karosserieblechstraßen gewalzt werden, die Energieverbrauchskurven für 3- und 4fach-Straßen gezeigt sind, und 3. bei der Walzung von Bandblechen bis zu 2 m breit in Stärken von 0,8 bis 1,2 mm an 3fach-Tandem- und Umkehrstraßen.

Durch diese Untersuchungen wurde festgestellt, daß der ermittelte PS-Stunden-Verbrauch je t 1. praktisch für das Walzen auf 4- oder 5fach-Tandemstraßen gleich ist, 2. für gleiche Bänder

Zahlentafel 3. kWh-Verbrauch bei der Kaltwalzung von Weißblechen für 1 t fertigen Weißbleches.

Erzeugungsgang	kWh/t
Beizen des Rohbandes	5,5
Kaltwalzung — Hauptantrieb	104,3
Kaltwalzung — Hilfsantriebe	13,5
Elektrolytische Beize	9,9
Glühe	6,4
Dressieren — Hauptantriebe	14,3
Dressieren-Hilfsantriebe	4,0
Besäumen und Unterteilen	7,5
Weißbeize	1,1
Verzinnung	8,4
Sortieren, Verpacken und Fertigbearbeitung	13,9
Insgesamt	188,8

etwas größer ist, wenn diese auf Straßen größerer Ballenlänge gewalzt werden, offensichtlich infolge der entstehenden größeren Reibungsverluste der größeren Straße, 3. bei höheren Fertigstärken etwas größer ist als bei dünnen und daß 4. die Energieverbrauchskurve kaum oder nur ein geringes höher liegt beim Walzen von stärkerem Rohband. Der Klarheit wegen sei darauf hingewiesen, daß der tatsächliche Kraftbedarf natürlich bei stärkerem Rohband, aber gleicher Endstärke, infolge der größeren Längung steigt.

Der PS-Stunden-Verbrauch je t gestattet die Bestimmung der Motor-Einzelbelastung und der Gesamtbelastung. Für die

Ermittlung der Durchschnitts-Leistungsanforderung und des monatlichen kW-Verbrauchs ist selbstverständlich die tatsächliche Erzeugung und der tatsächliche kW-Verbrauch je t erforderlich. Kenyon gibt deshalb für die einzelnen Erzeugnisse diese Zahlen in vielen Beispielen an. Ein solches Beispiel ist in *Zahlentafel 3* angeführt, wo der kW-Verbrauch für 1 t Fertigerzeugnis bei der Kaltwalzung von Weißblech, angefangen vom Beizen des Bandes bis zum Sortieren und Verpacken des fertigen Weißbleches, genannt wird.

Aus den weiterhin genannten Zahlen ergibt sich, daß der Durchschnitts-Energieverbrauch praktisch der gleiche ist für die Walzung entweder auf 4fach- oder 5fach-Tandemstraßen oder auf Einzel-Umkehrgerüsten. Die Nettoenergie für die gewöhnliche Kaltwalzung von weichen Stahlbändern in ungefähr 7,5facher Verlängerung beläuft sich auf 108 PS-Stunden je t und die Bruttoaufnahme des Hauptantriebsgenerators einschließlich des Zusatz- und Erregergenerators beträgt durchschnittlich 101 kWh je t kaltgewalzten Bandes. Bei der Walzung von Bessemer-, hoch phosphorhaltigen und anderen ähnlichen härteren Stählen ist der Kraftbedarf um 10 bis 20 % höher gegenüber dem weicheren Siemens-Martin-Stahl. Tandemstraßen, die mit einer Austrittsgeschwindigkeit von rd. 500 m/min arbeiten, erzeugen gleichmäßig 181 bis 204 t in der Achtstundenschicht; mit dem Streben nach schwereren Ringen und höheren Walzgeschwindigkeiten kann ein durchschnittliches Ausbringen je Schicht von mehr als 272 t erwartet werden.

Aehnlich ergibt sich, daß beim Walzen von breiteren und stärkeren Bändern der Durchschnittsenergieverbrauch praktisch an 3fach-Tandemstraßen oder Einzel-Umkehrgerüsten gleich ist. Die Nettoenergie für die gewöhnliche Kaltreduktion in ungefähr 2,7facher Verlängerung beläuft sich auf 44 bis 48 PS-Stunden je t und die Bruttoaufnahme des Hauptantriebsgenerators einschließlich des Zusatz- und Erregergenerators beträgt im Durchschnitt 40 bis 42 kWh je t kaltgewalzten Bandes. Bei günstigen Walzungen wie 1524 mm Breite \times 0,95 mm Stärke mag die höchste Leistung 90 t/h übersteigen, obgleich über längere Zeitabschnitte die Durchschnittserzeugung der Walzwerke 32 bis 41 t/h nicht überschreitet.

Hans Cramer.

Kaiser-Wilhelm-Institut für Eisenforschung zu Düsseldorf.

Feinbauuntersuchungen an Eisenerzen mittels Röntgendurchstrahlung.

Bei Feinbauuntersuchungen an Eisenerzen, die Aufschluß über den möglicherweise erzielbaren Anreicherungsgrad geben sollen, kommt es nicht nur darauf an, den Verwachsungsgrad der Gemengteile und damit den Aufschlußpunkt für die Zerkleinerung zu ermitteln, sondern man muß vor allen Dingen die Eisenträger eindeutig erkennen und ihren Eisengehalt wenigstens annähernd richtig einschätzen können. Da für diese Aufgabe die übliche, an sich sehr vollkommen durchgebildete Dünn- und Anschliffmikroskopie nicht immer ausreicht, entwickelten Helmut Kirchberg und Hermann Möller¹⁾ ein Verfahren zur Röntgendurchstrahlung von Erzdünnschliffen, um hierdurch bessere Grundlagen für die Beurteilung des Eisengehalts in den verschiedenen Erzgemengteilen zu schaffen.

Die Zusammensetzung der deutschen Eisenerze ist für das neue Verfahren günstig. Die meisten von ihnen enthalten Eisen als einziges schweres Element; daneben sind außer den Elementen Sauerstoff und Kohlenstoff praktisch nur die Leichtmetalle Aluminium, Silizium, Kalzium und Magnesium von Bedeutung. Für die Absorption der Röntgenstrahlung ist es nur von untergeordnetem Einfluß, in welchen Verbindungen und Mengenanteilen diese Atomarten neben dem Eisen vorliegen; die Absorption wird hauptsächlich nur durch den Eisengehalt der einzelnen Verbindungen bestimmt. Die Schwärzung einer Filmschicht, auf welche die Röntgenstrahlung nach Durchgang durch den Erzschliff trifft, wird also einen brauchbaren Maßstab für die Verteilung des Eisens auf die einzelnen Gefügebestandteile liefern.

Nachdem die Richtigkeit dieser Ueberlegung durch Vorversuche bestätigt war, wurde folgender Verfahrensgang zur Herstellung von Dünnschliff-Röntgenaufnahmen entwickelt. Verwendet werden Schliffe von 30 bis 40 μ Dicke, die jedoch nur auf ein Deckglas aufgekittet und nicht eingedeckt werden dürfen. Die für einen guten Kontrast in den Röntgenaufnahmen recht geringe Schliffdicke ist dadurch bedingt, daß sich von den Schliffen auch einwandfreie lichtoptische Bilder zum Vergleich herstellen lassen müssen. Zur Erhöhung der mechanischen Festigkeit werden die Schliffe mit der Deckglasseite auf einen Objekträger, der eine Bohrung von 8 bis 10 mm

hat, so aufgebracht, daß der mit Röntgenstrahlen zu untersuchende Teil des Schliffes über der Bohrung liegt. Bei der Aufnahme wird der Schliff auf den Tageslichtschutz des Films gelegt und mit Röntgenstrahlen belichtet. Zur Erreichung guter Kontraste muß monochromatische Strahlung mit einer Wellenlänge etwas unter der K-Absorptionskante des Eisens verwendet werden. Da eine Röhre mit Nickelanode, welche die geeignetste Strahlung geliefert hätte, nicht verfügbar war, wurde eine Kupferröhre benutzt, die bei 10 kV mit 30 mA betrieben wurde. Der Objektstand vom Fenster der Röhre betrug 65 cm; je nach dem durchstrahlten Erz bewegten sich die Belichtungszeiten zwischen 60 und 180 s.

Da nicht sofort eine vergrößerte Aufnahme hergestellt werden kann, muß eine nachträgliche Bildvergrößerung vorgenommen werden. Verwendet man an Stelle normalen Röntgenfilms einen Feinkornfilm, der allerdings zur Erhöhung der Kontraste in kräftig arbeitendem Metol-Hydrochinon-Entwickler entwickelt werden muß, so können die Aufnahmen ohne merkbare Störung durch das Filmkorn etwa 10mal vergrößert werden. Das genügt im allgemeinen vollständig, um die wichtigen Einzelheiten zu erkennen.

Durch die Gegenüberstellung lichtoptischer und röntgenographischer Bilder desselben Schliffes ergibt sich eine gute Ergänzung der üblichen mikroskopischen Untersuchung. In den Fällen, in denen die mehr oder weniger große Durchsichtigkeit der Gefügebestandteile eines Erzes tatsächlich von deren Eisengehalt abhängt, stimmen lichtoptisches Bild und Röntgenbild fast vollständig überein.

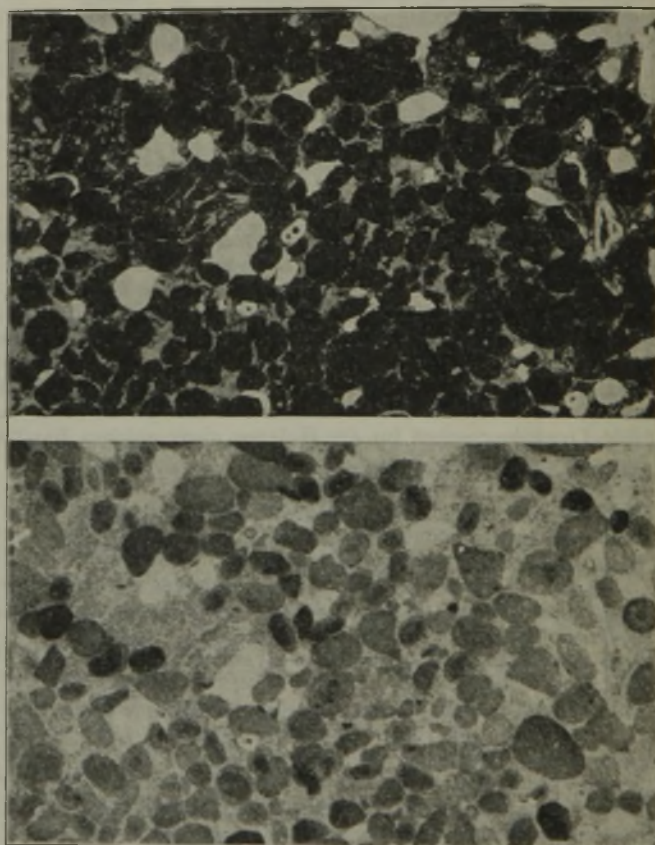


Bild 1. Oolithisches Kreideerz der Grube Finkenkühle (Salzgitterer Horizont), Dünnschliff, oben lichtoptisch ($\times 10$), unten röntgenographisch ($\times 10$, nachvergrößert).

Bei sehr vielen Eisenerzen unterscheiden sich jedoch die beiden Bilder sehr erheblich, und aus der Röntgenaufnahme ergibt sich eine wesentlich andere Eisenverteilung, als man auf Grund des lichtoptischen Bildes angenommen hat. So zeigt *Bild 1* die Gegenüberstellung von lichtoptischer und röntgenographischer Aufnahme eines Salzgittererzes der Grube Finkenkühle. Man erkennt, daß die im lichtoptischen Bild gleichmäßig opak erscheinenden Ooide im Röntgenbild beträchtlich voneinander abweichende Eisengehalte und in sich selbst verschieden eisenreiche Schalen aufweisen. Ein Teil der Ooide liegt außerdem mit seinem Eisengehalt nur unwesentlich über dem der Grundmasse.

Bisher ist es nur möglich, qualitative Angaben über den Eisengehalt der verschiedenen Gemengteile zu machen. Wie weit eine quantitative Auswertung der Röntgenbilder, d. h. eine röntgenographische Eisenanalyse der Gefügebestandteile, durchgeführt werden kann, hängt davon ab, ob es gelingt, ein Verfahren zur Messung der Schliffdicke mit hoher Genauigkeit zu entwickeln.

Helmut Kirchberg.

¹⁾ Mitt. K.-Wilh.-Inst. Eisenforsch. 23 (1944) Lfg. 17, S. 309/14.

Patentbericht.

Außerordentliche Maßnahmen im Patent- und Gebrauchsmusterrecht.

Der Generalbevollmächtigte für die Reichsverwaltung hat auf Grund gesetzlicher Ermächtigung mit Zustimmung des Beauftragten für den Vierjahresplan und des Oberkommandos der Wehrmacht am 10. Januar 1942 eine Verordnung über außerordentliche Maßnahmen im Patent- und Gebrauchsmusterrecht erlassen¹⁾. Sie enthält Bestimmungen über Gebührenstundung, Verlängerung der Patendauer, Wiederinkrafttreten erloschener Patente, Feststellung des Unterbleibens der Schutzverlängerung, beschränkte Wirkung der Schutzverlängerung, Erlöschen der Patente, Wegfall von Jahresgebühren, Nachzahlung von Jahresgebühren, Ausländerbehandlung, Lizenzverträge, Benutzungsrecht auf Grund von Lizenzbereitschaft und Zwangslizenzen. Gleichzeitig wird der Reichsminister der Justiz ermächtigt, Bestimmungen zur Ergänzung und Aenderung dieser Verordnung zu treffen. Der Reichsminister der Justiz wird weiterhin ermächtigt, während des Krieges auf dem Gebiete des Patent- und Gebrauchsmusterrechts weitere ergänzende oder vom geltenden Recht abweichende Vorschriften zu erlassen, soweit dies aus Gründen der öffentlichen Ordnung geboten ist. Diese Verordnung tritt am siebenten Tage nach der Verkündung in Kraft, soweit sich nicht aus einzelnen Vorschriften anderes ergibt. Der Reichsminister der Justiz bestimmt, wann ihre Vorschriften außer Kraft treten.

Deutsche Patentanmeldungen²⁾.

(Patentblatt Nr. 4 vom 22. Januar 1942.)

Kl. 18 b, Gr. 2, R 105 482. Kernloser Induktionsöfen für Frequenzen bis zu 200 Herz zum Entfernen von Schwefel und Phosphor aus Roheisen und Stahl. Ivar Rennerfelt, Stockholm.

Kl. 18 c, Gr. 6/70, R 109 561. Haspelöfen. Erf.: Louis Emil Broemel, Völklingen (Saar). Anm.: Röchling'sche Eisen- und Stahlwerke, G. m. b. H., Völklingen (Saar).

Kl. 18 c, Gr. 10/03, B 194 416. Drehbarer Tieföfen. Erf.: Heinz Brockmann, Düsseldorf. Anm.: Brockmann & Bundt, Industrie-Ofenbau, Düsseldorf.

Kl. 18 c, Gr. 11/10, A 86 328. Ofen zum abwechselnden Erwärmen und Abkühlen des Glühgutes. Erf.: Gerhard Schumann, Berlin-Frohnau. Anm.: Allgemeine Elektrizitäts-Gesellschaft, Berlin.

Kl. 42 k, Gr. 20/02, M 147 516. Dauerschlagmaschine zum Bestimmen der Biegeschwingungsfestigkeit von Probestäben. Erf.: Dipl.-Ing. Karl August Huboi, Friedrichshafen a. B. Anm.: Maybach-Motorenbau, G. m. b. H., Friedrichshafen a. B.

Kl. 42 k, Gr. 21/03, B 188 487. Vorrichtung zum Messen kleinster Längenänderungen von Prüfstäben aus Metall bei hohen Temperaturen. Hans Jansen, Bochum.

Kl. 48 a, Gr. 1/01, H 160 031. Verfahren zum Reinigen von Metalloberflächen. Dr.-Ing. Walter Heimberger, Bayreuth.

Kl. 80 b, Gr. 5/07, M 150 505. Vorrichtung zur Herstellung von Schlacken- und Mineralwolle mittels Dampf- oder Preßluftstrahls. Fritz Muthmann, Blumberg i. B.

Deutsche Gebrauchsmuster-Eintragungen.

(Patentblatt Nr. 4 vom 22. Januar 1942.)

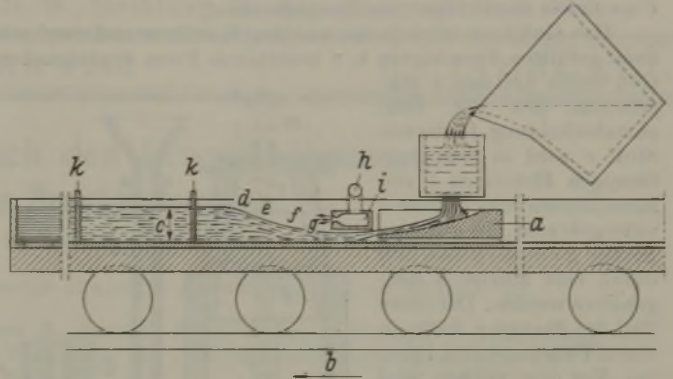
Kl. 7 b, Nr. 1 512 853. Abzughaspel für Draht- und Metallbandwickel. Meto-Gesellschaft Kind & Söhne, Rodenkirchen a. Rh.

Kl. 21 h, Nr. 1 512 834. Kippbarer Lichtbogenofen. Siemens & Halske, A.-G., Berlin-Siemensstadt.

Deutsche Reichspatente.

Kl. 31 c, Gr. 21, Nr. 709 988, vom 22. Juni 1937; ausgegeben am 1. September 1941. Compagnie des Forges de Châtillon, Commentry & Neuves-Maisons in Paris. (Erfinder: Louis François Joseph Claude Antoine Thibaudier in St. Marcellin, Isère, Frankreich.) Verfahren zum ununterbrochenen Gießen von Stangen.

Ein Metallstrom wird einer muldenförmigen, oben offenen Gießform a zugeführt, die eine relative Bewegung mit der Geschwindigkeit b gegenüber der Eingießstelle ausführt. Ein Teil der lebendigen Kraft des Metallstromes geht in Gestalt von Stößen und Wirbeln verloren, der andere Teil, der den ferrostatischen Druck c ausgleicht, bewirkt, daß das Metall eine Art Böschung d, e, f, g ersteigt, die die bereits eingegossene flüssige Masse begrenzt und deren obere Fläche mit dem Boden der Gießform verbindet. Die Gegenströmung des eingegossenen



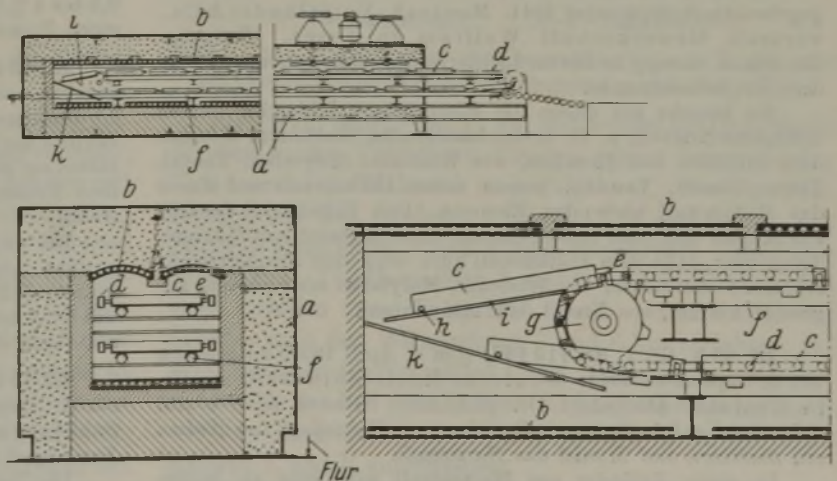
Metalls kann auch durch einen Gasstrom aufgehalten werden, der durch eine Rohrleitung h aus dem Düsenkasten i die Böschung d, e, f, g anbläst. Um eine Verminderung der Steighöhe der bereits gegossenen Teile zu verhindern, wenn man während des Gießens die den Ausgleich zwischen lebendiger Kraft und dem ferrostatischen Druck bewirkenden Verhältnisse ändert, werden Trennwände k eingesetzt.

Kl. 31 a, Gr. 2₄₀, Nr. 710 058, vom 15. Juni 1939; ausgegeben am 3. September 1941. Veitscher Magnesitwerke, A.-G., in Wien. (Erfinder: Dr.-Ing. Franz Czedik in Groß-Weitsch.) Verfahren zum Herstellen von feuerfesten Auskleidungen für Hochfrequenzöfen.

Das geformte Gemisch aus feuerfesten Massen und metallischen Stoffen wird im Ofen durch Induktionswirkung in der Masse selbst erhitzt und anschließend durch Oxydation der metallischen Stoffe, gegebenenfalls unterstützt durch Zugabe sauerstoffabgebender Stoffe, verfestigt.

Kl. 18 c, Gr. 9₅₀, Nr. 710 084, vom 6. März 1937; ausgegeben am 3. September 1941. Firma Otto Junker in Lammersdorf über Aachen. Fördervorrichtung für einen einseitig offenen, waagrecht oder schräg angeordneten Ofen mit Wärmerückgewinnung.

Der Ofen a wird nahe dem geschlossenen Ende bei b z. B. elektrisch beheizt und hat für das Glühgut eine endlose Fördervorrichtung aus oben offenen Kasten c und seitlich angebrachten Bewegungsmitteln d, z. B. Ketten, die durch Gelenke e leicht



lösbar miteinander verbunden sind. Die Kasten werden auf Gleitschienen f verschoben und von dem Obertrum auf das Untertrum durch die Umkehrrolle g umgeführt. Um eine Kippbewegung der Kasten zu vermeiden, haben diese an der Außenseite ihrer freien Enden Ansätze oder Rollen h, mit denen sie auf den Führungsschienen i, k gleiten oder laufen. Auf diese

¹⁾ Reichsgesetzblatt, Teil II, Nr. 2 vom 16. Januar 1942, S. 81/83.

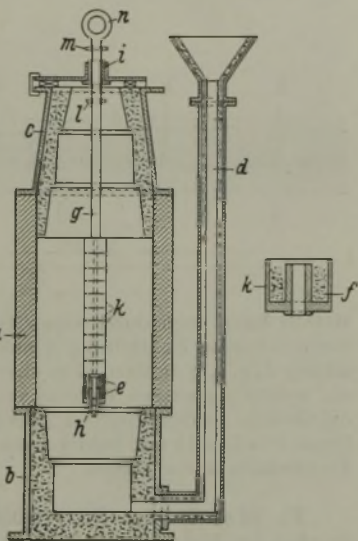
²⁾ Die Anmeldungen liegen von dem angegebenen Tage an während dreier Monate für jedermann zur Einsicht und Einsprucherhebung im Patentamt zu Berlin aus.

Weise werden die Kästen unter Beibehaltung einer nahezu waagerechten Lage auf das Untertrum übergeführt, wo sie wieder auf Gleitschienen f weiterbefördert werden. Beim Verlassen des Ofens löst sich die Verbindung von Kasten c und Bewegungsmittel d selbsttätig, so daß der Kasten z. B. über einen Rollgang einem andern Arbeitsplatz zugeführt werden kann.

Kl. 31 c, Gr. 16₀₂, Nr. 710 098, vom 28. Oktober 1938; ausgegeben am 3. September 1938. Französische Priorität vom 22. November 1937. Société des Aciéries de Longwy und Lazare Quincy in Mont Saint Martin, Meurthe & Moselle, Frankreich. *Verfahren und Vorrichtung zum Umwandeln des Gefüges von Hartgußwalzen.*

Das Gußeisen wird in die aus der Kokille a und zwei mit Sand gefüllten Formkästen b, c bestehende Form in steigendem Guß durch Leitung d eingelassen.

Der die Graphitabscheidung fördernde Stoff e wird in dem ringförmigen Hohlraum f von Metallhülsen oder Patronen untergebracht, die auf eine Stange g aufgeschoben und durch eine Mutter h festgehalten werden. Der obere Teil der Stange g kann in einem Führungsstück i gleiten. Vor dem Gießen wird diese Vorrichtung in die Form eingesetzt; nach dem Einfüllen des Gußeisens wird so lange gewartet, bis die weiße Zone bis zur gewünschten Stärke erstarrt. Hierauf wird das Schmelzen der Patronenmängel k bewirkt oder beschleunigt durch Drehen und Auf- und Abbewegen der Stange g, deren Hub durch zwei Anschläge l, m begrenzt werden kann. Nach Ablauf der erforderlichen Zeit für die Auflösung des Pulvers e in der Schmelze wird die Stange g mit dem zurückbleibenden Gerippe durch den Ring m aus der gegossenen Walze herausgezogen.



Kl. 40 b, Gr. 4, Nr. 710 122, vom 26. Mai 1934; ausgegeben am 9. September 1941. Fried. Krupp, A.-G., in Essen. (Erfinder: Dr. rer. nat. Werner Jellinghaus.) *Palladium-Eisen-Legierungen als Dauermagnete.*

Bei der aus Eisen und Palladium bestehenden ferromagnetischen Legierung stehen die Gehalte an Eisen und Palladium zueinander ungefähr im Verhältnis ihrer Atomgewichte; durch Abkühlen von hoher Temperatur und nachfolgendes Anlassen bei niedrigerer Temperatur oder durch langsame Abkühlung von hoher Temperatur wird eine Gefügewandlung herbeigeführt. Das Palladium kann teilweise durch Platin ersetzt werden.

Kl. 40 b, Gr. 17, Nr. 710 123, vom 16. Februar 1933; ausgegeben am 9. September 1941. Meusch, Voigtländer & Co., vormals Gewerkschaft Wallram in Essen. (Erfinder: Dr. Franz Skaupy in Berlin-Lichterfelde.) *Hartlegierung, besonders für Schneidzwecke.*

Sie besteht aus einem die Hauptmenge bildenden harten Gefügebestandteil, z. B. hochschmelzenden Karbiden, Boriden oder Siliziden von Metallen, wie Wolfram, Molybdän, Tantal, Titan, Chrom, Vanadin, einem zähen Hilfsmetall und einem das Hilfsmetall härtenden Element. Das Hilfsmetall besteht aus Kupfer und/oder Silber, das härtende Element aus Silizium, Titan oder, falls dem Hilfsmetall auch noch den Schmelzpunkt erhöhende Elemente, wie Wolfram, Molybdän oder Chrom, zugesetzt werden, aus Nickel oder Aluminium.

Kl. 49 h, Gr. 1, Nr. 710 146, vom 4. April 1939; ausgegeben am 5. September 1941. Deutsche Edelstahlwerke, A.-G., in Krefeld. (Erfinder: Dr. phil. nat. Richard Kieffer und Friedrich Krall in Reutte.) *Verfahren zur Herstellung von Walzen mit Stahlkern und Mantel aus Hartmetall.*

In einen Zylinder aus Hartmetall wird eine an beiden Enden aus dem Hartmetallzylinder herausragende Seele aus Stahl bei Temperaturen bis höchstens 300° mit einem gleichmäßig von beiden Seiten wirkenden Druck, der die Elastizitätsgrenze des Stahles überschreitet, eingestaucht und dabei der Hartmetallzylinder durch Einsetzen in einen dicht umschließenden Stahlblock gegen Zerspringen gesichert.

Kl. 18 c, Gr. 8₅₅, Nr. 710 432, vom 26. März 1937; ausgegeben am 12. September 1941. Zusatz zum Patent 685 657 [vgl. Stahl u. Eisen 61 (1941) S. 798]. Eisen- und Hüttenwerke, A.-G., in Bochum. (Erfinder: Dipl.-Ing. August Canzler in Bochum.) *Verfahren zur Behandlung von gezünderten, warm gewalzten Transformatorblechen.*

Die Bleche werden gebeizt und geputzt, darauf mit einem Ueberzug aus Phosphat oder anderen alkalisch wirkenden Mitteln versehen, darauf getrocknet, sodann durch Kaltwalzen geblättert und schließlich gegläht.

Kl. 67 a, Gr. 9, Nr. 710 645, vom 14. Juni 1939; ausgegeben am 18. September 1941. Malmedie & Cie., Maschinenfabrik, A.-G., in Düsseldorf. (Erfinder: Hans Mucke in Düsseldorf.) *Verfahren und Vorrichtung zum Schleifen und Polieren von Draht.*

Der Draht wird von einer Abwickeltrommel ununterbrochen auf eine Aufwickeltrommel gezogen und zwischen der Abwickel- und Aufwickeltrommel aus der geradlinigen Richtung abgewinkelt; der abgewinkelte Teil wird an den der Abwinkelung entsprechend gestellten Flächen einer umlaufenden Schleifscheibe ohne Eigendrehung des Drahtes kreisend vorbeigeführt.

Kl. 48 d, Gr. 2₀₁, Nr. 710 733, vom 17. Oktober 1937; ausgegeben am 19. September 1941. Schering A.-G. in Berlin. (Erfinder: Alwin Müller in Nürnberg.) *Verfahren zum Beizen von Eisen und Eisenlegierungen.*

Zum Beizen werden wässrige Lösungen solcher organischer Säuren oder deren Salze verwendet, die mit Eisen Komplexverbindungen eingehen können, z. B. Oxalsäure und ihre Salze, wobei man diesen Lösungen Wasserstoffsuperoxyd abgebende Verbindungen, wie z. B. Wasserstoffsuperoxyd, Perborate, Perkarbonate usw., in Mengen von etwa 20 bis 70% der Säure oder der Salzmenge zusetzt.

Kl. 80 b, Gr. 5₀₁, Nr. 710 849, vom 27. September 1938; ausgegeben am 22. September 1941. Dr.-Ing. Eduard Senfter in Völklingen a. d. Saar. *Verfahren zum Erwärmen und Ueberhitzen flüssiger Schlacken aus metallurgischen Prozessen.*

Die vom Brennstoff zur Beheizung der Schmelzöfen erzeugte Abgasmenge wird durch das in den Schmelzöfen liegende Schlackenbad unter Druck hindurchgeleitet.

Kl. 18 c, Gr. 8₀₀, Nr. 711 118, vom 6. Mai 1933; ausgegeben am 26. September 1941. Kohle- und Eisenforschung, G. m. b. H., in Dortmund. *Blankglühen von Blechen, Bändern und Gegenständen aus Stahl oder Metall.*

Hierzu wird ein von organischen Schwefelverbindungen befreites Schutzgas (Koksofengas, Leuchtgas, Wassergas) verwendet. Diese Gase werden bei Temperaturen zwischen 570 und 670°, vorzugsweise etwa bei 600°, über Kupfer als Katalysator geleitet, worauf die entstehenden Reaktionsstoffe durch Absorptionsmittel entfernt werden.

Kl. 40 b, Gr. 16, Nr. 711 135, vom 15. Juli 1934; ausgegeben am 26. September 1941. Heraeus-Vacuumschmelze, A.-G., in Hanau. (Erfinder: Dr.-Ing. Werner Hessenbruch in Hanau-Kesselstadt.) *Vergütbare Schneidlegierungen.*

Die Legierungen enthalten 12 bis 25% W, 25 bis 35% Cr, 0,3 bis 4% Be, Rest, und zwar 40 bis 55% Co; sie können noch einen Zusatz von Kohlenstoff in Mengen bis zu 3% enthalten.

Kl. 40 d, Gr. 1₀₅, Nr. 711 152, vom 2. September 1938; ausgegeben am 26. September 1941. Siemens & Halske, A.-G., in Berlin-Siemensstadt. (Erfinder: Dr. Helmut Bumm in Berlin-Charlottenburg und Dr. Horst G. Müller in Berlin.) *Verfahren zur gleichzeitigen Verbesserung der Anfangspermeabilität und ihrer Konstanz bei aushärtbaren Legierungen auf der Basis Eisen-Nickel.*

Die durch Ausscheidung aushärtbaren Legierungen werden gegläht, abgeschreckt und dann bei 500 bis 800° angelassen, derart, daß die vor dem Abschrecken durchgeführte Glühung während höchstens vier Stunden bei einer Temperatur dicht unterhalb der Löslichkeitsgrenze vorgenommen wird.

Kl. 18 d, Gr. 2₂₀, Nr. 711 194, vom 15. März 1938; ausgegeben am 27. September 1941. Meier & Weichelt, Eisen- und Stahlwerke, in Leipzig. (Erfinder: Dr. Franz Roll in Leipzig.) *Temperguß für Bremssteile.*

Der Temperrohguß enthält 2,0 bis 3,5% C, 0,4 bis 2,5% Si, 0,05 bis 0,7% Mn, 0,02 bis 1,0% Cr, 0,02 bis 3,0% Mo, Rest Eisen und Verunreinigungen mit der Maßgabe, daß der Molybdängehalt das Ein- bis Dreifache des Chromgehaltes beträgt; die Legierung dient zur Herstellung von Bremssteilen, die derart getempert werden, daß der Kohlenstoffgehalt je nach der Wandstärke 1,6 bis 2,5% beträgt.