

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 36

9. September 1943

63. Jahrgang

	Seite		Seite
Einfluß der Gefügeausbildung in Abhängigkeit von der Wärmebehandlung und Legierung auf die Dauerstandfestigkeit von Stahl. Von Hubert Bennek und Gerhard Bandel in Essen	653	Umschau Formel für das Erzen im basischen Lichtbogenofen. — Verhalten von Drahtseilen im Betrieb. — Neue Dreistoff-Lagerschale. — Archiv für das Eisenhüttenwesen	663
Betriebsüberwachung von Wärmöfen mit Halbgasfeuerung. Von Kurt Guthmann in Düsseldorf	659	Patentbericht	667
		Wirtschaftliche Rundschau	667
		Buchbesprechungen	668
		Vereinsnachrichten	668

Einfluß der Gefügeausbildung in Abhängigkeit von der Wärmebehandlung und Legierung auf die Dauerstandfestigkeit von Stahl

Von Hubert Bennek und Gerhard Bandel in Essen

[Bericht Nr. 632 des Werkstoffausschusses des Vereins Deutscher Eisenhüttenleute im NSBDT.*.]

(Untersuchung des Einflusses der Korngröße, Abschreckgeschwindigkeit und Legierung auf die Dauerstandfestigkeit auf Grund der Kurzzeitprüfung nach DIN-Vornorm DVM-Prüfverfahren A 117/118, von Langzeitdauerstand- und Zeitstandversuchen an unlegierten Stählen mit 0,12 bis 0,57 % C und legierten Stählen mit bis 0,4 % C, 1,5 % Si, 1,1 % Mn, 1,2 % Al, 6,3 % Cr, 2,7 % Mo, 1,2 % Nb, 1,5 % Ni, 0,6 % Ti, 1,0 % V, 1,0 % W und 0,7 % Zr. Einfluß der einzelnen Gefügearten auf die Dauerstandfestigkeit in Abhängigkeit von der Prüftemperatur und Belastungsdauer. Günstige Dauerstandfestigkeit des Zwischenstufengefüges.)

Die schnelle Entwicklung auf dem Gebiete der dauerstandfesten Stähle in den letzten beiden Jahrzehnten ist nach E. Houdremont¹⁾ neben der Vervollkommnung der Prüfverfahren²⁾ vor allem der Anwendung der durch planmäßige Erforschung der Wirkungsweise der einzelnen Legierungselemente gewonnenen Erkenntnisse zu verdanken. Dabei hat man sich hauptsächlich die Erhöhung der Rekristallisations- und Erholungstemperatur durch die Legierungszusätze sowie die Kristallgitterverspannungen durch Sonderkarbide oder andere Ausscheidungen zunutze gemacht¹⁾ 3). Während das Schrifttum über den Einfluß der verschiedenen Legierungselemente auf das Dauerstandverhalten von Stahl bei erhöhten Temperaturen in der letzten Zeit durch Veröffentlichung einer Reihe von Patenten und von systematischen und zahlreichen Einzeluntersuchungen bereichert worden ist³⁾ bis 36), hat der Einfluß der Gefügeausbildung bisher keine so starke Beachtung erfahren, obwohl in vielen Fällen er allein eine vollständige Klärung der Wirkungsweise der Legierungselemente zu geben vermag.

Dabei hatte eine Reihe von Beobachtungen an unlegiertem Stahl bereits mehrfach zu der Vermutung Veranlassung gegeben, daß der Gefügeausbildung eine sehr wesentliche Rolle für das Dauerstandverhalten beizumessen ist und daß ihr Einfluß manchmal sogar den des Legierungszusatzes überwiegen kann³⁷⁾. Im wesentlichen bezog sich das aber auf die starke, im allgemeinen günstige Wirkung groben Kornes auf die Dauerstandfestigkeit. Ueber den Einfluß der Korngröße liegen daher bereits ausgedehnte Untersuchungen an unlegiertem⁹⁾ 10) 16) 17) 37) bis 40) und niedriglegiertem Stahl⁸⁾ bis 14) 46) bis 53) sowie an hochlegierten Stählen³⁸⁾ 54) bis 59) und Nichteisenmetallen³²⁾ 60) vor, ohne daß es jedoch bisher gelang, eine vollauf befriedigende Erklärung für seine Ursache zu geben. Hinsichtlich der Abhängigkeit von der Gefügeausbildung ist bei unlegiertem

Stahl festgestellt worden, daß lamellarer Perlit im normalgeglühten Zustand günstiger für die Dauerstandfestigkeit als körniger Zementit ist³⁷⁾ 38). Da die Zusammenballung der Karbide nach längerer Glühdauer, besonders des Zementits, unter Belastung schon bei etwa 550° einsetzen kann, macht sich ihre ungünstige Wirkung bei Langzeit-Dauerstandversuchen bereits bei diesen Prüftemperaturen bemerkbar¹¹⁾ 12) 61) bis 66). Daß ganz allgemein die Beständigkeit der Gefügeausbildung bei der Beanspruchungstemperatur eine wichtige Voraussetzung für gutes Dauerstandverhalten, besonders im Langzeitversuch, darstellt, geht auch aus sonstigen Beobachtungen hervor. So ist die Erhöhung der Dauerstandfestigkeit durch eine Kalt- oder Warmverfestigung²⁾ 12) 54) 60) 67) 68) oder durch eine Annscheidungshärtung¹⁾ 3) 10) 21) bis 30) 56) nur auf solche niedrigen Prüftemperaturen beschränkt, bei denen während des Versuchs keine Gefügeänderung, also keine Rekristallisation bzw. kein Rückgang der Aushärtung durch Inlösunggehen oder durch Zusammenballung der Ausscheidungen, eintritt. Grundsätzlich ist daher ein vorheriges Anlassen des Werkstoffes auf Temperaturen oberhalb der Gebrauchstemperatur anzuraten.

Auffallenderweise ist die Abhängigkeit der Dauerstandfestigkeit von den deutlich ausgeprägten Unterschieden im Härtungs- und Vergütungsgefüge der Stähle bei verschiedener Wärmebehandlung und Legierung bisher nicht untersucht worden. Abgesehen von dem schon erwähnten Einfluß der Ausbildungsform des Zementits ist bei unlegiertem Stahl nur die Beobachtung mitgeteilt, daß Widmannstättensche Struktur im Gußzustand oder eine netz- oder zellenförmige Anordnung des Perlits an den ursprünglichen Austenitkorn Grenzen im normalgeglühten Zustand eine bessere Dauerstandfestigkeit ergeben soll als feinkörniges Gefüge mit normaler Verteilung des Perlits in globularem Ferrit³⁷⁾. Für verschiedene legierte Stähle liegen sehr widersprechende Angaben vor, ob durch eine Vergütungsbehandlung die Dauerstandfestigkeit gegenüber dem geblühten ferritisch-karbidischen Zustand erhöht werden

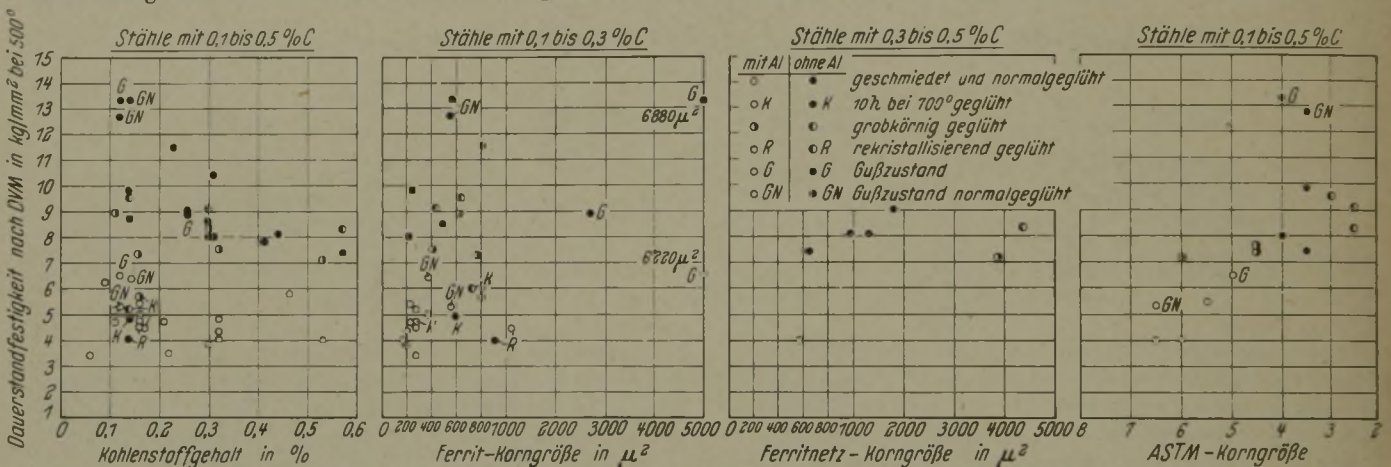
*) Sonderabdrucke sind vom Verlag Stahleisen m. b. H., Düsseldorf, Postschließfach 664, zu beziehen. — Schrifttum siehe am Schluß des ersten Teiles.

kann oder nicht^{3) 4) 7) bis 12) 20) 21) 38) 46)}, ohne daß jedoch Angaben über ein unterschiedliches Verhalten der verschiedenen Arten von Härtungs- und Vergütungsgefüge gemacht werden. Auch die gelegentlich schon beobachtete auffällige Abhängigkeit der Dauerstandfestigkeit mancher legierter Stähle von der Abschreckgeschwindigkeit^{7) 11) 30) 42) 46) 68) bis 73)} konnte bisher noch nicht in einen Zusammenhang mit der Gefügeausbildung gebracht werden. Die folgenden Untersuchungen sollen der Auffüllung dieser lückenhaften Kenntnisse über den Zusammenhang zwischen Dauerstandfestigkeit und Gefügeausbildung niedriglegierter Stähle dienen.

Eine wirksame Beeinflussung der Gefügeausbildung im Hinblick auf die Dauerstandfestigkeit kann durch mannigfaltige Maßnahmen bei der Erschmelzung, Verarbeitung und Wärmebehandlung sowie durch Wahl der Legierungsgehalte erzielt werden. Es ist im Rahmen dieser Arbeit jedoch nicht möglich und auch nicht beabsichtigt, auf sämtliche dieser Möglichkeiten umfassend einzugehen. Es soll vielmehr bevorzugt die Wir-

Dauerstandfestigkeit und auf das Langzeitverhalten im Dauerstand- und Zeitstandversuch.

Für die Untersuchungen wurden Werkstoffe verwendet, die als 20- bis 25-kg-Güsse im sauren oder basischen Hochfrequenzofen erschmolzen wurden, und zwar bis auf besonders vermerkte Ausnahmen ohne Aluminiumdesoxydation. Sie wurden auf Stangen von 20 mm Dmr. verschmiedet und in diesem Vergütungsquerschnitt wärmebehandelt, sofern nicht besondere Angaben gemacht sind. Einige aus größeren Betriebsschmelzen stammende Werkstoffe sind durch Unterstreichung der Stahlbezeichnung in den Zahlentafeln kenntlich gemacht. Die Dauerstandfestigkeit wurde nach DIN-Vornorm DVM-Prüfverfahren A 117/118⁴³⁾ in der Regel durch drei oder vier Einzelversuche mit verschiedener Belastung bestimmt. Auf die Wiedergabe der im einzelnen ermittelten Dehnungen und Dehngeschwindigkeiten mußte der Platzersparnis halber verzichtet werden. In einigen Fällen wurden auch Langzeitdauerstandversuche bis zu 1000 h sowie Zeitstandversuche⁸⁴⁾ von mehrjähriger Dauer bis zum Bruch der Proben durchgeführt.



Bilder 1 bis 4. Einfluß des Kohlenstoffgehaltes und der Korngrößen in Abhängigkeit von der Erschmelzung und Vorbehandlung auf die Dauerstandfestigkeit von unlegierten Stählen bei 500°.

kung derjenigen Maßnahmen behandelt werden, durch die Unterschiede in der Gefügeausbildung infolge verschiedenartigen Verlaufs des Umwandlungsvorganges bei der Abkühlung des Austenits herbeigeführt werden können, also vor allem der Wärmebehandlung und Legierung^{74) bis 82)}. Sonstige Einflußgrößen sollen nur dann eingehendere Berücksichtigung finden, wenn sie gelegentlich auch eine Wirkung auf den Umwandlungsvorgang ausüben können und es daher notwendig ist, sich Klarheit darüber zu beschaffen, ob und wie weit sie unabhängig davon eine eigene unmittelbare Wirkung auf die Dauerstandfestigkeit auszuüben imstande sind. Dazu gehören neben dem Einfluß der im α -Mischkristall gelösten Legierungselemente und etwa vorhandener Ausscheidungsvorgänge vor allem der der Korngröße, der an sich ja auch einen wesentlichen Teil der Gefügeausbildung darstellt.

Die Untersuchung soll sich daher auf folgende Punkte erstrecken:

1. Einfluß der Korngröße auf die Dauerstandfestigkeit unlegierter und niedriglegierter Stähle in Abhängigkeit von Erschmelzung und Wärmebehandlung.
2. Einfluß verschiedenartigen Umwandlungsgefüges auf die Dauerstandfestigkeit verschieden legierter Stähle in Abhängigkeit von der Abschreckgeschwindigkeit.
3. Einfluß verschiedenartigen Umwandlungsgefüges auf die Dauerstandfestigkeit bei jeweils übereinstimmender Wärmebehandlung in Abhängigkeit von der der kritische Abkühlgeschwindigkeit verändernden Höhe des Gehaltes an Legierungselementen.
4. Der Einfluß der Beständigkeit der einzelnen Gefügearten auf die Temperaturabhängigkeit der

Einfluß der Korngröße auf die Dauerstandfestigkeit

Ein großer Teil der anfänglich unerklärlichen Streuungen der Dauerstandfestigkeit bei verschiedenen unlegierten Stählen konnte schon früh mit der Korngröße in Zusammenhang gebracht werden. Viele Schlußfolgerungen, die früher ohne Berücksichtigung des starken Einflusses der Korngröße gezogen worden sind, müssen daher jetzt als unsicher oder falsch angesehen werden, z. B. hinsichtlich des Einflusses des Kohlenstoffgehaltes in unlegierten Stählen. Die Beziehungen zwischen Korngröße und Dauerstandfestigkeit sind nun aber keineswegs so einfach, wie vielfach angenommen wird. Die auch heute noch weitverbreitete Anschauung, daß grundsätzlich grobes Korn besonders im Gußzustand eine höhere Dauerstandfestigkeit aufweist als das feine Korn eines geschmiedeten oder gewalzten, normalgeglühten Stahles, entspricht durchaus nicht immer den Tatsachen^{17) 30) 45) 46) 58) 59) 85)}. Zunächst liegt eine Reihe von Beobachtungen vor, daß die günstige Wirkung groben Kornes bei Stahl nur bei höheren Temperaturen von etwa 450 bis 550° vorhanden ist, daß dagegen unterhalb 450° feines Korn die höhere Dauerstandfestigkeit ergibt. Später wurde dann festgestellt, daß die Sekundärkorngröße die Beziehungen überhaupt nicht klar wiederzugeben vermag. Von ausschlaggebender Bedeutung scheint vielmehr die ASTM-Korngröße⁸⁶⁾ zu sein.

Eine Nachprüfung dieser sich zum Teil widersprechenden Angaben an Hand der zahlreichen im Schrifttum vorhandenen Versuchswerte wird leider dadurch sehr erschwert, daß sie untereinander nicht vergleichbar sind infolge verschiedener Prüfverfahren oder wegen Fehlens von einwandfreien Angaben über die Korn-

größe. In den *Bildern 1 bis 4* wurde deshalb eine größere Anzahl eigener Versuchsergebnisse an verschiedenartig erschmolzenen und vorbehandelten unlegierten Stählen aus Betriebs- und Versuchsschmelzen zusammengestellt. *Bild 1* zeigt, daß ein Einfluß des Kohlenstoffgehaltes zwischen 0,1 und 0,5% auf die Dauerstandfestigkeit nach DVM bei 500° nicht vorhanden ist. *Bild 2* bestätigt, daß eine Auftragung der Dauerstandfestigkeit nach der Ferritkorngröße im Sekundärgefüge keine allgemeingültige Gesetzmäßigkeit erkennen läßt. Außerdem ist bei Kohlenstoffgehalten von mehr als 0,3% die Bestimmung der Ferritkorngröße wegen der größeren Perlitmenge schon nicht mehr einwandfrei möglich. An ihrer Stelle kann allenfalls die Größe des Ferritnetzes im Sekundärgefüge ausgemessen werden, die in etwa ein Maß für die Größe des ehemaligen Austenitkorns ist, aber im allgemeinen nicht mit der ASTM-Korngröße übereinzustimmen braucht. Ganz abgesehen davon, daß die Bestimmung der Ferritnetz-korngröße nur in einem begrenzten Legierungsbereich und bei geeigneter Wärmebehandlung möglich ist, steht auch sie nach *Bild 3* in keiner eindeutigen Beziehung zur Dauerstandfestigkeit. Am besten ordnen sich die Werte noch in Abhängigkeit von der ASTM-Korngröße ein (*Bild 4*), obwohl auch hier zum Teil recht große Abweichungen vorkommen, die nicht allein auf die Ungenauigkeit der Bestimmung der ASTM-Korngröße zurückgeführt werden können. Eine Durchsicht der Ergebnisse an den Versuchsstählen im einzelnen ergibt, daß die Beziehungen zwischen Korngröße und Dauerstandfestigkeit in Abhängigkeit von den Erschmelzungsbedingungen und der Vorbehandlung tatsächlich noch verwickelter sind.

Die Untersuchungen wurden an einer Reihe von Stählen mit etwa 0,15, 0,30 und 0,55% C vorgenommen, die sämtlich mit dem gleichen Einsatz im sauren Hochfrequenzofen von 50 kg Fassungsvermögen erschmolzen und jeweils ohne und nach Zugabe von 0,10% Stangenaluminium in der Pflanze in eine Kokille von 150 bis 160 mm Dmr. abgegossen und auf Stangen von 20 mm Dmr. ausgeschmiedet waren. Ein in gleicher Weise erschmolzener Stahlformguß C 1 und C 3 mit 0,12% C wurde bei Gießtemperaturen von 1600 und 1700° auf 50 mm □ abgegossen. Die Ergebnisse der Dauerstandsversuche und Gefügeuntersuchungen sind in *Zahlentafel 1* zusammengestellt⁸⁷⁾.

Der Stahlformguß wurde sowohl im Gußzustand als auch nach dem Normalglühen (1 h 950°) geprüft. Ein Einfluß der Gießtemperatur auf die Korn-

Zahlentafel 1. Einfluß der Aluminiumdesoxydation und Wärmebehandlung auf die Dauerstandfestigkeit von unlegierten Stählen.

Stahlbezeichnung	% C	% Si	% Mn	% Al gesamt	Wärmebehandlung	Dauerstandfestigkeit nach DVM in kg/mm ² bei		Ferritkorngröße u ²	ASTM-Korngröße
						400°	500°		
C 1	0,12	0,20	0,40	0,009 ¹⁾	Gußzustand	13	6,0	6222	5
					Gußzustand, 1 h 950°/Luft	14,2	5,3	551	6 bis 7
C 2	0,16	0,40	0,45	0,08 ¹⁾	1 h 900°/Luft	12,5	5,4	232	5 bis 6
					1 h 1170°/Luft	17,2	7,3	767	4 bis 5
					1 h 900°/Luft, 20% kaltgereckt	—	—	—	—
					10 h 700°/Luft	—	4,5	1044	—
					1 h 900°/Luft, 20% kaltgereckt	—	—	—	—
					10 h 700°/Luft, 1 h 900°/Luft	—	5,0	367	—
					1 h 900°/Luft, 10 h 700°/Luft	—	4,7	280	5 bis 6
C 3	0,12	0,30	0,49	0,005	Gußzustand	14,7	12,5	6800	3 bis 5
					Gußzustand, 1 h 950°/Luft	15,2	12,7	544	3 bis 4
C 4	0,14	0,38	0,41	0,002	1 h 925°/Luft	15,5	9,8	256	3 bis 4
					1 h 1100°/Luft	16,0	9,5	637	3
					1 h 925°/Luft, 20% kaltgereckt	—	4,0	907	—
					10 h 700°/Luft	—	—	—	—
					1 h 925°/Luft, 20% kaltgereckt	—	—	—	—
					10 h 700°/Luft, 1 h 925°/Luft	—	8,5	491	—
					1 h 925°/Luft, 10 h 700°/Luft	—	4,9	297	3 bis 4
					1 h 1100°/Luft, 10 h 700°/Luft	—	5,2	719	3
C 5	0,32	0,40	0,46	0,06 ¹⁾	1 h 900°/Luft	12,2	4,0	162	6
					1 h 1150°/Luft	18,5	7,5	3)	4 bis 5
					1 h 1150°/Luft, 2 × 1 h	—	4,8	214	6 bis 7
					900°/Luft	—	—	—	—
					1 h 900°/Luft	17,0	8,0	218	4
C 6	0,30	0,38	0,41	0,005	1 h 1100°/Luft	18,3	9,1	3)	2 bis 3
					1 h 1100°/Luft, 2 × 1 h	—	8,5	394	2
					900°/Luft	—	—	—	—
C 7	0,53	0,43	0,46	0,04 ¹⁾	1 h 940°/Luft	14,3	4,0	573 ⁴⁾	6 bis 7
					1 h 1120°/Luft	22,6	7,2	3890 ⁴⁾	6
C 8	0,57	0,44	0,46	0,006	1 h 850°/Luft	21,8	7,4	643 ⁴⁾	3 bis 4
					1 h 1100°/Luft	21,0	8,3	4350 ⁴⁾	2 bis 3
Mn 1	0,19	0,43	1,08	0,005	910°/Luft ⁵⁾	16,0 ²⁾	12,6	221	4 bis 5
					910°/Luft, 3 h 600°/Ofen ⁵⁾	11,5 ²⁾	7,4	221	—
Mn 2	0,16	0,52	1,15	0,005	880°/Luft ⁶⁾	19,5 ²⁾	9,5	119	3 bis 4
					880°/Luft, 3 h 600°/Ofen ⁶⁾	18,0 ²⁾	8,4	119	—
Mn 3	0,18	0,34	1,08	—	1100°/Luft, 2 h 600°/Luft	—	12,6	3)	3 bis 4

¹⁾ Aluminiumzusatz 0,10%. — ²⁾ Bei 450°. — ³⁾ Ferrit in Widmannstätten-Ausbildung.

⁴⁾ Ferritnetz im Sekundärgefüge. — ⁵⁾ 40-mm-Blech. — ⁶⁾ 14-mm-Blech.

größe und auf die Dauerstandfestigkeit war nicht zu erkennen. Obgleich durch das Normalglühen eine starke Verfeinerung des groben Gußkorns eingetreten war, war die Dauerstandfestigkeit bei 500° nur unwesentlich abgesunken und bei 400° sogar etwas angestiegen. Dagegen ergaben sich ganz erhebliche Unterschiede der Dauerstandfestigkeit bei 500° in Abhängigkeit von der Desoxydation (C 1 mit Aluminium: 5,3 bis 6,4, C 3 ohne Aluminium: 12,7 bis 13,5 kg/mm²). Diese Unterschiede entsprechen deutlich denen in der ASTM-Korngröße, während die Ferritkorngröße im Sekundärgefüge bei den mit und ohne Aluminium erschmolzenen Güssen praktisch gleich war. Bei einer Prüftemperatur von 400° waren die Unterschiede in der Dauerstandfestigkeit nur noch sehr gering.

Bei den geschmiedeten Stählen ergab sich nach Normalglühen ein sehr ähnliches Bild. Um einen vielleicht noch vorhandenen Einfluß der Sekundärkorngröße völlig auszuschalten, wurde auf Grund von Vorversuchen über die Abhängigkeit der Korngröße von der Höhe der Normalglühtemperatur diese bei den mit Aluminiumzusatz erschmolzenen Stählen etwas höher gewählt, so daß jeweils bei den Stählen gleichen Kohlenstoffgehalts nahezu übereinstimmende Sekundär-

korngröße getroffen wurde. Bei den Stählen mit 0,15 und 0,30 % C wurde die Ferritkorngröße und bei denen mit 0,5 % C die Ferritnetzgröße bestimmt. Trotz der praktisch übereinstimmenden Sekundärkorngröße haben wiederum jeweils die ohne Aluminiumzusatz erschmolzenen Güsse eine wesentlich höhere Dauerstandfestigkeit bei 500° (7,4 bis 9,8 kg/mm²) als die mit Aluminium desoxydierten Güsse (4,0 bis 5,4 kg/mm²) entsprechend den starken Unterschieden, die ihre ASTM-Korngrößen zeigen. Bemerkenswert ist jedoch, daß im geschmiedeten Zustand nicht ganz die hohen Werte wie beim Stahlformguß erreicht werden (etwa 13 kg je mm² bei 500°), ohne daß dafür eine Erklärung durch Unterschiede in der ASTM-Korngröße gegeben werden kann. Vielleicht spielt dabei der fehlerfreie Kristallaufbau im Gußzustand gegenüber der ausgeprägteren Mosaikstruktur des verformten Zustandes eine Rolle. Andererseits zeigen die geschmiedeten und normalgeglühten Stähle ohne Aluminiumzusatz, besonders die mit 0,3 und 0,5 % C, eine deutliche Ueberlegenheit in ihrer Dauerstandfestigkeit auch noch bei 400° gegenüber den mit Aluminiumzusatz erschmolzenen, während beim Stahlformguß die Unterschiede in Abhängigkeit vom Aluminiumzusatz bei 400° und auch die Absolutwerte geringer sind.

Durch Erhöhung der Ferritkorn- oder Ferritnetzgröße nach Ueberhitzung auf 1100 bis 1170° gelang es, auch die aluminiumhaltigen Stähle nahezu auf die gleiche Dauerstandfestigkeit wie die aluminiumfreien Stähle zu bringen, während bei den letzten dadurch keine wesentliche Steigerung mehr erreicht werden kann (Zahlentafel 1). Bei den Stählen mit 0,3 % C trat nach der Ueberhitzung an Stelle des globularen Ferrits Widmannstätten-Gefüge auf. Von einer Angabe der Korngröße wurde daher abgesehen. Durch Abstufung der Ueberhitzungstemperatur auf Grund von Vorversuchen ist es aber recht gut gelungen, bei den mit und ohne Aluminiumzugabe erschmolzenen Stählen übereinstimmende Sekundärkorngröße zu erhalten. Durch die ASTM-Korngröße lassen sich die Verhältnisse im überhitzten Zustand nicht so gut erfassen wie im normalgeglühten Zustand. Nach der Ueberhitzung ist bei den aluminiumfreien Stählen eine erhöhte ASTM-Korngröße ohne wesentliche Steigerung der Dauerstandfestigkeit festzustellen, bei den aluminiumhaltigen wird der Anstieg der Dauerstandfestigkeit nur in zwei von drei Fällen von einem Anwachsen der ASTM-Korngröße begleitet. Dazu sei noch erwähnt, daß eine zweimalige Behandlung von 1 h 900°/Luft nach einer vorangegangenen Ueberhitzung auf 1100 bis 1150° bei dem aluminiumhaltigen Stahl C 5 die Dauerstandfestigkeit wieder von 7,5 auf 4,8 kg/mm² bei 500° herabsetzte, dagegen nicht bei dem entsprechenden aluminiumfreien Stahl C 6, der nur eine Abnahme von 9,1 auf 8,5 kg/mm² bei 500° durch diese das Sekundärkorn verfeinernde Behandlung erfuhr (Zahlentafel 1).

Es wurde weiterhin untersucht, ob durch Erhöhung der Korngröße infolge einer Kaltverformung und nachträglichen Rekristallisation eine Wirkung auf die Dauerstandfestigkeit erzielt werden kann. Trotz einer durch diese Behandlung erzielten Vergrößerung des Ferritkorns lag jedoch die Dauerstandfestigkeit im rekristallisierten Zustand in allen Fällen niedriger als im normalgeglühten Ausgangszustand. Größenordnungsmäßig ist dieser Abfall naturgemäß bei den aluminiumfreien Stählen mit ursprünglich höherer Dauerstandfestigkeit stärker ausgeprägt. Es entsteht die Frage, ob diese Senkung der Dauerstandfestigkeit eine Folge der Rekristallisation, also etwa besonders ausgeprägter Mosaikstruktur, oder die Folge der Glühbehandlung bei 700° darstellt, da ja bekannt ist, daß die Zusammenballung des Zementits eine Senkung der Dauerstandfestigkeit mit sich bringt. Tatsächlich konnte auch durch eine entsprechende Glühbehandlung von 10 h 700°/Luft,

wie sie bei der Rekristallisationsglühung angewendet wurde, ein entsprechender Abfall der Dauerstandfestigkeit beobachtet werden, auch wenn keine Kaltverformung vorher stattgefunden hatte. Umgekehrt gelang es auch, durch erneute Normalglühung die grob rekristallisierten Proben wieder auf den ursprünglichen Höchstwert der Dauerstandfestigkeit zu bringen, allerdings, wie zu erwarten, nur bei den aluminiumfreien Stählen (Zahlentafel 1).

Auch bei den legierten Stählen kann eine Beeinflussung der Korngröße, und zwar der ASTM-Korngröße durch die Erschmelzungsart und der Sekundär- und ASTM-Korngröße durch Ueberhitzung erzielt werden, die sich auf die Dauerstandfestigkeit auswirkt. In Bild 5 sind die Dauerstandfestigkeiten zweier Chrom-Molybdän-Stähle nahezu gleicher Zusammensetzung, von denen aber der eine mit Aluminium desoxydiert worden war, der andere dagegen nicht, in Abhängigkeit von der Vergütungstemperatur aufgetragen. Die Unterschiede der Dauerstandfestigkeiten bei niedrigen Vergütungstemperaturen sind beträchtlich. Außerdem ist zu erkennen, daß durch Steigerung der Vergütungstemperatur sich die Dauerstandfestigkeit wieder wie bei den unlegierten Stählen auf nahezu übereinstimmende Werte erhöhen läßt. Jedoch nimmt im Gegensatz zu den unlegierten Stählen in diesem Fall auch die Dauerstandfestigkeit des aluminiumfreien Stahles erheblich zu mit der Steigerung der Vergütungstemperatur. Die Angleichung der Dauerstandfestigkeit der beiden Stähle mit steigender Vergütungstemperatur erfolgt dabei bei dem aluminiumhaltigen sprunghaft zwischen 1050 und 1100°.

Das entspricht dem bekannten Verlauf des Kornwachstums von aluminiumhaltigen Stählen, bei denen sprunghaft von bestimmten Glüh-

temperaturen ab oft zunächst örtlich die Grobkornbildung beginnt, während das von vornherein gröbere Korn der aluminiumfreien Stähle zwar schon eher zu wachsen beginnt, jedoch bei sehr hohen Temperaturen nicht größer wird als das entsprechend geglühter aluminium-

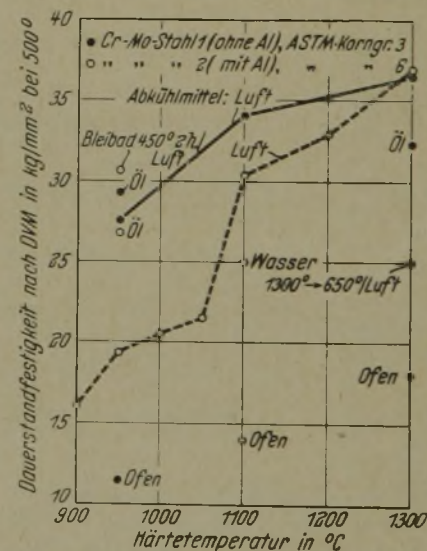


Bild 5. Abhängigkeit der Dauerstandfestigkeit von der Härte- und Vergütungstemperatur bei Chrom-Molybdän-Stählen mit und ohne Aluminiumzusatz nach zweistündigem Anlassen bei 700° mit Luftabkühlung.

umhaltiger Stähle. Die Gefügeuntersuchung ergab, daß mit der Zunahme der Korngröße und Dauerstandfestigkeit, unabhängig davon, ob sie durch Erschmelzungsbedingungen oder durch eine Steigerung der Vergütungstemperatur erzielt wurde, zugleich eine deutliche Änderung der Gefügeausbildung verbunden ist⁸⁷⁾. Bei rein ferritisch-perlitischem Gefüge nach der Ofenabkühlung ist dagegen selbst nach Ueberhitzung auf 1100° oder sogar auf 1300° keine so starke Erhöhung der Dauerstandfestigkeit zu beobachten. Es bleibt daher noch zu prüfen, ob wirklich, wie bisher angenommen wurde, allein die Korngröße oder die Herstellungsbedingungen^{45) bis 50)} für die Verbesserung der Dauerstandfestigkeit⁴⁸⁾ maßgebend sind oder ob nicht vielmehr hier dem Gefügestand die ausschlaggebende Bedeutung zukommt.

Ueber die Ursache der starken Wirkung der Korngröße auf die Dauerstandfestigkeit sind schon

Erörterungen angestellt. Ein am weitesten verbreiteter Erklärungsversuch¹⁹⁾ bis¹³⁾ 50) stützt sich auf eine Überlegung von Z. Jeffries⁵⁰⁾, daß es eine sogenannte äquikohäsive Temperatur gibt, unterhalb der ein transkristalliner und oberhalb der ein interkristalliner Bruch auftritt und die mit der niedrigsten Rekristallisationstemperatur zusammenfallen soll. In ähnlicher Weise soll der starke Einfluß der Korngröße und besonders ihre unterschiedliche Wirkung bei

Zahlentafel 2. Zeitstandversuche bei 500 ° an unlegierten Stählen mit verschiedener Korngröße und Dauerstandfestigkeit nach DVM.

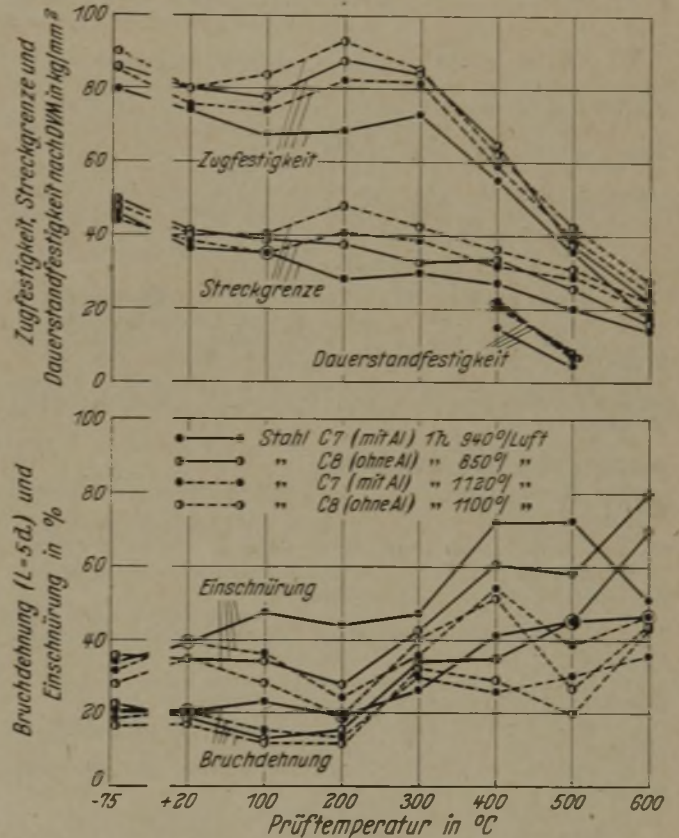
Stahl ¹⁾	Wärmebehandlung	Dauerstandfestigkeit nach DVM bei 500 ° kg/mm ²	Zeitstandversuch bei 500 ° mit 10 kg/mm ² Belastung				
			Zeit bis zum Bruch in h		Bruchdehnung (L = 5 · d) %	Einschnürung	Kerbschlagzähigkeit ³⁾ bei 20 ° in Prüflänge nach Versuch mkg/cm ²
			gekert ²⁾	glatt			
C 2	900 °/Luft	5,4	2272	1768	40,8	33	2,8
	1170 °/Luft	7,3	2488 (7152 ⁴⁾)	1716 (7152 ⁴⁾)	28 (2,0 ⁴⁾)	24	1,4
C 4	925 °/Luft	9,8	2368	1408	61,4	61,5	5,7
	1100 °/Luft	9,5	2176 (7152 ⁴⁾)	1576 (7152 ⁴⁾)	71 (1,6 ⁴⁾)	64	5,5

¹⁾ Nach Zahlentafel 1. — ²⁾ Rundkerb (0,75 mm Halbmesser) von 13 auf 10 mm Dmr. — ³⁾ Probe von 10 mm Dmr. und 55 mm Länge mit 5 mm tiefem einseitigem Kerb von 2 mm Dmr. — ⁴⁾ Bei 6 kg/mm² Belastung noch nicht gebrochen.

hohen und tiefen Temperaturen auf das Kriechverhalten erklärt werden durch die Annahme, daß bei tiefen Temperaturen die Festigkeit der Korngrenzen, bei hohen dagegen die des Kornes überwiegt. Dieser Versuch befriedigt jedoch nicht allgemein, und es ist eine Reihe von Einwänden gegen ihn erhoben⁵⁰⁾. Besonders kann der vorherrschende Einfluß der ASTM-Korngröße gegenüber dem der sekundären Ferritkorngröße mit Hilfe dieser Annahme nicht ohne weiteres erklärt werden, ganz abgesehen von den sonstigen schon erwähnten Ausnahmen.

Mehrere Beobachtungen legen es vielmehr nahe, die Mitwirkung von Ausscheidungsvorgängen zur Erklärung heranzuziehen. Es ist bekannt, daß bei grobem Korn, z. B. im Gußkorn, Ausscheidungsvorgänge oft langsamer verlaufen als bei feinem Korn, und weiterhin, daß sehr träge verlaufende Ausscheidungsvorgänge offenbar infolge Veränderung der Mosaikstruktur nach einer Verformung, z. B. durch die Warmrekung zu Beginn des Dauerstandversuchs, beschleunigt werden und eine zu hohe Dauerstandfestigkeit im Kurzversuch vortäuschen können²⁶⁾ bis²⁵⁾ 26). Tatsächlich muß aus den Ergebnissen der Zeitstandversuche in Zahlentafel 2 gefolgert werden, daß das Kriechverhalten der unlegierten Stähle C 2 und C 4 trotz ihrer sehr unterschiedlichen Korngröße und Dauerstandfestigkeit nach DVM sich innerhalb einer längeren Belastungsdauer bis zum Bruch weitgehend aneinander angeglichen hat⁵⁷⁾. Auch nach sehr langem Vorglühen bei der Prüftemperatur ohne Belastung ist eine Senkung der Dauerstandfestigkeit zu beobachten (vgl. Stahl C 4 bei 500 ° in Zahlentafel 1). In manchen Fällen kann man feststellen, daß schon durch ein kurzzeitiges Spannungsfreiglühen bei 600 ° die Dauerstandfestigkeit bei 450 ° und 500 ° gegenüber dem nur normalgeglühten Zustand stark absinkt (vgl. Stahl Mn 1 in Zahlentafel 1). Da die Dauerstandfestigkeit der sehr ähnlich zusammengesetzten Stähle Mn 2 und 3 sowie C 4 dagegen durch das Anlassen bei 600 ° noch nicht beeinträchtigt wird, ist es naheliegender, diesen Abfall auf vorweggenommene Ausscheidungsvorgänge als etwa auf ein beginnendes Körnigglühen des Zementits zurückzuführen. Ueber die Art der Ausscheidungen und über die sonstigen Einflußgrößen, die das Eintreten und die Geschwindigkeit dieser Ausscheidungsvorgänge neben der Korngröße bestimmen (Zusammensetzung, Erschmelzung, Verarbeitung, Wärmebehandlung, Vergütungsquerschnitt u. a.), können vorläufig noch nicht viele sichere Aussagen gemacht werden, besonders solange diese Fragen auch für die Alterung, Blau-, Anlaß- und Laugensprödigkeit bei Stahl noch nicht endgültig geklärt sind. Es bestehen sicherlich Beziehungen zu diesen Erscheinungen, die mit größter Wahrscheinlichkeit ebenfalls auf Ausscheidungsvorgängen beruhen und die zum Teil auch eine Abhängigkeit von der Korngröße und der Desoxydation erkennen lassen⁵³⁾ 52). Bilder 6 und 7 zeigen das beispielsweise für die Versprödung im Blaubruchgebiet bei 250 ° und die zwischen 550 und 600 °, ohne daß daraus

gefolgert werden darf, daß sie durch die gleichen Ausscheidungen verursacht sind wie die Unterschiede der Dauerstandfestigkeit bei 400 bis 500 °.



Bilder 6 und 7. Warmzug- und Dauerstandversuche an unlegiertem Stahl mit 0,55 % C mit und ohne Aluminiumzusatz.

Zusammenfassend ist über den Einfluß der Ferrit- und ASTM-Korngröße auf die Dauerstandfestigkeit festzustellen, daß für ihre unmittelbare Wirkung keine sicheren Belege vorhanden sind und keine befriedigende Erklärung gegeben werden kann. Es muß zumindest geprüft werden, ob nicht vielmehr ihre Wirkung bei unlegiertem Stahl zum größten Teil auf eine mittelbare Beeinflussung von Ausscheidungsvorgängen und bei legierten Stählen zusätzlich auf eine Beeinflussung der Gefügeausbildung zurückzuführen ist, die ihrerseits offenbar für die Dauerstandfestigkeit die wirklich ausschlaggebende Rolle spielen.

Schrifttum:

¹⁾ Stahl u. Eisen 59 (1939) S. 18 u. 33/39; s. a. Techn. Mitt. Krupp. B: Techn. Ber., 7 (1939) S. 45/60.
²⁾ Schrifttum siehe bei Pomp, A.: Zugversuche bei hohen Temperaturen. Handbuch der Werkstoffprüfung. Hrsg. v. E. Siebel. Berlin 1939, Bd. 2, S. 234/310.
³⁾ Houdremont, E., und V. Ehmcke: Krupp. Mh. 10 (1929) S. 79/94; Arch. Eisenhüttenw. 3 (1929/30) S. 49/60 (Werkstoffaussch. 152).
⁴⁾ Siehe z. B. Schweiz. Patent 145198 vom 14. Dezember 1929. Deutsche Priorität vom 14. Dezember 1928. Siehe

ferner bei Grützner, A.: Eisen und Stahllegierungen Patentsammlung, Gmelins Handbuch der anorganischen Chemie, Berlin 1932, 1. u. 2. Erg.-Bd. Berlin 1935 u. 1940.

⁵⁾ Prömpfer, P. und E. Pohl: Arch. Eisenhüttenw. 1 (1927/28) S. 785/93 (Werkstoffaussch. 125).

⁶⁾ Norton, F. H.: The Creep of Steel at high temperatures, New York 1929.

⁷⁾ Grün, P.: Arch. Eisenhüttenw. 8 (1934/35) S. 205/11 (Werkstoffaussch. 282).

⁸⁾ Tofaute, W., und W. Ruttman: Wärme 60 (1937) S. 703/09.

⁹⁾ Tapcell, H. J.: Creep of metals, London 1931, 285 S.

¹⁰⁾ Stäger, H., und H. Zschokke, Schweiz. techn. Z. 7 (1932) S. 333/54, Zschokke, H.: Schweizer Arch. angew. Wiss. Techn. 5 (1939) S. 1/9 u. 29/35.

¹¹⁾ White, A. E., C. L. Clark und R. L. Wilson: Steel 95 (1934) Nr. 22, S. 25/29; Nr. 24, S. 30/33; Iron Age 134 (1934) Nr. 22, S. 14/17 u. 74.

¹²⁾ Clark, C. L., und A. E. White: Trans. Amer. Soc. Steel Treat. 15 (1929) S. 670/714; Trans. Amer. Soc. Met. 24 (1936) S. 831/69; Engng. Res. Bull., Ann Arbor 1936, Nr. 27; vgl. Stahl u. Eisen 57 (1937) S. 519.

¹³⁾ Clark, C. L., und A. E. White: Rev. Metall. 35 (1938) S. 246/49.

¹⁴⁾ Wilson, R. L.: Metal Progr. 28 (1935) Nr. 3, S. 29/33.

¹⁵⁾ White, A. E., C. L. Clark und W. G. Hildorf: Metal Progr. 33 (1938) S. 266/68.

¹⁶⁾ Compilation of Available High-Temperature Creep Characteristics of Metals and Alloys, Publ. Amer. Soc. Test. Mater., Amer. Soc. mech. Engrs. (Philadelphia 1938).

¹⁷⁾ Tapcell, H. J.: Engineering 149 (1940) S. 287/88; Iron Coal Tr. Rev. 140 (1940) S. 369/70.

¹⁸⁾ Cross, H. C., und D. E. Krause: Metals & Alloys 8 (1937) S. 53/58; vgl. Stahl u. Eisen 57 (1937) S. 638.

¹⁹⁾ Fleischmann, M.: Steel 102 (1928) Nr. 3, S. 34/39.

²⁰⁾ Miller, R. F., W. G. Benz und W. E. Unverzagt: Heat Treat. Forg. 26 (1940) S. 378/83; Amer. Soc. Test. Mater. Vorabzug Nr. 45, 1940, 11 S.

²¹⁾ Holtmann, W.: Mitt. Kohle- u. Eisenforsch. 3 (1941) S. 1/40; vgl. Stahl u. Eisen 62 (1942) S. 33/35, Scholz, H., und W. Holtmann: Mitt. Kohle- u. Eisenforsch. 3 (1941) S. 47/58; vgl. Stahl u. Eisen 62 (1942) S. 32/35.

²²⁾ Jenkins, C. H. M., und H. J. Tapcell: J. Iron Steel Inst. 123 (1931) S. 313/43; vgl. Stahl u. Eisen 51 (1931) S. 862/63.

²³⁾ Tucker, W. A., und S. E. Sinclair: Bur. Stand. J. Res. 10 (1933) S. 851/62.

²⁴⁾ Houdremont, E.: Einführung in die Sonderstahlkunde, Berlin 1935.

²⁵⁾ Cornelius, H., E. Oswald und F. Bollenrath: Metallwirtsch. 16 (1937) S. 393/99.

²⁶⁾ McVetty, P. G.: S. Trans. Amer. Soc. mech. Engrs. 55 (1933) APM—55—13, S. 99/104.

²⁷⁾ Austin, C. R., und H. D. Nickol: J. Iron Steel Inst. 137 (1938) S. 177/221; vgl. Stahl u. Eisen 58 (1938) S. 872/73.

²⁸⁾ Hofmann, W., und H. Hanemann: Z. Metallkunde 32 (1940) S. 109/12.

²⁹⁾ Pawlek, F., und M. Pfender: Z. Metallkde. 33 (1941) S. 84/96.

³⁰⁾ Parker, E. R.: Trans. Amer. Soc. Met. 28 (1940) S. 797/810.

³¹⁾ Parker, E. R.: Mech. Engng. 62 (1940) S. 913.

³²⁾ Wever, F., und W. Peter: Arch. Eisenhüttenw. 15 (1941/42) S. 357/63 (Werkstoffaussch. 574.)

³³⁾ Peter, W.: Arch. Eisenhüttenw. 15 (1941/42) S. 364/68.

³⁴⁾ Bandel, G., und W. Tofaute: Arch. Eisenhüttenw. 15 (1941/42) S. 307/20 (Werkstoffaussch. 569); Techn. Mitt. Krupp, A.: Forsch.-Ber., 4 (1941) S. 217/36.

³⁵⁾ Bardenheuer, P., und W. A. Fischer: Arch. Eisenhüttenw. 16 (1942/43) S. 31/38.

³⁶⁾ Houdremont, E., und G. Bandel: Arch. Eisenhüttenw. 16 (1942/43) S. 85/100; Techn. Mitt. Krupp, A.: Forsch.-Ber., 5 (1942) S. 260/72.

³⁷⁾ Thum, A., und H. Holdt: Gießerei 17 (1930) S. 333/39.

³⁸⁾ Enders, W.: Mitt. K.-Wilh.-Inst. Eisenforsch. 16 (1934) S. 159/67; vgl. Stahl u. Eisen 54 (1934) S. 1232/33.

³⁹⁾ Kanter, J. J., und L. W. Spring: Proc. Amer. Soc. Test. Mater. 28 (1928) II, S. 80/116; 30 (1930) I, S. 110/32; vgl. Stahl u. Eisen 51 (1931) S. 177.

⁴⁰⁾ White, A. E., und C. L. Clark: Trans. Amer. Soc. Steel Treat. 21 (1933) Nr. 1, S. 1/21; vgl. Stahl u. Eisen 53 (1933) S. 1244.

⁴¹⁾ Appaly, C.: Metallwirtsch. 13 (1934) S. 320/22; Appaly, C., und F. Sauerwald: Metallwirtsch. 14 (1935) S. 858/61; vgl. Stahl u. Eisen 56 (1936) S. 575.

⁴²⁾ Duckwitz, C. A.: Berg- u. hüttenm. Mh. 87 (1939) S. 97/105.

⁴³⁾ Duckwitz, C. A., und H. Buchholtz: Arch. Eisenhüttenw. 15 (1941/42) S. 235/42 (Werkstoffaussch. 562); Duckwitz, C. A.: Arch. Eisenhüttenw. 15 (1941/42) S. 285/89 (Werkstoffaussch. 567).

⁴⁴⁾ Frank, H.: Oel u. Kohle 37 (1941) S. 240/42.

⁴⁵⁾ Monypenny, J. H. G.: Metal Progr. 30 (1936) Nr. 5, S. 51/52.

⁴⁶⁾ Jenkins, C. H. M., H. J. Tapcell, G. A. Mellor und A. E. Johnson: Chemical Engineering Congress of the World Power Conference, London 1936, Vorabzug A, Vgl. Stahl u. Eisen 57 (1937) S. 517.

⁴⁷⁾ Clark, C. L., und A. E. White: Proc. Amer. Soc. Test. Mater. 39 (1939) S. 225/33.

⁴⁸⁾ Cross, H. C., und J. G. Lowther: Proc. Amer. Soc. Test. Mater. 38 (1938) I, S. 149/71, Cross, H. C., und F. B. Dahle: Trans. Amer. Soc. mech. Engrs. 58 (1936) RP—58—5, S. 103/13.

⁴⁹⁾ Buchholtz, H., R. Pusch und K. Linden: Stahl u. Eisen 59 (1939) S. 331/38 (Stahlw.-Aussch. 349 u. Werkstoffaussch. 460).

⁵⁰⁾ White, A. E., und S. Crocker: Trans. Amer. Soc. mech. Engrs. 63 (1941) S. 749/64.

⁵¹⁾ Weaver, S. H.: Gen. Electr. Rev. 43 (1940) S. 357/64; Steel 108 (1941) Nr. 8, S. 80/82, 85 u. 92.

⁵²⁾ White, A. E., und C. L. Clark: Trans. Amer. Soc. Met. 22 (1934) S. 1069/98; vgl. Stahl u. Eisen 56 (1936) S. 551.

⁵³⁾ Houdremont, E., und H. Schrader: Stahl u. Eisen 56 (1936) S. 1412/22 u. 1486 (Werkstoffaussch. 358).

⁵⁴⁾ Rohn, W.: Z. Metallkde. 24 (1932) S. 127/31; vgl. Stahl u. Eisen 53 (1933) S. 1243.

⁵⁵⁾ French, H. J., W. Kahlbaum und A. A. Peterson: Bur. Stand. J. Res. 5 (1930) S. 125/83; vgl. Stahl u. Eisen 50 (1930) S. 1817/18.

⁵⁶⁾ Austin, C. R., und C. H. Samans: Amer. Inst. min. metallurg. Engrs., Techn. Publ. Nr. 1181, 15 S., Metals Techn. 7 (1940) Nr. 4.

⁵⁷⁾ Sédille, M., und E. Morlet: C. R. Acad. Sci., Paris, 213 (1941) S. 615/17.

⁵⁸⁾ Cross, H. C.: Trans. Amer. Soc. mech. Engrs. 56 (1934) RP—56—6, S. 533/53.

⁵⁹⁾ Krivobok, V. N., K. M. Smith und R. A. Lincoln: Min. metall. Invest., Pittsburgh, Progress Reports, Okt. 1933, S. 28/40; vgl. Stahl u. Eisen 55 (1935) S. 446.

⁶⁰⁾ Clark, C. L., und A. E. White: Proc. Amer. Soc. Test. Mater. 32 (1932) II, S. 492/506, Hanffstengel, K. v., und H. Hanemann: Z. Metallkde. 29 (1937) S. 50/52; 30 (1938) S. 41/46, Greenwood, J. N., und H. K. Worner: J. Inst. Met. 64 (1939) I, S. 135/67, Hanson, D., und E. J. Sandford: J. Inst. Met. 62 (1938) I, S. 215/37; vgl. Metallwirtsch. 17 (1938) S. 790/92, Burkhardt, A., und E. Gwinner: Z. Metallkde. 32 (1940) S. 390/98, Burkhardt, A.: Gießerei 28 (1941) S. 381/85.

⁶¹⁾ Bailey, R. W., und A. M. Roberts: Proc. Inst. mech. Engrs., Lond., 122 (1932) S. 209/84 u. 298/377.

⁶²⁾ Jenkins, C. H. M., und G. A. Mellor: Iron Steel Ind. 8 (1934/35) S. 515/21.

⁶³⁾ White, A. E., C. L. Clark und R. L. Wilson: Proc. Amer. Soc. Test. Mater. 36 (1936) II, S. 139/60.

⁶⁴⁾ Weaver, S. H.: Trans. Amer. Soc. mech. Engrs. 58 (1936) RP—58—16, S. 745/51.

⁶⁵⁾ Miller, R. F., R. F. Campbell, R. H. Aborn und E. C. Wright: Trans. Amer. Soc. Met. 26 (1938) S. 81/105; vgl. Stahl u. Eisen 58 (1938) S. 526.

⁶⁶⁾ Wallgren, G.: Ing. Vetensk. Akad. Handl. Nr. 160, 1941, 31 S.

⁶⁷⁾ Schmid, E., und G. Wassermann: Z. Metallkde. 23 (1931) S. 242/43.

⁶⁸⁾ Cornelius, H.: Luftf.-Forsch. 14 (1936) S. 209/14; Jb. Dtsch. Luftf.-Forsch. (1937) Ausg.: Flugwerk. S. 496/501, Cornelius, H.: Metallwirtsch. 18 (1939) S. 399/403 u. 419/21.

⁶⁹⁾ Kahlbaum, W., R. L. Dowdell und W. A. Tucker: J. Res. nat. Bur. Stand. 6 (1931) S. 199/218; vgl. Stahl u. Eisen 52 (1932) S. 170/71.

⁷⁰⁾ Kahlbaum, W., und L. Jordan: J. Res. nat. Bur. Stand. 9 (1932) S. 327/32 u. 441/55; vgl. Stahl u. Eisen 53 (1933) S. 1240.

⁷¹⁾ Cross, H. C., und E. R. Johnson: Proc. Amer. Soc. Test. Mater. 34 (1934) II, S. 80/104; vgl. Stahl u. Eisen 56 (1936) S. 552.

⁷²⁾ Kanter, J. J.: Steel 106 (1940) Nr. 10, S. 44/48 u. 72.

⁷³⁾ Wheeler, A. W.: Trans. Amer. Soc. mech. Engrs. 63 (1941) S. 655/68.

⁷⁴⁾ Döpfer, H., und H.-J. Wiester: Arch. Eisenhüttenw. 8 (1934/35) S. 541/48 (Werkstoffaussch. 304); Techn. Mitt. Krupp 3 (1935) S. 87/99.

⁷⁵⁾ Wever, F., und A. Rose: Mitt. K.-Wilh.-Inst. Eisenforsch. 20 (1938) S. 213/27; vgl. Stahl u. Eisen 58 (1938) S. 1266/67.

⁷⁶⁾ Wever, F., und H. Lange: Mitt. K.-Wilh. Inst. Eisenforsch. 15 (1933) S. 179/85; 21 (1939) S. 57/64; vgl. Stahl u. Eisen 53 (1933) S. 1067, 59 (1939) S. 493.

⁷⁷⁾ Rose, A., und W. Fischer: Mitt. K.-Wilh.-Inst. Eisenforsch. 21 (1939) S. 133/45; vgl. Stahl u. Eisen 59 (1939) S. 666/67.

⁷⁸⁾ Wever, F., und K. Mathieu: Mitt. K.-Wilh.-Inst. Eisenforsch. 22 (1940) S. 9/18; vgl. Stahl u. Eisen 60 (1940) S. 122/23.

⁷⁹⁾ Griffiths, W. T., L. B. Pfeil und N. P. Allen: Stahl u. Eisen 59 (1939) S. 1119/22.
⁸⁰⁾ Davenport, E. S.: Trans. Amer. Soc. Met. 27 (1939) S. 837/86. Davenport, E. S., R. A. Grange und R. J. Hafsten: Amer. Inst. min. metallurg. Engrs., Techn. Publ. Nr. 1276. 10 S. Metals Techn. 8 (1941) Nr. 1.
⁸¹⁾ Digges, T. G.: Trans. Amer. Soc. Met. 29 (1941) S. 285/316; J. Res. nat. Bur. Stand. 24 (1490) S. 723/42.
⁸²⁾ Swinden, T. und G. R. Bolsover: Stahl u. Eisen 56 (1936) S. 1113/24; J. Iron Steel Inst. 134 (1936) S. 457/546; 135 (1937) S. 435/49.
⁸³⁾ DIN-Vornorm A 117/118; s. a. Stahl u. Eisen 55 (1935) S. 1535.
⁸⁴⁾ Houdremont, E.: Mitt. Ver. Großkesselbes. Nr. 63, 1937. S. 229/42. Siebel, E. und K. Wellinger: Arch. Eisenhüttenw. 13 (1939/40) S. 387/96 (Werkstoffaussch. 492). Thum, A. und K. Richard: Arch. Eisenhüttenw. 15 (1941/42) S. 33/45 (Werkstoffaussch. 544). White, A. E., C. L. Clark und R. L. Wilson: Trans. Amer. Soc. Met. 25 (1937) S. 863/88. Proc. Amer. Soc. Test. Mater. 35 (1935) II. S. 167/92; 36 (1936) II. S. 139/60. Trans. Amer. Soc. Met.

26 (1938) S. 52/80; vgl. Stahl u. Eisen 58 (1938) S. 554/55. Thielemann, R. H.: Trans. Amer. Soc. Met. 29 (1941) S. 355/72.
⁸⁵⁾ Gillet, H. W.: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engrs., Iron Steel Div., 135 (1939) S. 15/58; Techn. Publ. Nr. 1087. 44 S. Metals Techn. 6 (1939) Nr. 5.
⁸⁶⁾ A. S. T. M. Designation: E 19-33. Book of A. S. T. M. Standards 1936. I. Metals Publ. Amer. Soc. Test. Mater. (Philadelphia 1936) S. 761/62; S. A. E. Handbook 1937. S. 258/66; s. a. MacQuaid, H. W., und E. W. Ehn: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engrs. 67 (1922) S. 341/91; Leihener, O.: Stahl u. Eisen 56 (1936) S. 1273/74.
⁸⁷⁾ Gefügebilder, Zugfestigkeit, Streckgrenze, Bruchdehnung, Einschnürung und Kerbschlagzähigkeit bei 20° s. Bennek, H., und G. Bandel: Techn. Mitt. Krupp, A: Forsch.-Ber., 6 (1943) S. 143/76.
⁸⁸⁾ Jeffries, Z.: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engrs. 60 (1918/19) S. 474/576. Jeffries, Z., und R. L. Archer: Science of Metals, London 1924. Dushman, S.: Proc. Amer. Soc. Test. Mater. 29 (1929) II. S. 7/64.
 [Fortsetzung folgt.]

Betriebsüberwachung von Wärmöfen mit Halbgasfeuerung

Von Kurt Guthmann in Düsseldorf

[Mitteilung Nr. 317 der Wärmestelle des Vereins Deutscher Eisenhüttenleute im NSBDT.*.]

(Betriebsweise und -überwachung von Wärmöfen mit Halbgasfeuerung. Verbesserungsmaßnahmen. Betriebs- und Bedienungsvorschriften über Brennstoffaufgabe und -verbrauch, Verbrennungsluft, Temperatur, Kaminschieber, Rostreinigung und Dampfzusatz. Betriebspause. Betriebsaufschreibungen.)

Neben dem gasbeheizten Wärmofen mit seinen zahlreichen durch die Verwendung dieses Brennstoffes sich ergebenden bekannten Betriebsvorteilen steht auch heute noch der Halbgasofen. Auch er läßt sich, noch dazu unter Berücksichtigung der wesentlich geringeren Brennstoffwärmekosten des festen Brennstoffes, betriebstechnisch und wärmewirtschaftlich durchaus einwandfrei betreiben, mit hohen Ofenleistungen und recht günstigen Wärmeverbrauchsahlen, die zwischen 60 und 100 kg Normalkohle/t Einsatz oder 420 bis 700 · 10⁶ kcal/t Einsatz liegen. Auch die Herdflächenleistungen sind mit 130 bis 270 kg/m² und h durchaus gut. Man muß sich grundsätzlich hüten, den Halbgasofen als etwas Unzeitgemäßes zu betrachten. Es sind daher auch manche Betriebe von der Gasbeheizung wieder zur Halbgasfeuerung übergegangen, während andere Werksbetriebe noch heute aus den gleichen Gründen alte Wärmöfen mit Halbgasfeuerung betreiben. Öfen, die teilweise 20 Jahre oder noch älter sind, an denen die Entwicklung, die auch der Halbgasbetrieb in den letzten zehn Jahren erfahren hat¹⁾, leider spurlos vorübergegangen ist.

oder es werden Wasserdüsen unter dem Rost vorgesehen, wenn Dampf nicht zur Verfügung steht.

Ofenbetriebsweise

Als günstigste Rostflächenbelastung wird bei Halbgasöfen angegeben:

- Ohne Unter- und Oberwind 75 bis 100 kg Steinkohle/m² Rostfläche und h
- Mit Unter- und Oberwind . bis 230 kg Steinkohle/m² Rostfläche und h bei Stückkohle
- Kombinierte Plan- und Treppenroste für Schmiede- und Walzwerksöfen (entsprechend Bild 1) $\left. \begin{array}{l} 60 \text{ bis } 180 \text{ kg Steinkohle/m}^2 \\ 100 \text{ bis } 180 \text{ kg Steinkohle/m}^2 \end{array} \right\}$ gesamte Rostfläche und h
Treppenrostfläche und h

Kombinierte Plan- und Treppenroste für Glühöfen . . . 50 bis 120 kg Steinkohle/m² Rostfläche und h.

Bei einem Kohlenverbrauch von 1230 kg Kohle/h und einer Rostfläche von 9 m² würde sich z. B. eine Rostflächenleistung von 137 kg/m² ergeben.

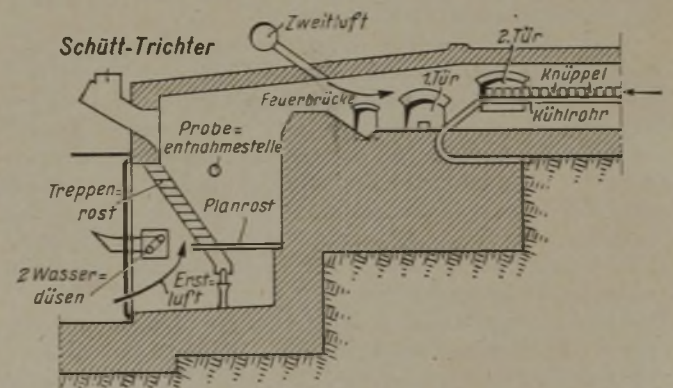


Bild 1. Halbgasfeuerung an einem Stoßofen.

Der theoretische Verbrennungsluftbedarf (Unterwind und, falls Oberwind vorhanden ist, einschließlich Oberwind) beträgt:

$$\frac{1,01}{1000} \cdot H_u + 0,5 \text{ Nm}^3/\text{kg Kohle.}$$

Für Normalkohle mit einem unteren Heizwert von 7000 kcal je kg ergibt sich demnach ein Verbrennungsluftbedarf von insgesamt 7,6 Nm³/kg Kohle. Fährt der

* Sonderabdrucke dieser Mitteilung sind zu beziehen vom Verlag Stahleisen m. b. H., Düsseldorf, Postschließfach 664.

¹⁾ Wesemann, F.: Stahl u. Eisen 50 (1930) S. 1601/10 (Wärmestelle 144).

Ofen mit Unterwind (Erstluft) und Oberwind (Zweitluft), so hat sich folgende Aufteilung als zweckmäßig erwiesen:

$$\begin{aligned} 65\% \text{ Unterwind} &= 5,0 \text{ Nm}^3/\text{kg Kohle} \\ 35\% \text{ Oberwind} &= 2,6 \text{ Nm}^3/\text{kg Kohle.} \end{aligned}$$

Bei einem Durchsatz von z. B. 80 kg Kohle/h beträgt also die erforderliche Verbrennungsluftmenge rd. 600 Nm³/h.

Es ist unbedingt erforderlich, daß die Verbrennungsluft nicht durch natürlichen Schornsteinzug, wie bei alten Halbgasöfen üblich, d. h. also bei geöffneten Feuerraumtüren, zur Verbrennung zugeführt wird, sondern daß die Verbrennungsluft durch einen Ventilator zwangsweise unter den Rost geblasen wird, wobei ein statischer Druck am Druckstutzen des Ventilators von 250 bis 300 mm WS vorhanden sein soll. Nur durch diese zwangsweise Luftzuführung ist es möglich, die Verbrennung jederzeit „in der Hand zu haben“, so daß einmal die erforderliche Ofenleistung eingehalten oder erreicht werden kann und zum anderen einwandfreie Druck- und damit Verbrennungsverhältnisse erzielt werden können. Wie sich immer wieder herausgestellt hat, ist die Verbrennung bei einfacher Ansaugung der Verbrennungsluft nur durch den Kaminzug überaus ungünstig. Bei einfachen Knüppel- und Planrosten ohne Druckwind wurden infolge schlechter Luftverteilung bis zu 30% und mehr unverbrannte Kohle in der Schlacke gefunden, wie Beobachtungen in den letzten Monaten an verschiedenen Öfen zeigten.

Der Kaminzug soll so bemessen und durch einen Abgasschieber regelbar sein, daß der Ofen weder Falschlucht einzieht, noch nennenswert ausflammt. Die Einstellung des Kaminschiebers muß also mit der jeweils verbrannten Brennstoffmenge und damit auch mit dem Durchsatz des Ofens geändert werden. Als geeignetes Ueberwachungsgerät für die richtige Kaminschiebereinstellung ist ein Feindruck-Meßanzeigergerät im Abgaskanal zwischen Ofen und Kaminschieber vorzusehen und die Anzeige an den Ofenbedienungsstand zu übertragen (Bereich der Skala von + 10 bis — 10 mm WS). Man schreibt einen bestimmten Kaminzug, durch den die jeweilige Kaminschieberstellung festgelegt ist, vor. Entsprechend der auf dem Rost verbrannten Brennstoffmenge ändert sich der Zug im Abgaskanal. Durch eine entsprechende Betätigung des Kaminschiebers, die zweckmäßig durch elektrische Druckknopfsteuerung vom Ofenbedienungsstand aus erfolgen sollte, wird der Zug am Ofenende gleichgehalten.

Das Wesen der Halbgasfeuerung besteht in der Verwendung von Zweitluft in Form von Oberwind. Diese Zweitluft wird über der dem Herdraum zunächst liegenden Kante der Feuerbrücke unter einem Winkel von 35° (bis 45°) durch das Ofengewölbe durchgeführt (Bild 1). Die Austrittsgeschwindigkeit dieser Zweitluft soll etwa 15 m/s (bezogen auf 0°) betragen, so daß der Austrittsquerschnitt hiernach berechnet werden kann. Die Zweitluftzufuhr zur Verbrennung der aus der Rostfeuerung kommenden Schwelgase ist über der ganzen Breite des Ofengewölbes möglichst gleichmäßig zu verteilen. Zu diesem Zweck werden 10 bis 14 Düsenrohre von entsprechendem Gesamtquerschnitt vorgeschlagen. Bei Einbau eines Treppenrostes, entsprechend Bild 1, sieht man eine Rostneigung von etwa 55° vor.

Die Erstluft- und Zweitluftmenge ist unbedingt durch Staurand mit U-Rohr (oder Ringwaage) zu messen. Die Erstluft wird durch zwei senkrechte Windleitungen seitlich links und rechts unterhalb des Rostes zugeführt. In diese senkrechten Leitungen sind Meßblenden einzubauen.

Zur Kühlung des Rostes und Granulierung der Schlacke ist Dampf- oder Wassereinspritzung zu verwenden. Bei Verwendung von Dampf

ist dieser einige Meter vor dem Eintritt der Unterwindleitungen in diese einzublasen. Zur laufenden Ueberwachung der zugesetzten Dampfmenge empfiehlt es sich, die Dampf-Luft-Gemischtemperatur mit einfachem Quecksilberthermometer in der Windleitung zu messen (ähnlich wie dies bei jedem Generatorbetrieb durchgeführt wird). Außerdem sollte man noch den Winddruck unter dem Rost mit einem einfachen U-Rohr messen, damit der Strömungswiderstand des Brennstoffbettes überwacht und beginnende Verschlackung rechtzeitig festgestellt werden kann.

Steht kein Dampf hierzu zur Verfügung, so wird Wassereinspritzung²⁾ durchgeführt (Bild 1).

Die Zweitluftmenge (Oberwind) muß ebenfalls mit einer Meßblende und einfachem U-Rohr, Schrägrohr oder Ringwaage laufend gemessen werden. Nach der Erstluft-Mengenanzeige hat der Ofenwärter die Brennstoffzufuhr einzurichten und die Feuerungsleistung für die verschiedenen Einsatzverhältnisse im Ofen einzuregulieren. Die Zweitluft-Mengenmessung ist zur richtigen Verbrennungseinstellung und laufenden Ueberwachung des Verhältnisses Erstluft zu Zweitluft notwendig.

Als sehr zweckmäßig hat sich erwiesen, die Bedienungsvorrichtungen zur Regelung der Luft- und Dampfzufuhr (oder Wassereinspritzung) sowie die Winde für den Abgasschieber (besser ist die schon erwähnte elektrische Druckknopfbetätigung des Kaminschiebers) und die Meßgeräte in geeigneter Weise am Bedienungsstand des Ofenwärters in unmittelbarer Nähe der Halbgasfeuerung zu vereinigen, damit dieser jederzeit einen Ueberblick über die Messungen hat und die nötigen Bedienungsmaßnahmen von einer Stelle aus durchführen kann.

Eine Vorwärmung der Zweitluft in einem Nadel- oder Rohrrekuperator auf etwa 250 bis 350° erhöht die Wirtschaftlichkeit.

Wird die gesamte Luftmenge als Erstluft unter den Rost geblasen, so hat man eine unmittelbare Feuerung, d. h. der Brennstoff wird auf dem Rost nicht vergast, sondern verbrannt. Dabei liegt der Höchstwert der Temperatur in der Feuerung selbst, wodurch der Verschleiß und die Entschlackung erschwert werden, da die Schlacke oft zum Fließen kommt und große Brocken bildet.

Ist Zweitluftzufuhr vorhanden, d. h. Oberwind, wird die Zufuhr aber nicht geregelt und der Oberwind nur mit sehr geringer Geschwindigkeit zugeführt, so ist die Folge ein starkes Qualmen nach dem Schütten und nach der Entgasung der frisch geschütteten Kohle. Wird zuviel Luft zugegeben, so sinken die Temperaturen und die Wärmeleistung des Ofens wird beeinträchtigt.

Wird zwischen Brennstoffverbrauch, Zufuhr an Unterwind und Oberwind und in der Kaminschieberstellung keine Abstimmung aufeinander vorgenommen, so ist die Folge eine ungleichmäßige Verbrennung und damit ein hoher Brennstoffverbrauch. Diese Tatsache, daß keine Abstimmung zwischen Brennstoffverbrauch, Windmenge und Kaminschieber vorgenommen wird, ist die eigentliche Ursache für die bei Halbgasöfen oft anzutreffende Betriebsweise mit direkter Verbrennung der Kohle an Stelle der viel wirtschaftlicheren und zweckmäßigeren Halbergasung der Kohle auf dem Rost ähnlich wie bei einem Gaserzeuger. Ebenso wie beim Generator ist ein oftmaliges und gutes Stochen für die Feuerführung wesentlich, desgleichen oftmaliges Beschieken in kleinen Mengen.

Verbesserungsmaßnahmen bei der Halbgasfeuerung erstrecken sich daher zunächst auf die Führung der Feuerung selbst. Es ist darauf hinzuwirken, mit hoher Schütthöhe zu fahren und etwa 60 bis 65% der gesamten Verbrennungsluft als Erstluft unter den

²⁾ z. B. Zerstäuber-Spiraldüsen aus Messing mit 2-mm-Bohrung, Preßwasserdruck 2 atü oder höher.

Rost zu blasen, so daß ein Generatorgas entsteht, das über dem Ziehherd hinter der Feuerbrücke mit kalter oder besser mit vorgewärmter Zweitluft (Oberwind) verbrannt wird, etwa 35 bis 40% der Gesamtverbrennungsluftmenge. Zugleich ist eine richtige Abstimmung zwischen Durchsatz und Brennstoffzufuhr, Unterwind und Oberwind und Kaminschiebereinstellung anzustreben.

Bauliche Aenderungen am Ofen erstrecken sich hauptsächlich auf die richtige Zuführung des Oberwindes; allerdings

ist eine geeignete Kohle Voraussetzung; am besten geeignet ist Fett-Stückkohle ohne wesentliche Anteile von Feingut. Backende Kohle ist ungeeignet. Schütthöhe sowie Verteilung der Luft auf den Ober- und Unterwind sind durch die Art der Kohle bedingt.

Betriebsvorschriften

Für einen einwandfreien Betrieb der Oefen mit Halbgasfeuerung ist es unerlässlich, daß für die Bedienung größerer Oefen ein besonderer Ofenmann vorgesehen wird. Die Ofenbedienung darf nicht, etwa um Geld und Leute zu sparen, einem Mann überlassen werden, der z. B. vorwiegend mit Herbeischaffen des Brennstoffs und Kohleneinschaufeln schon voll beschäftigt ist. Das ist Sparsamkeit am verkehrten Platz, wie das nachstehende Beispiel zeigt:

Bei einer Ofenleistung von 10 t/h beträgt der Brennstoffverbrauch bei nicht einwandfreier Ofenführung etwa 10%, also 1000 kg/h. Auch bei vorsichtiger Rechnung lassen sich hiervon mindestens 25% einsparen, bei einem Kohlenpreis von 12 RM/t, also 3 RM/h. Bei kleineren Oefen, bei denen die Ersparnismöglichkeit geringer ist, läßt man zweckmäßig mehrere Oefen durch einen Ofenmann bedienen.

Sache des Betriebes ist es hierbei, diesem Ofenmann Unterlagen und Anweisungen zu geben, die eine derartige Brennstoffersparnis und ein einwandfreies und schnelles Arbeiten des Ofens ermöglichen. Vor allem müssen auch die Verbrennungsvorgänge und deren Zusammenhang mit der Belastung des Ofens dem Ofenmann klargemacht werden. Da ein voller Erfolg nur zu erzielen ist, wenn der Ofenmann diese Zusammenhänge wirklich begriffen hat, ist es erforderlich, hierfür einen möglichst intelligenten Mann heranzuziehen.

Auf Grund der Erfahrungen der Wärmestelle Düsseldorf¹⁾ und Untersuchungen verschiedener derartiger Oefen haben sich folgende Bedienungsvorschriften, die als Richtlinien für die Ofenmannschaft gedacht sind, als zweckmäßig erwiesen:

1. Brennstoff

a) Menge

Der höchstzulässige Brennstoffverbrauch für die jeweilig vorhandene und bekannte Stundenleistung des Ofens, die für jede Stahlart und Stahlgüte bekannt sein muß, ist in Form einer Uebersichtstafel (oder eines Schaubildes) vorzuschreiben.

b) Brennstoffaufgabe

Wenn die Kohle nicht laufend mit einer selbsttätigen Beschickungsvorrichtung, z. B. mittels Schnecke oder Kolben, aufgegeben werden kann, sondern die Aufgabe von Hand mit einer Schaufel geschieht, so dürfen stets nur kleine Brennstoffmengen der Feuerung

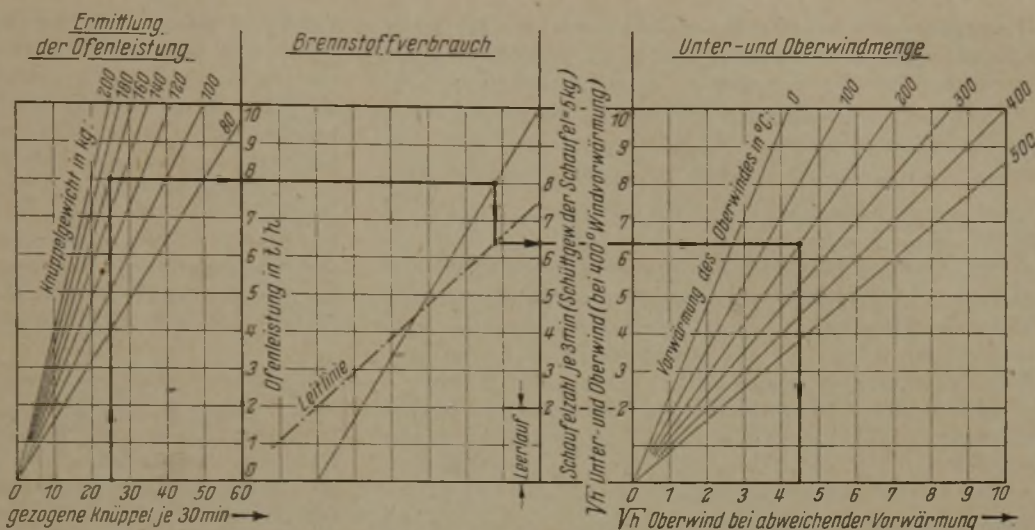


Bild 2. Windmengeneinstellung in Abhängigkeit vom Durchsatz bei Halbgasfeuerungen (nach Unterlagen von E. Bestges).

zugeführt werden, z. B. je zwei Schaufeln alle drei Minuten, anstatt zwei große Schüttungen in einer Stunde. Bei großen Schüttungen steigt nach dem Schütten frischen Brennstoffs die Feuergasmenge erheblich an, so daß dann, um diese größere Feuergasmenge wirtschaftlich verbrennen zu können, die Oberwindzufuhr und auch der Kaminschieber verändert werden müssen. Da die Feuergasmenge im Verlauf der Entgasung langsam kleiner wird, müssen die Zweitluftmenge und der Kaminschieber ebenfalls langsam gedrosselt werden, da sonst ein Ueberschuß an Luft eintritt, die den Werkstoff verzundert, wenn nicht sogar entkohlen kann. Wird hingegen die Brennstoffaufgabe so bemessen, daß in kurzen Zeitabständen kleine Mengen aufgegeben werden, man sich also dem Betrieb einer ununterbrochenen Brennstoffaufgabe nähert, so brauchen Drosselklappe und Kaminschieber nicht dauernd verstellt zu werden. Diese Betriebsweise wird in den meisten Fällen vorzuziehen sein, vor allem dann, wenn die Betätigungsteile für die Zweitluft und den Kaminschieber nicht zusammenliegen und beim Einstellen nicht gleichzeitig Flammenlänge und Druck im Ofenraum beobachtet werden können.

2. Verbrennungsluft

Die Verbrennungsluftmenge — unterteilt nach Unterwind und Oberwind —, die zu dem entsprechenden Brennstoff und der gewünschten Ofenleistung gehört (vgl. Ofenbetriebsweise), ist vorzuschreiben. Da zu einer bestimmten Ofenleistung stets eine entsprechende Brennstoffmenge, eine bestimmte Unterwind- und auch eine bestimmte Oberwindmenge notwendig sind, dürfte es zweckmäßig sein, hierfür ein Schaubild zu entwickeln, aus dem der Ofenmann die aufzugebende Brennstoffmenge und die einzustellende Unter- und Oberwindmenge abgreifen kann (Bild 2).

Beispiel und Erläuterungen zu dem von E. Bestges entworfenen Nomogramm (Bild 2):

Auf der Waagerechten des linken Nomogrammteiles „Ermittlung der Ofenleistung“, ist die Zahl der je 30 min gezogenen Knüppel eingetragen. Hieraus und aus dem Knüppelgewicht wird die Leistung des Ofens in t/h gefunden, die auf der Senkrechten nach rechts eingetragen ist.

Auf der Senkrechten des mittleren Schaubildes ist der Brennstoffverbrauch, umgerechnet in Anzahl Schaufeln Rohkohle je 3 min, eingetragen. Der Brennstoffverbrauch wurde mit 8% Rohkohle bei Normallast des Ofens von 8 t/h angenommen und der Leerlaufwärmeverbrauch nach vorliegenden Unterlagen ermittelt³⁾.

³⁾ Anhaltswerte für den Energieverbrauch in Eisenhüttenwerken, hrsg. von der Wärmestelle Düsseldorf des Vereins Deutscher Eisenhüttenleute, 3. Aufl. Düsseldorf 1931.

Diese rechnerisch gefundenen Werte wurden im Schaubild miteinander verbunden, da der Brennstoffverbrauch in diesem Bereich geradlinig verlaufen dürfte.

Rechts neben und parallel zu dieser Senkrechten sind die einzustellenden Unter- und Oberwindmengen in \sqrt{h} -Werten aufgetragen, so daß sie gleichzeitig mit abgelesen werden können, wobei für den Wert „ \sqrt{h} Oberwind“ eine Windvorwärmung von 400° angenommen wurde. Zweckmäßig sind die Meßblenden so auszulegen, daß die \sqrt{h} -Werte bei Unter- und Oberwind gleich sind. Wenn der Ofen mit Luftvorwärmung für den Oberwind ausgerüstet ist, so ist die Meßblende für die normale Warmlufttemperatur von z. B. 400° auszurechnen.

Der rechte Schaubildteil des Nomogramms berücksichtigt schließlich noch Windvorwärmtemperaturen zwischen 0 und 500° , also Abweichungen von der angenommenen Vorwärmung von 400° . Allerdings braucht diese Abweichung der „ \sqrt{h} Oberwind“-Werte nur beim Anheizen und bei abweichender Warmwindtemperatur beachtet zu werden. Dieses Nomogramm mit den wichtigsten Bedienungsvorschriften ist zweckmäßig am Ofen gut sichtbar anzubringen.

Beispiel:

In 30 min wurden 25 Knüppel zu 160 kg gezogen.

Es wird abgelesen:

Ofenleistung t/h . . .	8,0
Schaufelzahl in 3 min ~	6,5
Unterwind \sqrt{h} . . .	6,4
Oberwind \sqrt{h} . . .	6,4 bei normalem Betrieb (400°).

Beträgt jedoch die Vorwärmung z. B. 200° , so wird \sqrt{h} Oberwind = 4,5.

3. Temperatur

Die Betriebstemperaturen, unterteilt nach Höhe der Ofentemperatur, Ziehtemperatur des Wärmgutes (oder Glühtemperatur des Wärmgutes), sind vorzuschreiben. Die Höhe der Abgastemperatur darf, wenn die üblichen „Nadel“-Lufterhitzer eingebaut sind, 800 bis höchstens 900° wegen der Gefahr des Durchbrennens der Nadelelemente nicht überschreiten. Zweckmäßig ist ein Warnsignal, zum mindesten ein Anzeigergerät für die Abgastemperatur, anzubringen.

4. Kaminschieber

Der Kaminschieber ist so einzustellen, daß der Ofen nur schwach ausflammt und anderseits auch keine Falschlufte in den Herdraum eintritt. Bei Stillständen muß der Kaminschieber vollständig geschlossen werden. Ofentüren sind stets geschlossen zu halten, um Wärmeverluste zu vermeiden. Flammt der Ofen stark aus, so ist der Kaminschieber weiter zu öffnen.

Die Zugstärke des Kamins soll so stark sein, daß der Ziehherd weder Falschlufte einzieht, noch nennenswert ausflammt. Daraus folgt, daß sich die am Ofenende wirksame Zugstärke, also auch die Einstellung des Kaminschiebers, mit der jeweils verbrannten Brennstoffmenge und damit auch mit dem Brennstoffdurchsatz, also mit der Ofenleistung ändern muß.

5. Betriebspause

Der Heizer muß durch ständiges vorsichtiges Nachschütten kleiner Kohlenmengen dafür sorgen, daß der Ofenraum in Stillstandszeiten (Pausen, Betriebsstörungen usw.) mit einer langsam schwelenden Flamme angefüllt ist, um die Verzunderung des Wärmgutes möglichst gering zu halten. Erst kurz vor Beendigung der Pause (oder Störung) sind Unterwind und Oberwind sowie der Kaminschieber, der vorher geschlossen oder stark gedrosselt werden muß, auf den alten Stand zu öffnen und die Kohlenschüttung auf die normale Anzahl zu steigern.

6. Reinigen des Rostes

Ein weiteres Hauptfordernis für den richtigen Betrieb einer Halbgasfeuerung ist ein einwandfreies Rei-

nigen des Rostes. Die Entschlackung muß sehr sorgfältig geübt sein und den Heizern zur festen Gewohnheit werden, da eine schlecht entschlackte Halbgasfeuerung stets Anlaß zum Rückgang der Ofenleistung und zu allen möglichen Unzuträglichkeiten und Störungen, wie hohem Feuerraumverschleiß usw., gibt.

Gelegentlich wird zur Reinigung bei Treppenrosten ein Hilfsrost verwendet, der z. B. aus Ausschlußknüppeln, -plattinen oder ähnlichem hergestellt wird. Nach dem Öffnen der Schlackentür und der Feuertüren wird der Hilfsrost auf die dritunterste Platte des Treppenrostes aufgelegt und bis an die hintere Wand der Feuerung durchgeschoben. Darauf wird der Raum zwischen Hilfsrost und unterem Ende des Treppenrostes, d. h. dem daran anschließenden Planrost, vollkommen leergezogen. Etwa festsitzende Schlacke muß dabei sorgfältig von der Wand abgelöst werden. Hierauf werden die Platten des Treppenrostes wieder eingesetzt, die Hilfsroste herausgezogen und mit Hilfe der Schlackenstange die Zwischenräume zwischen den darüberliegenden Treppenrostplatten durchgestoßen. Die hier sitzende Schlacke fällt dadurch herunter und wird bei der nächsten Entschlackung unten herausgezogen.

7. Dampfzusatz

Dieser richtet sich nach der Schlackenbelastung und kann bis zu 50% der durchgesetzten Kohlenmenge betragen. Der Ofenmann ist anzuweisen, die erforderliche gefundene Dampf-Luft-Gemischtemperatur einzuhalten.

8. Betriebsaufschreibungen

Um einen Ueberblick über den Brennstoffverbrauch der Ofen zu erhalten, sind folgende Betriebskennzahlen aufzuschreiben:

Ofenleistung . . .	kg/h
Herdflächenleistung	kg/m ² Herdfläche und Stunde
Kohlenverbrauch . . .	kg/Betriebsstunde
	kg/24 h oder je Schicht (einschl. Betriebspause, Störungen usw.), kg/t Wärmgut
Wärmeverbrauch . . .	kcal/kg (oder t) Wärmgut.

Zweckmäßig wird man für die Ofenbedienung eine kurzgefaßte Vorschrift anbringen, die einen Ueberblick über die Aufgaben und Pflichten des Ofenmannes gibt. Zum richtigen Verständnis der Bedienungsvorschriften ist allerdings eine entsprechende Unterweisung und Anlernung des Ofenmannes unerlässlich.

Bedienungsvorschriften für einen Wärmofen mit Halbgasfeuerung

Der erste Ofenmann ist für den einwandfreien Ofengang und Betriebsablauf, die richtige Einstellung der Ober- und Unterwindmenge und die der Ofenbelastung und dem Ofengang angepaßte Bemessung der Kohlenmenge voll verantwortlich. Die Werte für die Ober- und Unterwindmenge sowie die Anzahl der aufgegebenen Kohlenschaufeln sind aus dem Schaubild (Bild 2) zu entnehmen und jede halbe Stunde mit der Ofenleistung zu vergleichen. Der erste Ofenmann gibt dem Heizer die Zahl der alle 3 min aufzugebenden Schaufeln an. Der Heizer hat den Anordnungen des ersten Ofenmannes Folge zu leisten. Bei entstehenden Stillständen ist mit der Windmenge und der Kohlenmenge auf die Werte der eingezeichneten Leerlauflinie zurückzugehen.

Weiter hat der erste Ofenmann laufend zu überwachen:

1. Blocktemperatur

Bei zu kalten Blöcken sind Sonderschüttungen anzuordnen und die zugeführte Ober- und Unterwindmenge entsprechend zu vergrößern. Bei zu warmen Blöcken ist umgekehrt zu verfahren.

2. Flamme im Ofen (Verbrennungsverhältnisse)

Die Flamme muß gelblich aussehen und bis in die Abzugsöffnungen des Stoßherdes hineinschlagen. Bei kurzer durchsichtiger Flamme sind Sonderschüttungen

vorzusehen, bei stark rußender Flamme ist die Oberwindmenge zu vergrößern.

3. Druck im Ofenraum

Dieser ist so einzustellen, daß der Ofen an der Tür leicht ausflammt. Saugt der Ofen an der Tür Falschluftein, so ist der Kaminschieber zu drosseln, flammt er hingegen an der Tür aus, so ist der Kaminschieber weiter zu öffnen.

4. Abgastemperatur

Wird eine Abgastemperatur von 850° überschritten, so ist der Umgehungschieber des Rekuperators zu öffnen und der Abgasschieber zum Rekuperator entsprechend zu schließen.

(Da die Schieber leicht miteinander verwechselt werden, empfiehlt es sich, beide Schieber sichtbar mit A und B zu bezeichnen, so daß es einfach heißt: Schieber A ist zu öffnen, Schieber B entsprechend zu schließen.)

5. Die Dampf-Luft-Gemischtemperatur von ...° C ist einzuhalten. (Hier ist der Betriebserfahrungswert einzusetzen.)

Vor dem Rosten, d. h. z. B. eine Viertelstunde vor Schichtschluß, darf nicht mehr geschüttet werden, damit die Kohle herunterbrennt. Die Unterwindmenge ist während dieser letzten Viertelstunde nicht zu ändern.

Mit der Oberwindmenge und dem Kaminzug muß entsprechend der nachlassenden Gasmenge zurückgegangen werden.

Rosten. Nach Öffnen des Feuergeschränktes hat sich der Heizer zu überzeugen, ob die Wasserverneblungsdüsen (oder die Dampfzuführung) in Ordnung sind; die Düsen sind gegebenenfalls zu putzen.

Nach dem Rosten muß darauf hingearbeitet werden, daß in etwa einer halben Stunde die normale Schütthöhe der Kohle auf dem Rost erreicht wird. Sobald dieser Zustand erreicht ist, gibt der erste Ofenmann dem Heizer die alle 3 min zu schüttende Schaufelzahl (dem Schaubild entsprechend) an.

Betriebspause. Bei plötzlichen Stillständen ist mit der Windmenge und der Kohlenaufgabe auf die im Schaubild eingezeichneten Werte der Leerlauflinie zurückzugehen.

Zusammenfassung

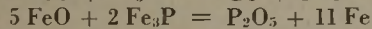
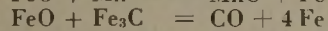
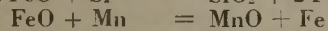
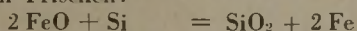
Es wird die Betriebsweise und -überwachung von Wärmöfen mit Halbgasfeuerung erörtert und auf die möglichen Verbesserungsmaßnahmen bei älteren Öfen dieser Bauart hingewiesen. Die Beachtung von Betriebs- und Bedienungsvorschriften trägt zur Energieeinsparung und Leistungssteigerung bei.

Umschau

Formel für das Erzen im basischen Lichtbogenofen

Das Erzen ist auf den ganzen Schmelzverlauf und auf die Stahlgüte von entscheidendem Einfluß, und es kann ihm deshalb nicht Aufmerksamkeit genug geschenkt werden. Es darf bekanntlich weder zuviel noch zuwenig geerzt werden. Wird zuviel Erz gesetzt, so können sich Schwierigkeiten bei der Desoxydation ergeben; wird zuwenig geerzt, so kann das Kochen des Stahles überhaupt ausbleiben, was von nachteiliger Wirkung sein kann, weil bekanntlich Schmelzen, die nicht gekocht haben, infolge mangelnder Entgasung in erhöhtem Maße zu Blasen- und Porenbildung beim Vergießen neigen.

So unbestritten die Bedeutung des Erzens ist, so fehlt eine allgemeine und genaue Berechnungsweise für den jeweiligen Erzverbrauch nahezu völlig. Im folgenden soll nun versucht werden, eine Berechnungsgrundlage zu schaffen. Auf Grund der wesentlichen Reaktionen beim Frischen:



läßt sich die Menge Erz, die gesetzt werden muß, genau berechnen. Sind nach dem Einschmelzen s kg Silizium, m kg Mangan, p kg Phosphor in der Schmelze und soll um c kg Kohlenstoff heruntergefrischt werden, so folgt nach obigen Gleichungen:

$$2 \times 71,8 : 28 = x_1 : s$$

$$71,8 : 55 = x_2 : m$$

$$71,8 : 12 = x_3 : c$$

$$5 \times 71,8 : 62 = x_4 : p$$

Es sind somit:

$$x_1 = 5,1 \times s \text{ kg FeO zur Oxydation des Siliziums}$$

$$x_2 = 1,3 \times m \text{ „ „ Oxydation des Mangans}$$

$$x_3 = 6 \times c \text{ „ „ Verbrennung des Kohlenstoffes}$$

$$\text{und } x_4 = 5,8 \times p \text{ „ „ Oxydation des Phosphors notwendig.}$$

Die erforderliche Gesamtmenge FeO ergibt sich somit zu:

$$x_1 + x_2 + x_3 + x_4 = (5,1 \times s + 1,3 \times m + 6 \times c + 5,8 \times p) \text{ kg FeO.}$$

(Sind noch andere durch FeO oxydierbare Legierungsbestandteile in der Schmelze, so erweitert sich obige Ableitung sinngemäß

für Chrom mit + 2 k

„ Wolfram „ + w

„ Molybdän „ + 2 l

„ Vanadin „ + 3,5 v ,

wenn k , w , l , v kg Chrom, Wolfram, Molybdän und Vanadin bedeuten.)

Berücksichtigt man noch den höheren Sauerstoffgehalt des Frischerzes, so berechnet sich die erforderliche Menge Erz nach folgender Formel:

$$E = F \times (5 \times s + m + 6 \times c + 6 \times p) \text{ kg Erz,}$$

wobei der Faktor $F = \frac{22,27}{\sigma}$ ist, wenn σ den Sauerstoff-

gehalt des verwendeten Frischerzes in % bedeutet. 22,27 ist der Sauerstoffgehalt des Eisenoxyduls. Bei dem üblichen Frischerz (Fe_3O_4) ist der theoretische Faktor also 0,80.

Weit besser ist es jedoch, den Faktor des verwendeten Frischerzes auf folgende Weise empirisch zu ermitteln:

Ergibt z. B. die Analyse einer 5-t-Schmelze nach dem Einschmelzen 0,32 % C, 0,43 % Mn, 0,18 % Si, 0,76 % P und soll auf 0,10 % C, also um 0,22 % C, heruntergefrischt werden, so berechnet sich zunächst auf Grund des Faktors 0,80, von dem in der Regel ausgegangen werden kann, die erforderliche Mindestmenge Erz nach obiger Formel zu:

$$E = 0,80 \times (5 \times 9 + 21,5 + 6 \times 11 + 6 \times 3,8) \\ = 155 \times 0,80 = 124 \text{ kg.}$$

Ist diese Menge Erz gesetzt, aber beispielsweise nur ein Kohlenstoffgehalt von 0,15 % erzielt worden, so berechnet sich der richtige Faktor wie folgt:

$$F = (5 \times 9 + 21,5 + 6 \times 8,5 + 6 \times 3,8) = 124$$

$$\text{und } F = \frac{124}{140} = 0,885.$$

Dieser empirisch bestimmte Faktor ist natürlich dem errechneten vorzuziehen, da durch diesen einmal die Besonderheiten des Betriebes und der Arbeitsweise mit berücksichtigt und die Fehler der verschiedenen Koeffizienten der Formel berichtigt werden. Außerdem wird hierdurch dem wenn auch geringen Teile an Eisenoxydul, der in die Schlacke übergeht und nicht zur Wirkung kommt, schon im Faktor Rechnung getragen.

Da man noch vielfach der Ansicht begegnet, daß die Abnahme des Kohlenstoffgehaltes und das Kochen des Stahles einfach proportional dem Erzzusatz erfolge, sei an Hand obiger Formel dargetan, daß dies durchaus nicht der Fall ist. Setzt man nämlich z. B. nur $4 \times s$ kg Erz, so wird die gesamte Menge nur für die Oxydation des Siliziums aufgebraucht, und es bleibt für die Oxydation des Phosphors und die Verbrennung des Kohlenstoffes kein Erz übrig, da bekanntlich die Abscheidung des Siliziums und Phosphors und die Verbrennung des Kohlenstoffes nicht gleichzeitig, sondern nacheinander vor sich gehen. Erst wenn alles Silizium zu Kieselsäure oxydiert ist, erfolgt die Oxydation des Phosphors und die Verbrennung des Kohlenstoffes zu Kohlenoxyd.

Setzt man also, um die Grenze genau festzulegen, weniger als $F \times (5 \times s + m)$ kg Erz zu, so findet eine Entphosphorung und eine Verbrennung des Kohlenstoffes nur in geringem Maße oder überhaupt nicht statt. Es kann also trotz

erheblichen Erzzusatzes das Kochen des Stahles völlig ausbleiben, was bei hohem Siliziumgehalt des Einsatzes in der Tat beobachtet wird. Die Bedeutung des Kochens darf nun nicht unterschätzt werden. Vor allem wird, wie erwähnt, durch das Kochen der Stahl entgast, da durch das entweichende Kohlenoxyd die anderen im Stahl gelösten Gase mitgerissen werden, hauptsächlich der Wasserstoff, der bekanntlich, wenn er in größerer Menge im Stahl gelöst bleibt, von sehr nachteiliger Wirkung auf die Stahlgüte sein kann, da er Flockenbildung, Versprödung und Beizblasenbildung verursacht. Aber auch der Stickstoff wird durch die Kohlenoxydentwicklung bekanntlich zum Teil entfernt, so daß auch eine Entstickung stattfindet.

Man kann bei der Anwendung der Formel, wenn eine Analyse nach dem Einschmelzen aus zeitlichen oder betrieblichen Gründen nicht möglich ist, auch von der Zusammensetzung des Einsatzes ausgehen, muß dabei allerdings berücksichtigen, daß ein Teil des Siliziums beim Einschmelzen durch den Luftsauerstoff und den anhaftenden Rost oxydiert wird.

Eine Vorberechnung, in welchen Grenzen sich die jeweils zu setzenden Mengen Erz halten, ist bei dem hohen Siliziumgehalt vieler der jetzt verwendeten Stähle, deren Abfälle vielfach und in stets wechselnden Anteilen zum Einsatz kommen, unumgänglich.

Beobachtungen in verschiedenen Betrieben haben erwiesen, daß die abgeleitete Formel den Verhältnissen im Betrieb entspricht, und es scheint eine brauchbare Berechnungsgrundlage für das Erzen gegeben zu sein.

Heinrich Prediger.

Verhalten von Drahtseilen im Betrieb

Angaben über das Verhalten von Drahtseilen im Betrieb, vor allem von Förderseilen, sind für die Erforschung der in den Drahtseilen auftretenden Eigenbewegungen mit ihren Folgen sehr erwünscht. Ein Auszug¹⁾ aus einem Bericht der „Wickwire-Spencer-Steel-Company“ bringt Angaben über das Betriebsverhalten von Seilen, besonders über die bleibenden und federnden Längungen, die gerade aus dem oben angeführten Grunde besonders beachtlich sind.

Die Längung von Drahtseilen wird auf bauart- und werkstoffbedingte Ursachen zurückgeführt. Unter Einfluß der Belastung des Seiles werden sowohl die Litzen des Seiles als auch die Drähte innerhalb der Litzen zusammengepreßt; die dabei eintretende Abnahme des Seildurchmessers entspricht andererseits einer Verlängerung. Diese Seillängung nimmt zu Beginn der Aufliegezeit am stärksten zu, erreicht aber dann bald einen verhältnismäßig geringen, aber bleibenden Wert. Sobald das Seil nach längerer Aufliegezeit einer zunehmenden Zerstörung entgegengeht und sich eine größere Zahl von Drahtbrüchen zeigt, nimmt der Betrag der Längung abermals stark zu. Nach Mitteilung des amerikanischen Seilherstellers soll dann das Seil sofort außer Betrieb genommen werden.

Eigene Untersuchungen bestätigten, daß die bleibende Seillängung sofort nach dem Auflegen am stärksten zunimmt, und daß nach etwa 20 Tagen die Seillängung nur noch um einen geringen Betrag zunimmt (Bild 1). Dagegen wurde selbst bei sehr hoch beanspruchten Schachtanlagen und nach Auftreten von einer größeren Zahl von äußeren Drahtbrüchen keine abermalige starke Zunahme der Seildehnung beobachtet. Wahrscheinlich beruht dies darauf, daß in Deutschland die rechnerische Seilsicherheit gegenüber der Seilhöchstbelastung größer gewählt wird als in Amerika. Zwar erklären sich die in Amerika zugelassenen Sicherheitszahlen von 4,5 für Teufen über 3000 Fuß und 6 für geringere Teufen zum Teil dadurch, daß die Tragfähigkeit der Seile nicht wie bei uns aus der Summe der Festigkeit der Einzeldrähte errechnet, sondern durch Zerreißen einer ganzen Seilprobe ermittelt wird. Wegen des Verseilverlustes, der beim Zerreißen im ganzen Strang stets beobachtet wird, ergibt diese Ermittlung der Seiltragfähigkeit niedrigere Werte, als rechnerisch angenommen wird. Berücksichtigt man dies, so ist der Unterschied in der Höhe der in Amerika und bei uns üblichen Sicherheitszahlen nicht mehr so bedeutend. Die niedrigeren Seilsicherheiten sind in den Vereinigten Staaten schon seit 1916 zugelassen, ohne

daß die Unfallstatistik im Zusammenhang damit eine Zunahme der Schadensfälle gezeigt hätte²⁾. Die geringere statische Seilsicherheit bei amerikanischen Schachtanlagen kann danach — und dies ist sogar wahrscheinlich — mit einer hohen dynamischen Sicherheit verbunden sein. Zweifellos sind dünnere Seile oder auch Drähte dynamisch im Förderbetrieb von Vorteil, da in ihnen bei der Zwangsverformung beim Lauf über die Scheiben und über die Trommeln geringere Beanspruchungen entstehen. In der Tat haben eigene Großzahl-Untersuchungen diese Erfahrung bestätigen können.

Nach dem Bericht besteht auch eine enge Verknüpfung zwischen der bleibenden Seillängung und dem Elastizitätsmodul der Seile. Die Bestimmung des Elastizitätsmoduls, wobei leider die Art der Bestimmung nicht angegeben ist, ergab bei den verschiedenartigst aufgebauten Seilen folgendes:

1. Bei gleicher Anzahl der Litzen war der Elastizitätsmodul um so niedriger, je höher die Zahl der Drähte war.
2. Eine Stahlseele erhöht den Elastizitätsmodul, wirkt also für das Seil versteifend.
3. Ebenso war bei Litzenspiralseilen der Elastizitätsmodul um so niedriger, je größer die Zahl der Litzen war.

Nach den amerikanischen Untersuchungen schwankte der Elastizitätsmodul bei Seilen einer einfachen Machart zwischen 0,7 und 1,0 Mill. kg/cm². Bei Litzenspiralseilen und Sondermacharten mit Stahlseele erhöhte sich der Elastizitätsmodul bis auf 1,4 Mill. kg/cm². Diese Werte liegen in der Höhe, wie sie auch durch eigene Untersuchungen gefunden wurden. Danach ergaben sich bei Seilen einer neuartigen Verbundmachart, die sich gegenüber hohen Beanspruchungen und hohen Förderdichten als sehr günstig erwiesen hatte³⁾, Werte beim Auflegen des Seiles von 1,1 Mill. kg/cm². Der Elastizitätsmodul wurde dabei durch Belasten des Seiles in ruhendem Zustand bestimmt. Bei sehr sorgfältiger Durchführung ergaben sich dabei sehr geringe Streuungen, so daß auf die dynamische Ermittlung, bei der nach H. Herbst⁴⁾ der Elastizitätsmodul aus der Schwingungsdauer eines zu freien Schwingungen angeregten belasteten Förderseiles berechnet wird, nicht zurückgegriffen zu werden brauchte. Da erfahrungsgemäß der mittels dynamischen Verfahrens bestimmte Elastizitätsmodul stets etwas größer als bei der Bestimmung durch statische Prüfung ist, ist anzunehmen, daß auch der amerikanische Untersucher das statische Verfahren angewendet hat.

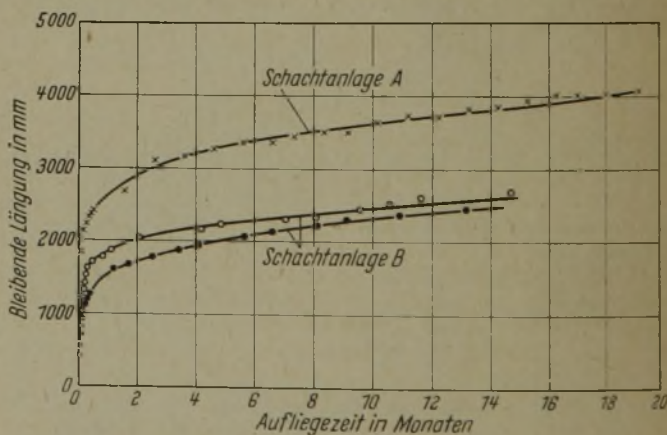


Bild 1. Bleibende Längung von Förderseilen im Betrieb (Verbundseile).

Daß der Elastizitätsmodul mit der bleibenden Seillängung in einem Zusammenhang steht, ist als sicher anzunehmen; doch scheint auch hier die Verknüpfung nicht so eng zu sein, wie es in der amerikanischen Veröffentlichung dargestellt wird. Während beispielsweise bei den eigenen Untersuchungen gegen Ende der Aufliegezeit keine Aenderung der gleichmäßig zunehmenden Seillängung festgestellt wurde, konnte zu diesem Zeitpunkt im Elastizitätsmodul eine plötzliche Aenderung festgestellt werden. Der Elastizi-

¹⁾ Iron Coal Tr. Rev. 145 (1942) S. 190.

²⁾ Vgl. Dolan, J. P., und W. G. Jackson; J. & Proc. Instn. mech. Engrs., Lond., 142 (1940) Nr. 3, Proc. S. 225/60.

³⁾ Daeves, K., und P. Linz: Glückauf 43 (1941) S. 601/06.

⁴⁾ Dynamische Beanspruchungen von Förderseilen. Berichte der Versuchsgruben-Gesellschaft, H. 5, Gelsenkirchen 1934, S. 56.

tätsmodul zeigte unmittelbar nach dem Auflegen seinen geringsten Wert, nimmt aber bereits nach wenigen Tagen beträchtlich zu (Zahlentafel 1). Diese Erhöhung des Elastizitätsmoduls ist bereits nach einer Woche zu einem gewissen Stillstand gekommen. Nehmen die Drahtbrüche gegen Ende der Auflagezeit bei hochbeanspruchten Seilen in stärkerem Maße zu, so wurde wieder eine Abnahme des Elastizitätsmoduls festgestellt. Es liegt nahe, diese Erscheinung zur Überwachung des inneren Zustandes der Seile heranzuziehen; dazu ist aber Voraussetzung, daß die Durchführung sehr sorgfältig erfolgt, damit nicht aus zufälligen Streuungen Fehlschlüsse gezogen werden.

Zahlentafel 1. Änderung des Elastizitätsmoduls von Förderseilen im Betrieb (Verbundseile; bei Betriebs höchstlast)

Seil 1		Seil 2	
Zeit in Tagen	Elastizitätsmodul in kg/cm ²	Zeit in Tagen	Elastizitätsmodul in kg/cm ²
11	1,14	6	1,13
33	1,33	40	1,35
73	1,48	180	1,31
213	1,41	197	1,31
230	1,52	504	1,58
537	1,50	672	1,40
705	1,38		

In der bereits erwähnten Arbeit von J. P. Dolan und W. G. Jackson²⁾ werden langjährige Erfahrungen zu Betrachtungen über die zulässige Beanspruchung von Förderseilen zusammengestellt. Die Betrachtungen stützen sich besonders auf Zerreiβversuche von Seilproben, wobei der Beobachtung der Arbeitsfläche im Last-Dehnungs-Schaubild große Bedeutung beigemessen wird. An einigen Beispielen, bei denen in mehrmonatigen Abständen während der Seilauflegezeit Proben zerrissen und ausgewertet wurden, wird gezeigt, daß die Arbeitsfläche mit zunehmender Gebrauchsdauer des Seiles abnimmt. Daß dieses Verfahren zur Seilüberwachung, die in Deutschland bei der stärker verbreiteten Koepeförderung wegen der geringen Möglichkeit zur Probenbeschaffung schon aus betrieblichen Gründen kaum in Frage kommen dürfte, auch zu Fehlschlüssen führen kann, zeigt die Untersuchung an einem abgelegten Seil. Dolan und Jackson entnahmen hier an den verschiedensten Stellen Proben und fanden, daß die Proben im Einband den größten Verlust an Arbeitsfläche hatten. Sie folgern daraus, daß der Einband die schwächste Stelle sei, während die Aufflechtversuche von K. Daeves und P. Linz³⁾ als den am stärksten gefährdeten Teil des Förderseils die Strecke fanden, die ständig über alle drei Scheiben läuft und gleichzeitig während des Laufes über eine Scheibe beschleunigt und verzögert wird. Damit ergibt sich auch für amerikanische Verhältnisse die Notwendigkeit, nachzuprüfen, ob der wirkliche Zerörungszustand eines Seiles in der „Arbeitsfläche“ deutlich zum Ausdruck kommt.

Die von Dolan und Jackson an den Proben gleichzeitig vorgenommene Bestimmung des Elastizitätsmoduls ergab trotz einer üblichen Machart mit etwa $0,8 \cdot 10^6$ kg/cm² einen sehr niedrigen Wert, der mit im Betriebe ermittelten Werten nicht übereinstimmt. Weder die Versuche von H. Herbst, der die Bestimmung auf dynamischem Wege vornahm, noch die eigenen unter ruhender Belastung durchgeführten Untersuchungen ergaben so niedrige Werte.

Karl-Friedrich Meues.

Neue Dreistoff-Lagerschale

Die Buick Motor Company hat ein Dreistofflager entwickelt, bei dem auf einer Stahlunterlage zunächst eine Zwischenschicht aus Nickelbronze aufgesintert wird. Diese Nickelbronze besteht aus 40 % Nickel- und 60 % Kupferpulver. Beim Aufsintern diffundiert diese Masse in die Stahlunterlage ein, so daß eine unlösbare Verbindung zwischen beiden Schichten eintritt. Auf diese porige Zwischenschicht wird eine Bleilagermetallschicht, die nur 0,0025 bis 0,005 mm dick ist, aufgebracht. Das Bleilagermetall füllt gleichzeitig die Poren der Zwischenschicht, so daß eine unlösbare Verklammerung entsteht. Das Bleilagermetall besteht im wesentlichen aus 92 % Blei besonders hohen Reinheitsgrades.

Dieses Lager ist zur Aufnahme außergewöhnlich schwerer Lagerbelastungen und Lagerdrücke, also für die Kurbelzapfen und Kurbelwellenlager von Verbrennungskraftmaschinen — auch in der Luftfahrt —, geeignet. Gegenüber den bisherigen Lagern soll mit diesen neuen Dreistofflagern¹⁾ eine Vergrößerung der Lebensdauer um 200 % erreicht werden.

Ewald Rohde.

Archiv für das Eisenhüttenwesen

Ueber die Gleichgewichte der Desoxydation von flüssigem Stahl mit Aluminium sowie Aluminium und Silizium gemeinsam

Von Werner Geller und Kurt Dickel²⁾ wurde eine Neubestimmung der Desoxydationsgleichgewichte des Aluminiums im flüssigen Eisen durchgeführt. Zur Vermeidung von Tonerdeausfällungen im Innern der Schmelzen ist dabei aluminiumhaltiges Eisen mit Kohlenoxyd bis zum Gleichgewicht zwischen Aluminium, Kohlenstoff und Sauerstoff umgesetzt worden. Die Versuche haben eine Temperaturabhängigkeit der Gleichgewichtskonstanten $K_{[Al][O]} = [Al]^2 \cdot [O]^3$ nach der Gleichung

$$\log K_{[Al][O]} = -\frac{58600}{T} + 18,90$$

ergeben. Die Werte liegen um 2 bis 3 Zehnerpotenzen niedriger als die bisher zuverlässigsten Bestimmungen von H. Wentrup und G. Hieber³⁾. Der Unterschied wird auf eine Verunreinigung der Schmelzen von Wentrup und Hieber durch ausgefällte Tonerde zurückgeführt. Die Werte der Gleichgewichte zwischen Aluminium und Kohlenstoff werden angegeben.

Versuche zur Bestimmung der Gleichgewichte zwischen Aluminium und Silizium in Gegenwart fester Tonerde haben noch nicht zu endgültigen Ergebnissen geführt.

Untersuchungen über das unterschiedliche Durchhärtings- und Durchvergiftungsvermögen von Baustählen

Ausgehend von der bekannten Tatsache, daß Unterschiede im Durchhärtings- und Durchvergiftungsvermögen von Baustählen fast gleicher chemischer Zusammensetzung auftreten können, deren Größenordnung großzahlmäßig als Beispiel an den Stählen St C 45.61, VCMo 135 und Stahl mit 0,24 bis 0,34 % C, 0,4 bis 0,8 % Mn, 2,3 bis 2,7 % Cr, 0,15 bis 0,25 % Mo und 0,10 bis 0,35 % V gezeigt wird, wird von Walter Eilender, Rolf Mayenborn und Hermann Voss⁴⁾ der Versuch unternommen, Zusammenhänge zwischen diesen Schwankungen des Durchhärtingsvermögens und einigen am fertigen Stahl feststellbaren metallurgisch bedingten Eigenschaften zu ermitteln. Den Untersuchungen, die großzahlmäßig an dem Stahl VCMo 135 bei Erschmelzung im basischen Siemens-Martin-Ofen oder basischen Lichtbogenofen durchgeführt wurden, wurde der Vollständigkeitsgrad der Härteannahme nach H. Voss und F. Krämer⁵⁾ als zahlenmäßige Bewertung des Durchhärtingsvermögens zugrunde gelegt. In Übereinstimmung mit dem neueren Schrifttum wurde eine Abhängigkeit des Durchhärtingsvermögens von der McQuaid-Ehn-Korngröße nicht gefunden. Untersuchungen über den Zusammenhang des Streifigkeitsgrades im Bruchaussehen mit dem Durchhärtingsvermögen ließen keinen entsprechenden Einfluß erkennen. Es konnte dagegen ein Zusammenhang der Art der Dendritenausbildung mit dem Durchhärtingsvermögen beobachtet werden. Dieser Einfluß scheint jedoch kein unmittelbarer zu sein. Die eigentlichen Ursachen sind vielmehr in den metallurgischen Erzeugungsbedingungen des Stahles zu suchen. Weitere Versuche nach dieser Richtung erscheinen daher angebracht.

¹⁾ Metal Ind., Lond., 57 (1940) S. 194.

²⁾ Arch. Eisenhüttenw., 16 (1942/43) S. 431/36.

³⁾ Techn. Mitt. Krupp, A: Forsch.-Ber., 2 (1939) S. 47/58; Arch. Eisenhüttenw., 13 (1939/40) S. 15/20.

⁴⁾ Arch. Eisenhüttenw., 16 (1942/43) S. 437/42 (Werkstoffaussch. 627).

⁵⁾ Stahl u. Eisen 59 (1939) S. 913/20 (Werkstoffaussch. 471a).

Einsatzhärtung von Wolframstählen

Chromhaltige und chromfreie Wolframstähle mit Wolframgehalten von 2,88 bis 29,5 % wurden unter verschiedenen Bedingungen im festen Härtemittel im Einsatz gehärtet. Die Stähle zeigten nach den Feststellungen von Erich Witten¹⁾ eine gute Aufkohlungsfähigkeit bei guter Diffusionsfähigkeit des Kohlenstoffes, so daß sehr tiefgehende Einsatzschichten erzielt wurden. Die Einsatzschichten der chromhaltigen Wolframstähle enthalten feinkörnige Wolfram-Chrom-Eisen-Mischkarbide, die sich bei höheren Wolframgehalten und längeren Einsatzzeiten infolge fortschreitender Aufnahme von Eisenkarbid vergrößern und ineinanderfließen, so daß sie nach sehr langen Einsatzzeiten fast die gesamte Schlifffläche einnehmen. Die körnigen Mischkarbide der chromhaltigen Wolframstähle sind bei hohen Temperaturen nur in sehr geringem Umfange in der Grundmasse löslich.

Die chromfreien Wolframstähle zeigen ebenfalls eine gute Aufkohlungsfähigkeit, doch zerfallen die bei der Zementation entstehenden Mischkarbide in Mono-Wolframkarbid, Graphit und Eisen. Mangan und Nickel können diesen Zerfall nicht aufhalten. Gefügeausbildung und Werkstoffeigenschaften werden somit durch Chrom grundlegend beeinflusst.

Ausgedehnte Untersuchungen über die Härteveränderungen von Oberfläche und Einsatzquerschnitt nach unterschiedlichen Wärmebehandlungen werden in einer Reihe von Schaubildern festgehalten.

Der Verschleiß von Auftragschweißen bei Kranlaufrädern und Rollenlagern im Betrieb und Laboratorium

Mit verschiedenen unlegierten und legierten, nackten oder umhüllten Schweißdrähten wurden unter Ansatz unterschiedlich befähigter Schweißer mit Lichtbogen- oder Gasschmelzschweißung Laufflächen an Radreifen von Kranlaufrädern sowie an Wälzbahnen in einfachen Rollenlagern von Schmalspurwagen aufgeschweißt. Sodann wurde von Hermann Hüngsberg²⁾ das Verschleißverhalten dieser Auftragschweißen im Verlaufe längerer betrieblicher Beanspruchung beobachtet und durch besondere, eigens zu diesem Zweck entwickelte Meßgeräte zahlenmäßig erfaßt. Die Beanspruchung erfolgte durch rollende Reibung mit geringem oder ohne Schlupf zwischen trockenen oder geschmierten Flächen. Zum anderen wurden mit gleichartigen Auftragschweißungen Laboratoriumsversuche zur Bestimmung der chemischen Zusammensetzung, der Härte, des Gefüges und des Verschleißes bei rein gleitender Reibung zwischen trockenen Gleitflächen auf der Verschleißbank angestellt.

Bei den aufgeschweißten Laufflächen von Kranlaufrädern zeigten die Ergebnisse aus den Betriebs- und Laboratoriumsversuchen zahlenmäßig vergleichbare Werte, wenn der tatsächliche Umfang der Verschleißbeanspruchung in das Verschleißmaß einbezogen wurde. Mit steigender Ausgangshärte und zunehmender Versuchsdauer verminderte sich der Verschleiß und die Kalthärtbarkeit in fast gesetzmäßiger Abhängigkeit. Die chemische Zusammensetzung des niedergeschmolzenen Schweißgutes wurde durch die Legierungsgehalte der Elektroden und die Art der Umhüllung grundlegend bestimmt, wobei die Gehalte an Kohlenstoff, Mangan und Stickstoff am stärksten beeinflusst wurden. Die nackten Elektroden wiesen den höchsten Abbrand an Kohlenstoff und Mangan auf und ließen eine gesteigerte Stickstoffaufnahme des Schweißgutes zu. Steigende Gehalte an Kohlenstoff und in geringerem Maße auch an Mangan verminderten den Verschleiß.

Bei den Versuchen an aufgeschweißten Wälzbahnen in Rollenlagern und an diesen entsprechenden Schweißproben waren bei Verwendung des gleichen Zusatzwerkstoffes die mit Lichtbogenschweißung gegenüber den mit Gasschmelzschweißung hergestellten Auftragschweißungen in ihrem Verschleißverhalten etwas überlegen.

Für die betrieblichen Belange ist der vorliegenden Arbeit besonders folgendes zu entnehmen: Bei spanabhebender Formgebung der aufgeschweißten Werkstücke kann zuweilen auf besonders harte Auftragschweißen

verzichtet werden, wenn das weichere Schweißgut durch die Beanspruchung im Betrieb eine merkliche Kalthärtung erfährt. Hierbei muß zugunsten der vereinfachten Bearbeitungsmöglichkeit, besonders zu Beginn der Laufzeit, etwas erhöhter Verschleiß gestattet sein. Die Ergebnisse der Arbeit widerlegen die noch vielfach verbreitete Ansicht, daß bei einer verschleißmindernden Härtesteigerung des einen Teiles eines zusammengehörigen Werkstückpaares das andere dadurch schneller verschleifen müsse. Es muß gerade bewußt auf Unterschiede in der Härte, in der Zusammensetzung und im Gefüge hingezielt werden, um den Verschleiß bei beiden Werkstücken gering zu halten. Ein Fressen tritt in erhöhtem Umfang vor allem an völlig gleichgearteten Werkstoffpaaren bei gleitender Reibung unter hoher Flächenpressung ein. Bei sorgfältiger Auswahl der allgemeinen Schweißbedingungen ist für übliche Auftragschweißungen auch der Einsatz weniger geübter Schweißer durchaus zulässig, ohne daß nachteilige Folgen für das Verschleißverhalten der aufgeschweißten Werkstoffschichten damit verbunden sind.

Neue Begriffsbestimmung für Elastizitäts- und Streckgrenze

Die heute übliche Ermittlung von Festigkeitswerten bei Spannungen, denen eine bestimmte bleibende Verformung, gerechnet in Bruchteilen der Meßlänge, entspricht, hat gewisse Nachteile. Der Beginn des Abweichens vom elastischen Verhalten (Elastizitätsgrenze) oder auch das Einsetzen merklicher, bleibender Verformungen (Fließgrenze) kann durch Festlegung eines gleichbleibenden Betrages, unabhängig von der Lage der kritischen Grenzbelastung und damit von der elastischen Verformung, nicht allgemeingültig gekennzeichnet werden. Die zulässige bleibende Dehnung kann sich sinngemäß nur auf die elastische Dehnung beziehen, zu der sie in ein bestimmtes Verhältnis zu treten hat. Die Ermittlung entsprechender Werte wird von Wilhelm Späth¹⁾ dargelegt. Sie haben den Vorteil, daß das Verhältnis von bleibender zu elastischer Verformung stets gleichbleibt, so daß sich die Verhältnisse geometrisch ähnlich bleiben. Damit sind auch die Dämpfungsbedingungen an den so festgelegten Spannungen gleich. Die neuen Werte lassen sich ferner auf Werkstoffe verschiedenen Elastizitätsmoduls übertragen.

Bei dem großen Aufwand, den heute Werkstoffuntersuchungen erfordern, wäre es Verschwendung, die erzielten Meßergebnisse nicht nach allen sich bietenden Richtungen hin auszuwerten. Nur so kann die Frage geklärt werden, welche Kennwerte sich am besten in ein harmonisches Gesamtbild einordnen lassen und damit auch die „richtigsten“ sind.

Metallographische Untersuchungen mit dem Uebermikroskop an Stahl nach dem Rückstrahlverfahren

In Fortsetzung und Ergänzung einer früheren Arbeit²⁾ wurden von Wilhelm Ruttman, Ingeborg Ziessecke und Ursula Wolff³⁾ weitere metallographische Untersuchungen mit dem Uebermikroskop nach dem Rückstrahlverfahren bei schräger Projektion an unlegierten Stählen mit 0,03 bis 0,63 % C sowie an Stahlguß mit 0,34 % C, 1,3 % Mn und 0,32 % Mo in verschiedenen Wärmebehandlungszuständen mit folgendem Ergebnis durchgeführt: Ohne lichtoptischen Vergleich sind bereits eindeutig die Gefügebestandteile körniger und lamellarer Perlit sowie Korngrenzen im Ferrit zu erkennen. Bei gleichzeitiger lichtoptischer Untersuchung lassen sich auch Nitridnadeln eindeutig feststellen. Härtungs- und Anlaßgefüge lassen sich zwar mit den lichtmikroskopischen Aufnahmen in Einklang bringen, jedoch ist es noch schwierig, die einzelnen Anlaßstufen eindeutig zu unterscheiden. Zu dem Zweck müßten Untersuchungen an gehärteten Stählen mit noch mehr Anlaßstufen ausgeführt werden. Daß die Deutung vorläufig nur im Anschluß an das Lichtmikroskop möglich ist, braucht nicht unbedingt nachteilig zu sein; man wird bei grundlegenden Untersuchungen doch immer mit den geringeren lichtoptischen Vergrößerungen anfangen.

¹⁾ Arch. Eisenhüttenw. 16 (1942/43) S. 465/68.

²⁾ Borries, B. v. und W. Ruttman: Wissenschaftliche Veröffentlichungen aus den Siemens-Werken. Werkstoff-Sonderheft, Berlin 1940, S. 342/62.

³⁾ Arch. Eisenhüttenw. 16 (1942/43) S. 469/74.

¹⁾ Arch. Eisenhüttenw. 16 (1942/43) S. 443/52.

²⁾ Arch. Eisenhüttenw. 16 (1942/43) S. 453/64.

Patentbericht

Kl. 40 b, Gr. 16, Nr. 733 126, vom 20. Mai 1936.
Ausgegeben am 22. März 1943. Fried. Krupp A.G. in Essen. (Erfinder: Dr.-Ing. habil. Hans Schrader in Essen.) *Schneidwerkzeuge.*

Die Stellitelegierung ist frei von Beryllium und enthält 1,5 bis 3 % C, 25 bis 55 % Co, 12 bis 25 % W, 20 bis 35 % Cr, 0,5 bis 6 % Ti, das teilweise durch Vanadin ersetzt sein kann, Rest Eisen, dessen Anteil das Maß einer unbeabsichtigten Verunreinigung übersteigen soll.

Kl. 48 d, Gr. 2^a, Nr. 733 130, vom 2. September 1939.
Ausgegeben am 22. März 1943. Dr. Heimberger & Co. in Bayreuth. (Erfinder: Dr. Walter Heimberger in Bayreuth.) *Verfahren zum Nachbehandeln gebeizter Rohware vor dem Emaillieren.*

Gebeizte Eisenteile werden vor dem Emaillieren zwecks Reinigung von Beizrückständen, insbesondere Säureresten, die durch kurzes Spülen nicht entfernt worden sind, in eine phosphatfreie Nitratlösung eingetaucht, die eine kleine Menge eines Nitrits und/oder Magnesiumchlorid enthält und deren Säuregehalt zwischen dem pH-Wert 3,1 und 6,0 gehalten wird.

Kl. 18 b, Gr. 1^{oa}, Nr. 733 281, vom 19. März 1938.
Ausgegeben am 23. März 1943. Dr. Fritz Weeren in Berlin-Neukölln. (Erfinder: Dr. Fritz Weeren in Berlin-Neukölln.) *Verfahren zur Herstellung von hochwertigem Gußeisen.*

Hochwertiges Gußeisen, das durch eine feinblättrige Ausscheidung des Kohlenstoffs während der Erstarrung und durch entsprechende Feinkörnigkeit des Gefüges gekennzeichnet ist, läßt sich aus beliebigem Einsatz, z. B. Roheisen oder Gußbruch, herstellen, wenn die Schmelze mit so viel Schwefel niedergeschmolzen wird, daß sie mit weißem Gefüge erstarren würde, jedoch vor der Erstarrung mit üblichen Entschwefelungsmitteln, z. B. Alkalien, behandelt wird, so daß der Kohlenstoff bei der Erstarrung wieder zur Ausscheidung gelangt.

Kl. 40 b, Gr. 17, Nr. 733 318, vom 11. Juni 1940.
Ausgegeben am 24. März 1943. Fried. Krupp A.G. in Essen. (Erfinder: Karl Schröter in Berlin und Dr. Walter Dawihl in Kohlhasenbrück bei Berlin.) *Verfahren zur Herstellung von Hartmetallelegierungen.*

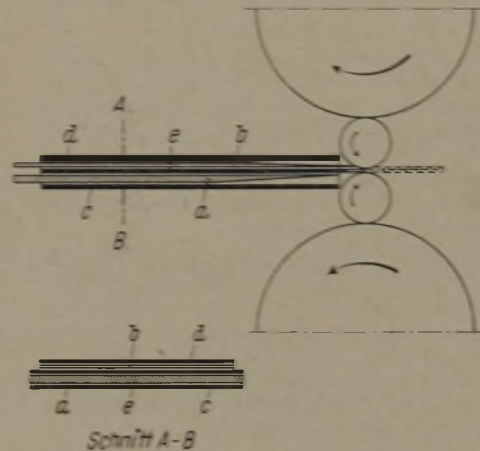
Bei der Herstellung gesinterter Hartmetallelegierungen, die Wolframkarbid, Titankarbid sowie gegebenenfalls mindestens ein niedriger schmelzendes Metall enthalten, wird die Gleichmäßigkeit und Güte des Hartmetalls durch die im verwendeten Titankarbid, das aus Titanoxid und Kohle hergestellt wird, noch vorhandenen geringen Sauerstoffgehalte beeinträchtigt. Dieser Nachteil wird erfindungsgemäß beseitigt, indem das zur Sinterung benötigte Wolframkarbid-Titankarbid-Pulver durch Erhitzen von Wolframkarbid oder Wolframmetall mit Titanitrid unter Zusatz von Kohlenstoff gewonnen wird.

Kl. 7 a, Gr. 12, Nr. 733 411, vom 29. April 1939.
Ausgegeben am 26. März 1943. USA.-Priorität vom 26. April 1938. Siemens-Schuckertwerke A.G. in Berlin-Siemensstadt. (Erfinder: Glenn E. Stoltz in Edgewood, Penns., V. St. A.) *Regeleinrichtung für Bandwalzwerke.*

Walzwerke, bei denen das handförmige Walzgut von einem Abwickelhaspel durch mehrere Gerüste hindurch zu einem Aufwickelhaspel geführt wird und zwischen den Gerüsten Spannvorrichtungen für das Walzgut vorhanden sind, erreichen eine gleichmäßige Walzarbeit erst dann, wenn das Kopfende des Bandes vom Aufwickelhaspel gefaßt und dadurch die angestrebten Zugkräfte zwischen sämtlichen Aggregaten vorhanden sind. Die gewünschten Zugkräfte werden wieder gestört, sobald das Ende des Bandes den Abwickelhaspel verlassen hat. Nach der Erfindung werden während der Walzung der Bandenden von den Haspeln und Spannvorrichtungen anomale Zugkräfte auf das Band ausgeübt, um den fehlenden Einfluß des vom Walzrand jeweils nicht besetzten Aggregates auszugleichen. Dieser Ausgleich erfolgt selbsttätig durch Aenderung der Motorleistung für die einzelnen Aggregate in Abhängigkeit von der, von der Normleistung abweichenden Belastung der Motoren.

Kl. 49 I, Gr. 5, Nr. 733 324, vom 12. März 1938.
Ausgegeben am 24. März 1943. Trierer Walzwerk A.G. in Trier. (Erfinder: Dipl.-Ing. Martin Reimann in Trier.)

Kaltplattieren von Stahlstreifen.



Der Stahlstreifen a von 4 mm Stärke und darüber und der Streifen b aus Aluminium oder Aluminiumlegierung von 0,5 mm Stärke und mehr werden den Walzen zum Zwecke der Plattierung durch die ringsum geschlossene, bis dicht

an den Walzspalt heranreichende Führung c, d zugeleitet, die durch die Wand e in zwei Kammern unterteilt ist.

Kl. 48 d, Gr. 2^a, Nr. 733 470, vom 5. Juli 1939.
Ausgegeben am 26. März 1943. Dr.-Ing. Walter Heimberger in Bayreuth. (Erfinder: Dr.-Ing. Walter Heimberger in Bayreuth.) *Verfahren zum Reinigen von Metalloberflächen.*

Zum Entfetten von Metalloberflächen und zur Reinigung der Oberflächen von Oxyden und sonstigen Verunreinigungen werden die Metallstücke in Flüssigkeiten, z. B. Wasser, eingetaucht und der Einwirkung von Ultraschallwellen ausgesetzt. Die Reinigung beruht auf der Beobachtung, daß die hochfrequenten mechanischen Schwingungen der Ultraschallwellen u. a. die Wirkung haben, Öl im Wasser zu emulgieren, Kolloide zu koagulieren und Oxydschichten in feine Teilchen zu zerteilen und von der Metalloberfläche abzusprengen.

Wirtschaftliche Rundschau

Die deutsch-schwedischen Wirtschaftsbeziehungen

Anläßlich der vom 5. bis 14. Juli 1943 abgehaltenen Tagung des deutschen und des schwedischen Regierungsausschusses wurde festgestellt, daß sich der deutsch-schwedische Warenverkehr im ersten Halbjahr 1943 sehr befriedigend entwickelt und die Ziffern der gleichen Vorjahreszeit nicht unwesentlich überschritten hat. Die beiden Regierungen, so hieß es weiter, seien sich darüber einig, daß eine weitere Aufwärtsentwicklung der beiderseitigen Einfuhren angestrebt werden solle. Diese Verlautbarung, an deren Richtigkeit nicht gezweifelt werden kann, paßt in keiner Weise in die Propagandameldungen des feindlichen Auslandes von der deutschen Lieferunfähigkeit und von der Zerstörung der Produktionskraft durch den Luftkrieg. Die schwedische Presse hat inzwischen mit Genugtuung vermerkt, daß durch die deutschen Lieferungen von Roheisen, Walzwerkserzeugnissen, chemischen Produk-

ten und Textilrohstoffen, vor allem aber von Kohle und Koks, die Beschäftigung in Schweden gesichert wurde. Die Eisen- und Stahlindustrie sei in die Lage versetzt worden, beachtliche Vorräte an Kohle und Koks anzulegen. Die Einfuhr von Kohle und Koks aus Deutschland habe im ersten Halbjahr fast das Doppelte der gleichen Zeit des Vorjahres erreicht. Insbesondere sind durch diese Lieferungen auch die schwedischen Werften begünstigt, deren Auftragsbestand ihre Lieferfähigkeit weit übersteigt und die ohne Lieferungen aus Deutschland einer sehr schlechten Rohstofflage gegenüberstehen würden. Ähnliches gilt für die mechanischen Werkstätten aller Art, die gerade in Schweden beheimatet sind. Zum Schluß wirken sich alle diese Lieferungen natürlich bis zu den Verbrauchsgütern aus, so daß jeder Schwede die Vorzüge dieses Warenaustausches unmittelbar genießt.

Auch die Festigkeit der Preise, der Lebenshaltungskosten und der Beschäftigung hängt eng damit zusammen. Damit

sind englische Meldungen über die deutsche Lieferunfähigkeit oder Ueberspannungen im deutsch-schwedischen Warenverkehr in das Reich der Lügenpropaganda verwiesen worden. Natürlich hat auch Deutschland seine Vorteile von diesen Beziehungen, denn wie jedes Geschäft beruht auch dieses darauf, daß beide Teile ihren Nutzen davon haben. Die schwedische Ausfuhr, vor allem an Holzwaren, Zellulose und Papier sowie an Erzen, befriedigt wesentliche deutsche Bedürfnisse.

Buchbesprechungen

Mitteilungen aus dem Kaiser-Wilhelm-Institut für Eisenforschung zu Düsseldorf.

Hrsg. von Friedrich Körber. Düsseldorf: Verlag Stahl Eisen m. b. H. 4°. — Bd. 24. Abhandlg. 427 bis 446. Mit 116 Zahlentafeln und 442 Bildern. 1942. (3 Bl., 276 S.) 27 RM, geb. 30 RM.

Zu seinem 25jährigen Jubiläum legte das Kaiser-Wilhelm-Institut für Eisenforschung vor kurzem den 25. Band seiner Mitteilungen vor, der vor allem eine zusammenfassende Uebersicht über das bisherige Schaffen des Instituts brachte¹⁾. Inzwischen ist auch der 24. Band mit 20 meist recht stattlichen Beiträgen abgeschlossen worden.

Die früheren sehr erfolgreichen Arbeiten über den kernlosen Induktionsofen wurden wieder aufgenommen durch Studien zur Fortentwicklung der basischen Zustellung mit dem Ziele der Erhöhung der Betriebssicherheit und Haltbarkeit der Zustellung. Die bereits recht umfangreichen Arbeiten über Schlackenreaktionen wurden weiter ausgebaut durch eine Untersuchung über Entmischungs-Erscheinungen in Eisenoxydul-Natrium-Phosphat-Schlacken.

Eine ganze Anzahl von Beiträgen behandelt Fragen der Baustähle, insbesondere den Einfluß der Anlaßtemperatur und die Durchhärtung der molybdänfreien Vergütungsstähle. Daneben stehen Untersuchungen über die Beziehungen zwischen Bruchbeurteilung und Kerbschlagwert bei Vergütungsstählen und über die mechanischen Eigenschaften von Chrom-Molybdän- und Chrom-Nickel-Molybdän-Vergütungsstählen besonders bei tiefen Temperaturen.

Untersuchungen über den Einfluß von Legierungsgehalt und Versuchsbedingungen auf die α - γ -Umwandlung austenitischer Stähle bei der Kaltverformung leiten dann über zu Fragen der Verformung. Auf diesem Gebiet wird berichtet über Warmwalzversuche an ein- und zweiseitig mit Kupfer

¹⁾ Stahl u. Eisen 62 (1942) S. 663.

Eisen- und Stahl-GmbH. Ukraine

Mit dem Sitz in Dnjepropetrowsk und einem Stammkapital von 1 Mill. Karb. ist die Eisen- und Stahl-GmbH. Ukraine der Reichswerke Hermann Göring gegründet und in das Handelsregister des deutschen Gerichts eingetragen worden. Gegenstand des Unternehmens ist der Handel mit Eisen und Stahl sowie mit Eisen- und Stahlerzeugnissen aller Art.

oder nichtrostendem Stahl plattiertem Stahl und über die Kaltziehfähigkeit von nahtlosen Rohren aus weichen unlegierten Stählen in Abhängigkeit von der metallurgischen Herstellung.

Die Entfestigung durch Kristallerholung und Rekristallisation wurde an kritisch kalt gerecktem und geglühtem kohlenstoffarmen Stahl durch Härtemessungen und Gefügeuntersuchungen verfolgt, eine weitere Arbeit behandelt das Weichglühen von mittel- und hochkohlenstoffhaltigen kaltgewalzten Bandstählen im Durchziehofen.

Auf dem Gebiet der Schwingungsfestigkeit, aus dem das Institut fast jährlich Beiträge bringt, werden in zwei Arbeiten behandelt Zug-Druck-Dauerversuche an Stahl bei höheren Temperaturen und der unterschiedliche Einfluß einer Erhöhung der Streckgrenze auf die Biegezugfestigkeit von Stahl, je nachdem die Streckgrenze durch Verformung oder Vergütung erzielt wurde.

Im Anschluß an frühere Forschungen in gleicher Richtung wird ein Beitrag zur Spannungsberechnung aus röntgenographischen Dehnungsmessungen gegeben und über Messungen von Gitterkonstanten-Mittelwerten und Anwendung auf die röntgenographische Spannungsmessung berichtet.

Schließlich wird die Verfahrenstechnik des Metallurgen bereichert durch spektralanalytische Untersuchungen von silikat- und tonerdehaltigen Einschlüssen, die Entwicklung einer magnetischen Schnellwaage und Angaben über ein neues Verfahren zur Kennzeichnung der Oberflächengüte von Werkstoffen.

Die Behandlung zeitbedingter Einzelfragen ist zwar naturgemäß gerade jetzt im Kriege deutlich, aber ebenso deutlich ist, daß auch heute die planmäßige Grundlagenforschung dazu im rechten Verhältnis und Einklang steht. So gliedert sich der vorliegende Band glücklich ein in die Reihe, die über das wissenschaftliche Schaffen in der Eisenindustrie innerhalb eines bewegten Vierteljahrhunderts Rechenschaft ablegt.

Ernst Hermann Schulz.

Vereinsnachrichten

Eisenhütte Oberschlesien

Bezirksverband des Vereins Deutscher Eisenhüttenleute im NS.-Bund Deutscher Technik

Mittwoch, den 15. September 1943, 15.30 Uhr, findet im großen Sitzungssaal des Berg- und Hüttenmännischen Vereins zu Gleiwitz, Straßburger Allee 12—14, die

4. Sitzung des Arbeitsausschusses der Wärmeingenieure der Eisenhütte Oberschlesien

statt mit folgender Tagesordnung:

1. Tagesfragen der Wärmewirtschaft. Bericht-erstatte: Dr.-Ing. habil. H. Schwiedeßen, Düsseldorf.
2. Vergleich ober-schlesischer Siemens-Martin-Öfen. Bericht-erstatte: Dr.-Ing. G. Prieur, Gleiwitz.
3. Verschiedenes.

Änderungen in der Mitgliederliste

Witte, Hans, Dipl.-Ing., Oberingenieur, Saarbrücken 2, Hohen-zollernstr. 1. 24 109

Wolf, Otto, Dipl.-Ing., Direktor, Enger (Westf.); Wohnung: Hindenburgstr. 473. 04 062

Zeyen, Karl Ludwig, Dr.-Ing., Handlungsbevollmächtigter, Berlin-Halensee, Albrecht-Achilles-Str. 62—64; Wohnung: Berlin-Charlottenburg 9, Bredtschneiderstr. 11. 23 190

Gestorben:

Armbruster, Gustav, Dr.-Ing., Düsseldorf. * 29. 3. 1895, † 5. 7. 1943. 35 014

Borsch, H., Dipl.-Ing., Betriebsdirektor a. D., Kiel. * 8. 1. 1875, † 20. 2. 1943. 07 008

Brachvogel, L., Oberingenieur a. D., Essen. * 4. 6. 1863, † 12. 7. 1943. 93 003

Doubs, Ferdinand, Ing., Professor, Wien-Mödling. * 18. 1. 1869, † 8. 7. 1943. 39 450

Flesch, Hans, Dipl.-Ing., Cawnpore (Brit. Indien). * 8. 7. 1898, † 9. 6. 1943. 30 035

Maax, Erich, Direktor, Berlin. * 28. 7. 1884, † 15. 7. 1943. 23 111

Mathieu, Hans Georg, Dipl.-Ing., Dortmund-Barop. * 5. 9. 1904, † 11. 8. 1943. 42 129

Meyer, Johannes, Betriebsdirektor, Schwientochlowitz. * 24. 11. 1874, † 19. 7. 1943. 94 016

Rechlin, Wilhelm, Dr., Essen. * 2. 6. 1892, † 8. 7. 1942. 25 095

Saßenscheidt, Gustav, Direktor i. R., Dortmund. * 27. 10. 1875, † 31. 5. 1943. 13 097

Scharner, Friedrich, Zivilingenieur, Lübeck. * 1. 11. 1876, † 3. 8. 1943. 09 071

Schöneborn, Conrad, Ingenieur, Eichen (Kr. Siegen). * 6. 4. 1893, † 4. 8. 1943. 31 093

Wichterich, Wilhelm, Direktor i. R., Köln-Lindenthal. * 4. 5. 1869, † 6. 7. 1943. 18 122

Wüstenberg, Heinrich, Betriebschef, Rheinhausen. * 7. 1. 1882, † 27. 7. 1942. 39 422

Zapf, Georg, Dr.-Ing. E. h., Dr. phil. h. c., Generaldirektor i. R., Gut Schlufeld. * 18. 3. 1867, † 3. 8. 1943. 11 167

Zeppenfeld, Gustav, Betriebsleiter a. D., Witten. * 25. 11. 1860, † 9. 5. 1943. 07 141