

STAHL UND EISEN

ZEITSCHRIFT

FÜR DAS DEUTSCHE EISENHÜTTENWESEN.

Nr. 51.

18. Dezember 1924.

44. Jahrgang.

Die Stahlherstellungsverfahren unter dem besonderen Gesichtspunkte der Edeltahlerzeugung.

Von Direktor Dr.-Ing. e. h. W. Eilender in Krefeld¹⁾.

(Geschichtliches. Einfluß der Gase bei der Stahlherstellung (Wasserstoff, Stickstoff, Kohlenoxyd, Kohlensäure). Der Einfluß des Sauerstoffs und das Desoxydationsproblem. Die Desoxydation mit Mangan, Silizium, Aluminium. Schlacken im Stahl und die Zwischensubstanz. Aenderung der Eigenschaften durch Sauerstoff bzw. durch Schlacken. Die Desoxydation mit Kohlenstoff. Richtl. Len zur Erzeugung von Edeltahl. Der Thomasprozeß. Der Bessemerprozeß. Die Herstellung von Edeltahl im Siemens-Martin-Ofen. Konstruktion, Fortschritte. Die Edeltahlherstellung im Elektroofen. Schmelzen unter vermindertem Druck. Gießtechnisches. Normung von Edeltahl und Richtlinien.)

Wenn die Bezeichnung Edeltahl auch erst vor wenigen Jahren zum ersten Male im Schrifttum erscheint, so ist die Edeltahlherstellung im Grunde genommen ein sehr altes Gewerbe. Denken wir an die Raffinierstahlherstellung des Mittelalters, deren Erzeugnisse auch heute noch an Güte unübertroffen sind. Unzweifelhaft können wir hier schon von einem Verfahren zur Herstellung von Edeltahl sprechen. Mit der Einführung des Tiegelstahlprozesses durch Huntsman im Jahre 1730 fand die Herstellung von Rohzement, das Ausgangsprodukt der Raffinierstahlfabrikation, immer mehr Verbreitung, da man im Rohzement bald einen vorzüglichen Einsatz zur Tiegelstahlherstellung erkannt hatte. Um die Einführung des neuen Verfahrens in Deutschland und seine Verbreitung haben sich Friedrich und Alfred Krupp hervorragende Verdienste erworben. Bis vor kurzem wurde aller Edeltahl im Tiegel hergestellt und die Begriffe Tiegelstahl und Edeltahl waren identisch. Mit der Einführung des elektrischen Ofens in der Stahlindustrie, mit der fortschreitenden Entwicklung des Elektroschmelzverfahrens ging die Tiegelstahlerzeugung immer mehr zurück, und das Verhältnis des im Elektroofen erzeugten Edeltahls zu dem im Tiegel hergestellten war nach Angaben von Sommer²⁾ in Deutschland im Jahre 1918 etwa wie 3 : 1. Die systematische Erforschung des Siemens-Martin-Prozesses in den letzten Jahren hat ebenfalls zur Ausbildung einer Reihe von Verfahren geführt, die es gestatten, auch im Siemens-Martin-Ofen durchaus brauchbare Edeltähle herzustellen. Damit sind schon drei Verfahren aufgeführt, die für sich die Herstellung von Edeltahl in Anspruch nehmen. Bei dem gegenwärtigen hohen Marktangebot wird es dem Stahlverbraucher daher nicht leicht fallen, stets die richtige Auswahl zu treffen, zumal wenn er nicht über weitgehende Kenntnisse und Erfahrungen in der Metallurgie und in der Werkstoff-

kunde verfügt, oder die Preisfrage beim Einkauf von Stahl in den Vordergrund gestellt wird. Es erscheint daher angezeigt, diese einzelnen Verfahren nach den besonderen Gesichtspunkten der Edeltahlerzeugung zu untersuchen und unseren Verbrauchern Richtlinien zu geben, die ihnen bei der Auswahl und dem Einkauf von Edeltählen von Nutzen sein können.

Von grundlegender Bedeutung für die Beurteilung der Eignung eines Verfahrens zur Edeltahlherstellung ist zunächst die Kenntnis der Anforderungen, die wir an einen Stahl, der auf die Bezeichnung Edeltahl Anspruch erhebt, stellen können und stellen müssen. Hierneben werden wir auf Grund theoretischer Erkenntnisse und Erwägungen die Bedingungen zu prüfen haben, die die Grundlage für die Erzeugung hochwertiger Stähle bilden.

Die Anforderungen, die wir an einen Edeltahl stellen, lassen sich kurz dahingehend zusammenfassen:

1. Gleichbleibende hohe Leistungen.
2. Unempfindlichkeit bei der Wärmebehandlung, insbesondere beim Härten und Vergüten.
3. Leichte Bearbeitbarkeit in der Wärme und bei Raumtemperatur.

Zur Beurteilung der Leistung stehen uns eine Reihe von Prüfverfahren zur Verfügung, unter denen die chemische Analyse an erster Stelle steht. Zur zahlenmäßigen Feststellung der weitaus meisten Beimengungen des Stahles, auch der ungewollten, schädlichen, sind exakte Verfahren ausgearbeitet worden. Die Kenntnis der chemischen Zusammensetzung allein genügt zur Beurteilung der Eigenschaften eines Stahles jedoch bekanntlich nicht. Seine Leistungen sind u. a. auch vom Gefügebau, von der Menge der nicht metallischen Einschlüsse (Schlacken), von Ungängen, Gasblasen usw. beeinflußt. Hierüber gibt uns die chemische Analyse keinen Aufschluß, jedoch sind wir mit Hilfe metallographischer Verfahren imstande, in Ergänzung der chemischen Analyse den Gefügebau festzustellen, Fehler aufzudecken und uns die Beurteilung der Güte eines

¹⁾ Vortrag vor dem Edeltahl-Verband anlässlich der Feier seines zehnjährigen Bestehens am 19. Dezember in Düsseldorf.

²⁾ St. u. E. 44 (1924), S. 490.

Stahles zu erleichtern. Aber auch das Mikroskop läßt uns im Stich, sobald die Größe der Schlackeneinschlüsse ein gewisses Maß unterschreitet. Dazu gibt uns das Mikroskop über die Natur und die Zusammensetzung der Einschlüsse gar keinen oder doch nur einen sehr mangelhaften Aufschluß. Die Erfahrung hat andererseits gelehrt, daß gerade die Menge, Verteilung und Natur der im Stahl vorhandenen Fremdkörper für seine Eigenschaften von ausschlaggebender Bedeutung sind. In der Erkenntnis dieser Tatsache sind von namhaften Forschern Verfahren ausgearbeitet worden, die die zahlenmäßige Bestimmung der Menge und Zusammensetzung der Fremdkörper im Stahl zum Ziel haben.

Ueber den Ursprung der Schlackeneinschlüsse bestehen keine Zweifel. Sie sind in erster Linie durch Reaktion der Stahlschmelze vornehmlich mit den Gasen der Ofenatmosphäre entstanden. Während des Schmelzprozesses kommt das Stahlbad in Berührung mit dem Sauerstoff, Stickstoff und Wasserstoff der Luft sowie mit Kohlenoxyd und Kohlenäure, die aus den Feuergasen oder aus Reaktionen der Bestandteile der Beschickung untereinander oder mit dem Ofenfutter herrühren. Sauerstoff wird zudem künstlich zur Durchführung des Frischprozesses in Form von Erz und Hammerschlag der Eisenschmelze zugeführt. In welchen Mengen und in welcher Form werden diese Gase vom flüssigen Stahlbad aufgenommen und welche Mengen sind im erstarrten Werkstoff nachweisbar?

Der Stickstoff scheint vom Eisen bei den üblichen Stahlherstellungsverfahren nur in sehr geringen Mengen aufgenommen zu werden. Dagegen ist die Löslichkeit für Wasserstoff bedeutend. Aber ebenso schnell, wie das Stahlbad Wasserstoff aufnimmt, gibt es ihn beim Erstarren wieder ab. Daneben verfügt die Praxis aber auch durch Zusatz geringer Mengen von Silizium und Aluminium über Mittel, die mit Sicherheit die bekannte Gasblasenbildung verhindern. Für die Eigenschaften des Stahles ist also der Wasserstoff wohl von untergeordneter Bedeutung. Wir können ihn daher bei unseren Betrachtungen vernachlässigen.

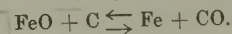
Stickstoff bildet zwar feste Nitride mit dem Eisen und seinen Beimengungen. Die Gefahr der Nitridbildung während des Schmelzvorganges ist jedoch sehr gering und das Auftreten schädlicher Nitride im technischen Eisen nur in Ausnahmefällen, z. B. bei Anwesenheit von Titan, beobachtet worden. Die in der Praxis nachgewiesenen Stickstoffgehalte sind allgemein sehr gering. Sie sind im Eisen gelöst, wobei schädigende Einflüsse nicht nachweisbar sind. Wohl bestehen gewisse Unterschiede im Stickstoffgehalt je nach dem Stahlherstellungsverfahren; hierauf erübrigt es sich aber näher einzugehen, da sie qualitativ nicht von Bedeutung sind. Wir können also auch den Stickstoff bei unseren Betrachtungen wohl vernachlässigen. Die Löslichkeit von Kohlenoxyd und Kohlenäure ist gleichfalls sehr gering, wie E. Maurer, ferner P. Oberhoffer und seine Mitarbeiter nachgewiesen haben.

Weit gefährlicher als die besprochenen Gase wirkt der Sauerstoff. Ueber die Form seines Auf-

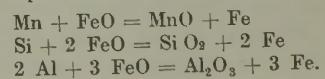
tretens im Eisen lassen sich noch keine bestimmten Angaben machen, jedoch können wir eine gewisse Löslichkeit im flüssigen und festen Eisen heute schon als sicher voraussetzen. Von weit größerer Bedeutung ist jedoch der Sauerstoffanteil, der sich nicht in Lösung befindet, sondern in Form nicht metallischer Verbindungen als Fremdkörper im festen Eisen ausgeschieden ist. Wir dürfen annehmen, daß die Mehrzahl aller Schlacken im Stahl oxydischer Natur sind. Die Frage des Sauerstoffs im technischen Eisen steht heute im Vordergrund der metallurgischen Forschung. Sie ist ein Problem, dessen Kenntnis bei der Bewertung metallurgischer Prozesse und Verfahren unbedingt notwendig ist. In erster Linie ist dieses Problem in fast zehnjähriger unermüdlicher Arbeit von Oberhoffer und seinen Schülern gefördert worden, so daß wir heute endlich auf diesem wichtigsten Gebiete der Metallurgie des Eisens zu klaren, wissenschaftlichen Anschauungen und sicheren experimentellen Methoden gelangt sind.

Im folgenden sollen daher zunächst einige grundlegende Betrachtungen über die Frage des Sauerstoffes im Stahl und das Desoxydationsproblem eingefügt werden, bevor auf die kritische Betrachtung der Verfahren selbst eingegangen werden soll.

Es ist bereits erwähnt worden, daß zum Frischen der Schmelze Sauerstoff zugeführt werden muß. Dabei verbrennt neben dem Kohlenstoff auch eine Menge Eisen und der größte Teil der Beimengungen, wie Mangan, Silizium und Phosphor. Es bilden sich Oxydationsprodukte, Manganoxyd, Kieselsäure, Tonerde und Eisenoxyde, die, soweit sie nicht löslich sind oder infolge ihres spezifischen Gewichtes sich vom Stahlbade trennen, in Form von kleinen Tröpfchen oder Häutchen darin verbleiben und es verunreinigen. Bei der Aufkohlung des gefrischten Eisens werden die oxydischen Einschlüsse nur zum Teil wieder reduziert, da einmal die Reduktionsvorgänge nicht vollständig verlaufen, zum andern auch bei der Reduktion von Eisenoxydul durch Kohlenstoff metallisches Eisen und Eisenoxydul nebeneinander zugegen sein können entsprechend der Gleichung:



Es handelt sich hier um einen Gleichgewichtszustand, der, wie die physikalische Chemie lehrt, in seiner Einstellung von Temperatur und Druck abhängig ist. Zur Entfernung der restlichen Mengen Eisenoxydul setzen wir dem Stahlbade Legierungen zu, die eine größere Neigung zur Bindung des Sauerstoffes haben als das Eisen, z. B. Silizium, Mangan und Aluminium. Dabei werden sich etwa folgende Reaktionen abspielen:



Die Sauerstoffverbindungen des Eisens sind also nur durch ein oder mehrere andere, gleichfalls wieder feste Desoxydationsprodukte ersetzt mit dem Unterschied, daß diese im flüssigen Eisen wahrscheinlich erheblich weniger löslich sind als die Eisen-Sauerstoff-Verbindung. An der günstigen Wirkung der Desoxydationsmittel Silizium, Mangan und Aluminium ist

nicht zu zweifeln. Wir müssen also mit Oberhoffer annehmen, daß die im festen Stahl verbleibenden Desoxydationsprodukte Manganoxydul, Kieselsäure und Tonerde nicht den gleichen, die Eigenschaften des Stahles verschlechternden Einfluß ausüben wie Eisenoxydul. Die Vorgänge bei der Desoxydation des Stahlbades werden wahrscheinlich durch weitere Reaktionen, die zur Bildung zusammengesetzter Desoxydationsprodukte führen, über deren Natur und Einfluß auf den Stahl wir noch ganz im unklaren sind, überaus verwickelt. Sie werden noch unübersichtlicher bei legierten Stählen. Der schädliche Einfluß unvollkommener Desoxydation zeigt sich schon bei der Warmformgebung des Stahles. Der Stahl ist rotbrüchig. Als Ursache dieser Erscheinung können wir annehmen, daß bei der Erstarrung des Stahlbades die Desoxydationsprodukte als feine, oft submikroskopische Schlackenteilchen abgeschieden werden, die den metallischen Zusammenhang stören. Für das Verhalten des Stahles bei der Warmformgebung wird der Grad der Warmbildsamkeit solcher Schlackenteilchen von ausschlaggebendem Einfluß sein. Hierbei wird aber vor allem die Form von maßgebender Bedeutung sein. Am gefährlichsten wird das Auftreten dünner, feiner Häutchen wirken, wie wir sie bei Kieselsäure sowie Tonerde ähnlich den Sulfidhäutchen kennen, wohingegen die Kugelform die geringste Unterbrechung des metallischen Gefüges garantiert. Tammann³⁾ hat als erster die Existenz einer „Zwischensubstanz“ beim Kadmiummetall experimentell nachgewiesen. Ueber die Natur der Zwischensubstanz im Stahl wissen wir nichts. Es liegt nahe, sie als ein eutektisches Gemisch gewisser Sauerstoffverbindungen zu deuten, wenn wir eine teilweise Löslichkeit des Sauerstoffes im flüssigen Stahlbade voraussetzen. Neben diesen fein verteilten Schlackeneinschlüssen finden sich oxydische Einschlüsse in Form von mehr oder weniger großen Tropfen, Einschlüsse, die als solche schon im flüssigen Eisenbade suspendiert waren und zur Hauptsache aus der Ofen- und Pfannenzustellung usw. herrühren oder mitgerissene Schlackenteilchen darstellen, aber nicht als Desoxydationsprodukte anzusprechen sind. Derartige Schlacken können je nach ihrer Natur von stark wechselnder Zusammensetzung und Art sein. Vorzugsweise sammeln sich auch solche Einschlüsse an den Begrenzungen der Kristalle und können das Auftreten von Rotbruch bei der Warmformgebung verursachen. Ueber den Einfluß des Sauerstoffgehaltes auf die Warmbildsamkeit des Flußeisens werden von Wimmer⁴⁾ in einer kürzlich erschienenen Arbeit zahlenmäßige Angaben gemacht. Danach liegt die Rotbruchgrenze etwa bei 0,1 % Sauerstoff, was sich mit älteren Angaben ungefähr deckt. Ueber den Einfluß der Schlacken auf die Eigenschaften des Stahles bei Raumtemperatur finden sich im Schrifttum zahlreiche Auslassungen. Wir wissen heute, daß der gefürchtete Schieferbruch auf die Wirkung von Schlacken, die bei der Formgebung des Stahles gestreckt wurden, zurückzuführen ist. Hier scheint

die Zusammensetzung der Schlackeneinschlüsse von Bedeutung zu sein. So beobachteten Sommer und Rapatz⁵⁾ das Auftreten von Schieferbruch insbesondere bei Gegenwart basischer, harter Schlacken, die bei den Temperaturen der Warmformgebung nicht bildsam sind, während die Gegenwart glasiger, in der Wärme bildsamer Einschlüsse mehr zur Ausbildung eines zähen, sehnigen Bruches zu führen scheinen. Die Entstehung weicher Stellen im Stahl, sogenannter Flocken, müssen wir gleichfalls auf die entkohlende territbildende Wirkung gewisser Oxydationsprodukte zurückführen. Die Haltbarkeit von Baustählen bei dauernder wechselnder Beanspruchung wird z. B. durch nichtmetallische Einschlüsse wesentlich vermindert. Die im Automobilbau mit Recht so gefürchteten Dauerbrüche gehen nachgewiesenermaßen meistens von einem Schlackeneinschluß aus. In der bereits angezogenen Arbeit von Wimmer ist mit zunehmendem Sauerstoffgehalt des Eisens eine starke Verschlechterung seiner Festigkeitseigenschaften, insbesondere der Zähigkeit, festgestellt worden. In gleichverschlechternder Weise wirkt zunehmender Sauerstoffgehalt auf die Bearbeitbarkeit durch spanabhebende Werkzeuge. Ebenso neigt der Stahl bei höherem Sauerstoffgehalt zur Grobkörnigkeit. Die wenigen Beispiele für den Einfluß des Sauerstoffgehaltes bzw. der unvollkommenen Desoxydation des technischen Eisens mögen genügen, die Bedeutung des Desoxydationsproblems darzulegen.

Der Erfolg der Desoxydation hängt nicht allein von dem Grad ihrer Vollständigkeit ab, sie wird in gleicher Weise von der Natur und den Eigenschaften der Desoxydationsprodukte beeinflusst. Nach Maßgabe ihrer Form, ihres spezifischen Gewichtes, des Zusammenballungsvermögens und der Schmelztemperatur werden die Schlacken sich vom Stahlbade trennen und zur Oberfläche aufsteigen. Sowohl der Verlauf der Reaktionen als auch der Vorgang der Abscheidung der Schlacken ist von der Temperatur des Stahlbades in weitem Maße abhängig. Aus allem geht hervor, daß in jedem Falle feste Desoxydationsprodukte die Güte eines Stahles ungünstig beeinflussen. Die Verwendung von Desoxydationsmitteln, die feste Desoxydationsprodukte bilden, sind also nach Möglichkeit zu vermeiden. Die Ausschaltung, oder zum mindesten eine weitgehende Einschränkung der Verwendung solcher Desoxydationsmittel ist möglich, wenn es gelingt, die Desoxydation mit Kohlenstoff zwangsläufig so zu führen, daß die Rückbildung von Eisenoxydul unmöglich gemacht wird. Die Gleichgewichtslehre sagt uns, wie bereits erwähnt, daß der Eisenoxydulgehalt des Bades in eindeutiger Beziehung zur Temperatur und dem Druck der über dem Bade stehenden Kohlenoxydatmosphäre steht. Wir wissen ferner, daß nach den Gesetzen der Gleichgewichtslehre der Eisenoxydulgehalt zugleich mit dem Kohlenstoffgehalt des Stahlbades fällt, sobald wir den Druck der Kohlenoxydatmosphäre verringern. Daß also sich neben Kohlenoxyd immer mehr metallisches Eisen bildet. Hierbei wird hinsichtlich des Zeitverlaufs der Desoxydationsvorgänge die Reaktionsgeschwindigkeit

³⁾ St. u. E. 42 (1922), S. 654.

⁴⁾ Ber. Nr. 50 Werkstoffaussch. V. d. Eisenh. Zu beziehen durch den Verlag Stahl Eisen m. b. H., Düsseldorf.

⁵⁾ St. u. E. 42 (1922), S. 1708.

keit, die wiederum in direktem Zusammenhang mit der Konzentration der an der Desoxydation teilnehmenden Faktoren steht, von maßgebendem Einfluß sein. Schenck⁶⁾ schildert in seinen Ausführungen die chemischen Vorgänge des Thomasprozesses als ein einfaches Beispiel für die günstige Wirkung verringerten Kohlenoxydgasdruckes auf die Reduktion des Eisenoxyduls. Hiernach bewirkt das starke Blasen nicht nur eine Zuführung von Sauerstoff, der den Kohlenstoff verbrennen soll, sondern gleichzeitig die schnelle Entfernung des gebildeten Kohlenoxydgases und damit die beschleunigte Verbrennung des Kohlenstoffes unter gleichzeitiger Reduktion von Eisenoxydul. Aus den Schenckschen Untersuchungen über den Einfluß der Temperatur auf die Verschiebung der Gleichgewichte geht ferner hervor, daß mit sinkender Temperatur die Reduktion des Eisenoxyduls gefördert wird. Wir haben es also in der Hand, durch weitgehende Regelung des Partialdruckes von Kohlenoxyd und der Temperatur die Reduktion des Eisenoxyduls, d. h. die Desoxydation zwangsläufig zu beeinflussen. Wir werden in den folgenden Betrachtungen die Stahlschmelzverfahren auch von diesem Gesichtspunkte aus zu bewerten haben. Hiermit gewinnt besonders die Temperaturführung, auf die schon Thallner⁷⁾ in seinen klassischen Arbeiten hingewiesen hat, erhöhte Bedeutung.

Der Einfluß aller anderen Stahlschädlinge, unter denen Phosphor und Schwefel die wichtigsten sind, tritt hinter dem des Sauerstoffs bzw. der Schlacken im Edeltahl unzweifelhaft weit zurück. Der schlechte Ruf, in dem die beiden Elemente stehen, ist vielfach übertrieben, und die Anforderungen an den Reinheitsgrad des Stahles in dieser Richtung sind häufig nicht berechtigt. Der nachteilige Einfluß von Phosphor und Schwefel ist auch weniger auf ihre Anwesenheit in wenigen hundertstel Prozenten zurückzuführen, als wohl mehr auf die Eigenschaft, sich an bevorzugten Stellen im Stahlblock anzureichern. Der Phosphor- bzw. der Schwefelgehalt solcher Stellen beträgt oft ein Vielfaches des mittleren Gehaltes. Diese Beobachtung zwingt uns naturgemäß zu großer Vorsicht in der Beurteilung des im Stahl zulässigen Höchstgehaltes der beiden Elemente. Die an Phosphor angereicherten Stellen im Stahl sind hart und spröde. Die Zähigkeit des Werkstoffes und sein Widerstand gegen stoßweise Beanspruchung sind vermindert, der Stahl wird kaltbrüchig. Ein zu hoher Schwefelgehalt oder Anreicherungen an Schwefel verschlechtern dagegen die Bildsamkeit in der Wärme. Der Stahl wird rotbrüchig, was wohl auf die niedrige Schmelztemperatur des Eisensulfides zurückzuführen ist. Der Phosphorgehalt des Stahles scheint zudem in einem gewissen Zusammenhang mit seinem Sauerstoffgehalt zu stehen, derart, daß mit steigendem Sauerstoffgehalt des Stahles der verschlechternde Einfluß des Phosphorgehaltes verstärkt in Erscheinung tritt.

Aus dem bisher Gesagten ergeben sich folgende Richtlinien, die für die Erzeugung von Edeltahl von grundlegender Bedeutung sind, und die wir zur Vollkommung unserer Erzeugnisse einhalten müssen.

1. Weitestgehende Desoxydation unter möglicher Ausschaltung von Desoxydationsmitteln, die feste Desoxydationsprodukte (Schlacken) bilden.
2. Durchbildung von Verfahren zur Desoxydation mit Kohlenstoff unter vermindertem Druck.
3. Möglichkeit des Ausgarens bzw. Abstehenlassens.
4. Weitgehende Reinigung des Stahles von Stahlschädlingen, in erster Linie von Phosphor und Schwefel unter besonderer Berücksichtigung der Wirtschaftlichkeit dieser Verfahren.
5. Sichere Temperaturführung zur Durchführung der vorgenannten Prozesse.

Inwieweit erfüllen nun die verschiedenen Herstellungsverfahren diese Forderungen? Das Thomasverfahren kommt zur Herstellung von Edeltählen nicht in Frage. Der Phosphorgehalt des Einsatzes, der zur Durchführung des Verfahrens sehr hoch sein muß, kann auch im besten Falle mit Sicherheit nicht unter 0,05 % vermindert werden. Bei der Desoxydation durch Mangan erfolgt zudem leicht eine Rückphosphorung, da es nicht möglich ist, vor der Desoxydation die hochphosphorhaltigen Schlacken restlos zu entfernen. Der Stahl enthält stets reichlich Schlacken, vor allem aber ausgeprägte Phosphorreicherungen im Inneren der Blöcke, die insbesondere bei harten Qualitäten der Grund für die Entstehung von Schieferbruch sind. Die Erzeugung hochkohlenstoffhaltiger Werkzeugstähle ist aus Gründen der Schwierigkeit einer weitgehenden Rückkohlung ausgeschlossen, zudem ist die Aufkohlung nur in der Pfanne möglich. Sie bringt aus der Asche des Kohlungsmittels bedeutende Schlackenmengen ins Bad, die keine Zeit zur Abscheidung finden. Hierneben sind zur Durchführung der Desoxydation Manganengehalte erforderlich, die für Edeltähle meist nicht zulässig sind. Der basische Konverter in der heutigen Form scheidet demnach bei der Herstellung von Edeltahl aus. Ähnlich liegen die Verhältnisse beim sauren Konverter. Bei Verwendung eines phosphor- und schwefelarmen Einsatzes läßt sich hier wohl ein phosphor- und schwefelarmer Stahl erzeugen. Auch die Herstellung härterer Qualitäten durch Aufkohlen in der Birne oder Pfanne ist möglich. Das Verfahren ist jedoch unsicher und gestattet nicht, Qualitäten mit wirklich hoher Gleichmäßigkeit der chemischen Zusammensetzung zuverlässig zu erzeugen. Die während des Blasens entstehende reichliche Schlackenmenge kann sich nicht mehr völlig zusammenballen und aus dem Stahlbade aufsteigen. Der verarbeitete Bessemerstahl enthält daher ebenfalls ausgeprägte Schlackenzeilen, die seine Eignung zur Herstellung von Qualitätserzeugnissen, an die hohe Anforderungen gestellt werden, ausschließen. Seine Verwendung beschränkt sich auf die Herstellung von Massenartikeln, an die nur mittlere Ansprüche gestellt werden. Hiernach kommen die Wind-

⁶⁾ St. u. E. 43 (1923), S. 65.

⁷⁾ St. u. E. 27 (1907), S. 1677.

frischverfahren für die Edeltahlerzeugung nicht in Frage. Sie können höchstens als Vorfrischmethoden angesehen werden, denen sich eine Nachbehandlung im Elektro- oder Martinofen anschließen muß.

Weit besser liegen die Verhältnisse beim Siemens-Martin-Verfahren. Der Herdofen wie auch das Siemens-Martin-Verfahren selbst sind in den letzten Jahren wesentlich, auch unter besonderer Berücksichtigung wissenschaftlicher, planmäßiger Forschung verbessert worden. Eine Reihe von Stahlwerken verwenden den Siemens-Martin-Ofen heute mit Erfolg zur Herstellung von Edelstahl. Wir werden zu untersuchen haben, welche Grenzen der Anwendung diesen Verfahren gesteckt sind, und nach welchen Gesichtspunkten eine Verbesserungsmöglichkeit besteht, die geeignet sein kann, das Anwendungsgebiet des Siemens-Martin-Ofens bei der Herstellung von Edelstahl zu erweitern. Wie beim Bessemer-Prozeß, haben wir beim Siemens-Martin-Verfahren zwischen der Herstellung von Stahl bei basischer und saurer Zustellung des Ofens grundsätzlich zu unterscheiden. Beim basischen Prozeß können wir zudem einmal von Schrott, ein zweites Mal von Roheisen als Einsatz ausgehen. Der basische Herdofen ist ein ausgezeichneter Frischapparat: der aus der Verbrennung der Heizgase entstehende Kohlenstoffgehalt sorgt für eine schnelle und weitgehende Verbrennung des Kohlenstoffes und Oxydation des Phosphors. Es gelingt durch mehrmaliges Abziehen der Phosphorschlacken, den Phosphorgehalt des Einsatzes bis auf Spuren zu entfernen. Die intensive, ununterbrochene Frischwirkung der Ofenatmosphäre erschwert andererseits die Rückkohlung und Desoxydation des an Sauerstoff übersättigten Stahlbades. Unter dem Einfluß der sauerstoffführenden Ofenatmosphäre ist es nicht möglich, die Schlacke auf die Dauer eisenfrei zu halten. Die Desoxydation ist nur durch den Zusatz von reichlichen Mengen Mangan und Silizium durchzuführen. Das gleiche gilt für die Entschwefelung, die nur durch den Zusatz von Mangan oder Flußspat gefördert werden kann. Die Bedingungen für die sichere Erzeugung einer eisenfreien, weißen Schlacke, die das Kennzeichen für die vollkommene Desoxydation und Entschwefelung des Stahles beim basischen Verfahren ist, sind daher für den basischen Herdofen nicht gegeben. Die Bedeutung des Arbeitens auf weiße Schlacke für die Qualität des erzeugten Stahles ist uns vom Elektrotahlverfahren her bekannt und heute kaum mehr bestritten. Sie beruht auf der stetigen ruhigen Wechselwirkung zwischen dem Kalziumkarbid der Schlacke und den Metalloxyden des Stahlbades, die beim Aufsteigen zur Schlackendecke durch den Kohlenstoffgehalt des Kalziumkarbides reduziert werden. Der Vorgang gewinnt an besonderer Bedeutung, wenn man berücksichtigt, daß neben dem Eisen gleichzeitig Mangan reduziert wird, das bei seiner Eigenschaft als Sauerstoffüberträger immer wieder neuen Sauerstoff aus dem Stahlbade bindet und in die Schlacke überführt. Die Gegenwart von Metalloxyden in der Schlacke beim basischen Siemens-Martin-Prozeß zwingt uns, nach erfolgter Rückkoh-

lung und Desoxydation die Charge sofort abzustechen. Der gesamte Prozeß der Entschwefelung, Entgasung und Abscheidung der fein verteilten Schlacken unter einer weißen Schlackendecke, den wir in dem Ausdruck „Ausgaren“ oder „Abstehen“ zusammenfassen, ist im basischen Herdofen mit Sicherheit nicht durchführbar.

Die Herstellung legierter Stähle aus legiertem Schrott wird weniger wirtschaftlich, da leicht oxydierbare Bestandteile, wie Chrom, Wolfram, Molybdän, Vanadin usw., während des Schmelzvorganges zum Teil verschlacken und nicht mehr reduziert werden können. Im Zusammenhang mit der Desoxydation im basischen Siemens-Martin-Ofen dürfte auch die Frage zu beantworten sein, ob dem Roheisen-Erz-Verfahren vor dem Schrottverfahren bei der Herstellung von Edelstahl der Vorzug zu geben ist. Die Auffassungen hierüber gehen heute zum Teil noch weit auseinander, und ein abschließendes Urteil kann kaum gefällt werden. Für das Roheisen-Erz-Verfahren spricht jedenfalls die Ueberlegung, daß die Desoxydation des Stahlbades leichter gelingt, wenn von einem sauerstoffarmen Einsatz, wie ihn ein gutes Roheisen darstellt, ausgegangen wird, als von Schrott.

Im Gegensatz zum basischen Verfahren ist im sauren Herdofen die Entfernung des Phosphors aus dem Einsatz nicht möglich. Zur Herstellung von Edelstahl kommt daher hier ein durchaus reiner Einsatz in Frage. Wir finden den sauren Siemens-Martin-Ofen in der Edelstahl herstellenden Industrie daher auch selten als selbständigen, metallurgischen Apparat, sondern meist in Verbindung mit einem basischen Konverter oder Herdofen. Hier nutzen wir die guten desoxydierenden Eigenschaften des sauren Herdes, die wir der Reaktionsfähigkeit des Siliziums im Entstehungszustande zuschreiben müssen, aus. Die Siliziumbildung ist durch die Reduktion der Kieselsäure des Ofenfutters durch den Kohlenstoffgehalt des Bades zu erklären. Infolge dieser Reaktionen gestaltet sich allerdings das Arbeiten auf eine gewollte Zusammensetzung hier eher noch schwieriger als im basischen Ofen. Bei Erreichung des gewollten Kohlenstoffgehaltes muß auch hier die Charge sofort abgestochen werden und hat ebensowenig wie beim basischen Prozeß Gelegenheit, abzustehen und auszugaren. Auch in einem gut desoxydierten sauren Siemens-Martin-Stahl finden sich daher fein verteilte Schlacken, die die Eigenschaften des fertigen Stahles ungünstig beeinflussen, wobei aber durch die besondere Natur dieser Desoxydationsprodukte ein qualitativer Vorteil zugunsten des sauren Verfahrens bestehen bleibt.

Besonderen Vorteil bei der Herstellung von Edelstahl, insbesondere von harten Werkzeugstählen im Siemens-Martin-Ofen, bietet die Verwendung eines reinen Roheisens, wie z. B. des schwedischen Holzkohlenroheisens, oder der analog zusammengesetzten Elektroroheisen. Der niedrige Phosphor- und Schwefelgehalt eines derartigen Roheisens macht die Durchführung von Verfahren zur Entfernung dieser Stahlschädlinge unnötig. Die Stahlschmelze kann nach

dem Heruntertrischen auf den gewünschten Kohlenstoffgehalt sofort abgegossen werden. Diese ganze Arbeitsmethode gewährleistet am besten einen geringen Sauerstoffgehalt des Stahles, wobei vielleicht auch angenommen werden kann, daß das Holzkohlenroheisen sich durch einen niedrigen Sauerstoffgehalt auszeichnet. Dieses Verfahren stellt die Grundlage der schwedischen und eines großen Teiles der englischen Edeldahlindustrie dar und hat auch in Deutschland Eingang gefunden.

Wir wollen die Erfolge, die bei der Herstellung von Edeldahl im Siemens-Martin-Ofen erzielt worden sind, nicht bestreiten. Insbesondere die Zusammenarbeit des basischen mit dem sauren Verfahren ist für die Herstellung eines brauchbaren Edeldahles von Vorteil. Zur Herstellung von Baustählen, unlegierten und schwach legierten Werkzeugstählen, an die nicht höchste Anforderungen gestellt werden, wird der Siemens-Martin-Ofen in den meisten Fällen genügen. Wir dürfen jedoch nicht vergessen, daß gewisse metallurgische Vorgänge bei der Herstellung von Tiegelstahl, die ihm seine vornehmste Eigenschaft, die unbedingte Zuverlässigkeit der Leistung, erteilen, in keinem Siemens-Martin-Ofen durchgeführt werden können, nämlich die Desoxydation unter Luftabschluß und das ruhige Ausgaren des Stahles unter mechanischer Ausscheidung der dispersen Schlacken bei bestimmten, gewollt niedrig liegenden Temperaturen. Die Mängel, die den Desoxydationsvorgängen im Siemens-Martin-Ofen anhaften, und der Gehalt des Stahles an Schlacken schließen seine Verwendung für Teile, an die die Anforderungen der Zuverlässigkeit und Leistung eines Tiegelstahles gestellt werden, aus. Auch im Siemens-Martin-Ofen regeln sich die Verbrennungsvorgänge nach den Gesetzen der Gleichgewichtslehre. Das Bestreben der Metallurgen war daher in erster Linie auf Maßnahmen gerichtet, die eine sichere und leichte Regelung der Temperaturen und der Zusammensetzung der Gasatmosphäre im Siemens-Martin-Ofen zum Ziele hatten. Durch Verwendung von Gemischen hochwertiger, gereinigter Gase ist man in der Lage, die Temperatur weitgehend zu steigern und durch Aenderung des Mischverhältnisses auch weitgehend zu regulieren. Den gleichen Zweck verfolgt der Versuch, den Verbrennungsgasen anstatt Luft reinen Sauerstoff zuzuführen. Einen weiteren Fortschritt in dieser Richtung bedeutet die Verwendung von Brennerdüsen, wie wir sie heute bei der Selasgasfeuerung für Glühöfen mit Erfolg benutzen. Durch den Einbau von Kühltanglen an den Austrittsöffnungen der Gas- und Luftkanäle wird die Haltbarkeit der Köpfe weitgehend gesteigert und damit die Stetigkeit der Flammenführung gewährleistet. Die zwangsläufige Regelung der Temperaturen und des Mischungsverhältnisses der Ofengase ist schließlich in hohem Maße von der Abdichtung des Ofeninnern und der Vermeidung des Zutrittes jeglicher Falschluff abhängig. Nach der konstruktiven Seite sind also gerade in den letzten Jahren besonders auch mit Einführung des Kippofens wesentliche Fortschritte erzielt worden, deren Weiter-

verfolgung sich unbedingt auch qualitativ noch ausprägen wird.

Die Statistik beweist, daß bei einem von Jahr zu Jahr steigenden Bedarf an Edeldahl die Tiegelstahlerzeugung nicht gewachsen ist, dagegen die Erzeugung von Stahl im elektrischen Ofen einen mächtigen Aufschwung genommen hat. Die Zahlen der absoluten Erzeugung von Elektrostahl im deutschen Zollgebiet haben sich nach den Angaben von Sommer⁶⁾ in den Jahren 1908 bis 1918 mehr als verzweifelt. Der bekannte Hüttenmann Thallner hat in seinen Arbeiten das Stahlschmelzen im elektrischen Ofen eingehend geschildert und dabei die Vorgänge beschrieben, die das Elektroschmelzverfahren zur Herstellung eines dem Tiegelstahl gleichwertigen Erzeugnisses geeignet machen. Auf die Vorzüge, die den elektrischen Schmelzprozeß vornehmlich vor anderen Verfahren kennzeichnen, ist im Verlauf der Ausführungen schon hingewiesen worden. Sie beruhen einmal in der Möglichkeit, im elektrischen Ofen die Temperaturen leicht zu regulieren und besonders beim Lichtbogenofen auf eine in keinem anderen Ofen erreichbare Höhe zu steigern. Zum anderen gestattet uns die neutrale bzw. reduzierende Kohlenoxydatmosphäre des Ofens eine eisenfreie, weiße Schlacke sicher zu halten, oxydierende Einflüsse auszuschalten und damit die Bedingungen für eine weitgehende Desoxydation und Entgasung zu erfüllen. Die günstigen Desoxydationsverhältnisse im Elektroofen gestatten es, die Verwendung von Endzusätzen an Mangan und Silizium auf ein Mindestmaß zu beschränken: während einer beliebig lang dauernden Garungsperiode haben die im Stahlbad dispers verteilten Schlackenteilchen die Möglichkeit, sich zusammenzuballen und zur Schlackendecke aufzusteigen. Die Desoxydationsmittel gelangen hier nicht in das Stahlbad, sondern wirken an der Trennungsschicht zwischen Stahl- und Schlackendecke, so daß also auch die Desoxydationsprodukte aus dem Stahlbad möglichst ferngehalten bleiben. Die weiße Schlacke gewährleistet zudem eine sichere, praktisch vollkommene Entfernung des Schwefels, die durch keine schädliche Einwirkung von schwefelführenden Feuergasen in Frage gestellt wird. Die reduzierenden Eigenschaften der Schlacke gestatten die Herstellung legierter Stähle aller Art und die Verwendung legierten Schrotts ohne jegliche Gefahr des Verlustes an Legierungen. Die Unterschiede der chemischen Zusammensetzung mehrerer Chargen der gleichen Qualität betragen nur wenige hundertstel Prozent, wie bereits Thallner⁷⁾ an Hand von Häufigkeitskurven dargetan hat. Die günstige Form des Arbeitsherdens und die hohen Temperaturen des Lichtbogenofens gewährleisten die Gleichmäßigkeit der Durchmischung des Stahlbades, was für die Zuverlässigkeit der Leistung des Erzeugnisses von hervorragender Bedeutung ist. Im Induktionsofen sorgt die rollende Bewegung des Stahlbades gleichfalls für eine gute Durchmischung. Das saure Verfahren hat vor dem basischen den Vorteil der selbsttätigen, über die ganze Chargendauer

⁶⁾ A. a. O.

⁷⁾ A. a. O.

sich erstreckenden Desoxydation, verlangt aber einen sehr reinen, phosphor- und schwefelarmen Einsatz.

Die Erfahrungen, die bei der Verwendung von Elektrostahl gemacht worden sind, haben bewiesen, daß seine Eigenschaften den Anforderungen, die wir an einen guten Tiegelstahl zu stellen gewohnt sind, am ehesten gleichkommen. Für die weitaus meisten Verwendungszwecke ist der Tiegelstahl heute durch Elektrostahl ersetzt, doch wird für eine Reihe von Sonderzwecken auch heute noch dem Tiegelstahl vor dem Elektrostahl der Vorzug gegeben. Dieser Vorsprung der Leistung des Tiegelstahles liegt einmal in der Reinheit des Tiegeleinsatzes, zum anderen in der vollkommenen und selbsttätigen Desoxydation des Stahles durch das im Entstehungszustande einwirkende Silizium, das den Zusatz von Desoxydationsmitteln unnötig macht. Der Stahl ist praktisch frei von Schlacken und bleibt es auch beim Vergießen infolge der Sonderheit seiner Gießtechnik. Zudem ist ausschlaggebend, worauf Sommer auch hingewiesen hat, daß das Verhältnis zwischen der reagierenden Badoberfläche und dem Tiegelinhalt beim Tiegelprozeß am günstigsten ist. Es sollte möglich sein, den Vorsprung, den der Tiegelstahl vor dem Elektrostahl heute noch hat, einzuholen, wenn es gelingt, auch im Elektroofen die Desoxydation des Stahlbades unter völliger Ausschaltung von Desoxydationsmitteln, die feste Desoxydationsprodukte bilden, bis zum Ende durchzuführen. Die leichte Regelbarkeit der Temperatur des Elektroofens, die Gegenwart einer fast reinen Kohlenoxydatmosphäre und das Fehlen von Feuergasen gestattet uns, die von Schenck besprochenen Reaktionen wunschgemäß sicher ablaufen zu lassen. Es ist sogar möglich, allein durch Kohlenstoff die vollkommene Reduktion des Eisenoxyduls durchzuführen, wenn wir den Partialdruck des Kohlenoxydgases oder den Gesamtdruck der Ofenatmosphäre verringern. Im ersten Falle genügt die Durchspülung des Ofens und Abführung des gebildeten Kohlenoxydgases durch ein neutrales Gas, wie z. B. durch Stickstoff. Für das Arbeiten unter verringertem Druck brauchen wir den Vakuumofen. Die konstruktive Durchbildung des Großvakuumofens kann im wesentlichen als gelöst betrachtet werden. Sowohl in Amerika als auch in Deutschland sind Großvakuumöfen bereits aufgestellt. Die Schencksen Arbeiten und die Untersuchungsergebnisse Yensens¹⁰⁾ in Amerika beweisen, daß der Gedanke, unter vermindertem Druck Stahl herzustellen, durchaus Aussicht auf Erfolg hat, und daß die Herstellung hochwertigster Sonderstähle im Vakuumofen auch wirtschaftlich sein kann.

Die vorstehenden Ausführungen wären unvollständig, wenn nicht auch auf die Bedeutung der Gießtechnik bei der Beurteilung metallurgischer Verfahren von Edlstahl hingewiesen würde.

Weit mehr als beim Flußeisen beeinflussen die Erstarrungsvorgänge das Verhalten des Stahles bei der späteren Formgebung sowie seine endgültigen Eigenschaften. Die Kenntnis der zweckmäßigsten Gieß-

temperatur und Geschwindigkeit ist zur Vermeidung von Gasblasen, Lunker und Seigerungen von grundlegender Bedeutung. Hinsichtlich der letzteren handelt es sich nicht so sehr um die meist bekannten Seigerungserscheinungen der Stahlschädlinge Phosphor und Schwefel, sondern z. B. um die sogenannten Karbidseigerungen gewisser Sonderstähle. Diese stellen jedoch im eigentlichen Sinne keine Seigerungen, d. h. Entmischungen dar, sondern beruhen auf Größenunterschieden der Primärkristalle, die sich aus der Art des Erstarrungsvorganges erklären¹¹⁾. Hierneben läßt sich auch durch geeignete Wahl der Kokillenwandstärke im Verhältnis zum Blockquerschnitt die Struktur des Elockes weitgehend beeinflussen und die Ausbildung grobnadeliger Kristalle, eine Erscheinung, die als Transkristallisation bekannt ist, unterdrücken. Dies ist von wesentlicher Bedeutung, da die Warmbildsamkeit durch das Auftreten derartiger Kristallbildung erheblich verringert werden kann. Außerdem kann aber auch das richtige Verhältnis vom Blockquerschnitt zu dem des Fertigproduktes von wesentlichem Einfluß sein¹²⁾. Ueber diese ganzen Fragen liegen bisher noch wenige im Schrifttum bekanntgegebene Untersuchungen vor. Im allgemeinen handelt es sich um reine Betriebserfahrungen, die eine systematische wissenschaftliche Durcharbeitung noch erfordern. Diese Vorgänge sind aber wahrscheinlich von ähnlich ausschlaggebender Bedeutung auf die Güte des Fertigproduktes wie der Schmelzvorgang selbst.

Die Ausführungen können kurz dahingehend zusammengefaßt werden: Bei einer Erörterung der Verfahren zur Erzeugung von Edlstahl ist der Verwendungszweck des Erzeugnisses maßgeblich zu berücksichtigen. In den meisten Fällen, bei denen nicht höchste Anforderungen an die Leistungen der Stähle gestellt werden, wird der Preis des Erzeugnisses und damit die Wirtschaftlichkeit des Verfahrens im Vordergrund der Erörterung stehen. In dieser Richtung kann man wohl den Elektrostahl als das glücklichste Kompromiß zwischen Preis und Güte bezeichnen. In denjenigen Fällen aber, wo höchstehende Leistung und Gleichmäßigkeit unbeschadet des Preises gefordert werden, wird der Tiegelstahl wohl heute noch den Vorzug verdienen.

Die Erkenntnis, daß durch Vereinheitlichung die Fabrikation erleichtert wird und die Selbstkosten sich verringern, hat überall in der Industrie das Bestreben nach Normalisierung wachgerufen; insbesondere im Maschinenbau ist die Normalisierung der Erzeugnisse schon weitgehend und mit bestem Erfolge durchgeführt. In jüngster Zeit ist aus den Kreisen der Fertigungsindustrie mehrfach der Wunsch nach einer Ausdehnung der Normalisierung auch auf die Erzeugnisse der Edlstahlwerke ausgesprochen worden. Im Zusammenhang mit den vorstehenden Ausführungen seien auch diesen Bestrebungen einige Worte vom Standpunkt des Edlstahlwerkers gewidmet.

¹¹⁾ St. u. E. 42 (1922), S. 1240. Ber. Nr. 41 Werkstoffaussch. V. d. Eisenh.

¹²⁾ St. u. E. 44 (1924), S. 1332.

¹⁰⁾ Bulletin (of the) Univers. Illin., Engg. Experiment Station, Nr. 72 (1914).

Die Vereinheitlichung und Beschränkung der Abmessungen bedeutet auch für unsere verarbeitenden Betriebe die Vereinfachung der Fabrikation, damit eine Erhöhung des Ausbringens und eine Verringerung der Selbstkosten. Sie ist unter dem Gesichtspunkte der Wirtschaftlichkeit der Betriebe durchaus zu begrüßen. Das gleiche gilt für die Ausarbeitung einheitlicher Richtlinien für die Prüfung von Werkstoffen. Darüber hinaus hat man neuerdings auch versucht, die Normung auf die Qualität selbst, ihre Zusammensetzung und ihre Verwendung auszudehnen. Wir werden uns die Frage nach der Möglichkeit und dem Nutzen einer derartig weitgehenden Normung vorzulegen haben.

Voraussetzung für jede Werkstoffnormung ist die Kenntnis aller Umstände, die die Eigenschaften des Werkstoffes beeinflussen; zum anderen die Verfügung über Verfahren, die alle diese Umstände auch exakt und zahlenmäßig zum Ausdruck bringen. Wir haben die Zuverlässigkeit der Leistung als vornehmste Eigenschaft eines Edelstahles bezeichnet. Weder die chemische Analyse noch irgendeine physikalische oder technologische Prüfung sagt darüber zahlenmäßig und erschöpfend etwas aus. Ueber die Art der Erzeugung, über den Grad der Desoxydation oder die Gleichmäßigkeit der chemischen Zusammensetzung, Umstände, die für das Verhalten eines Edelstahles im Fertigerzeugnis von wesentlicher Bedeutung sind, gibt uns die chemische Analyse keinen Aufschluß. Es ist wertlos, die zulässigen Grenzen des Gehaltes an Stahlschädlingen, wie Phosphor, Schwefel und Arsen, festzulegen, wenn wir annehmen müssen, daß ihr Einfluß auf die Eigenschaften des Stahles im engen Zusammenhang mit seinem Sauerstoffgehalt steht, für dessen Bestimmung zwar schon wissenschaftlich erprobte Verfahren bestehen, die aber für das Betriebslaboratorium heute noch nicht anwendungsreif sind. Hiermit im direkten Zusammenhange steht wohl die unbestrittene Tatsache, daß man allgemein für einen sauren Stahl höhere Phosphor- und Schwefelgehalte, wie bei einem basischen Material, unbeschadet seiner Güte zulassen kann. Wichtige Eigenschaften, die zur Beurteilung der Leistung von wesentlicher Bedeutung sind, lassen sich zahlenmäßig überhaupt nicht ausdrücken; so sind wir bei der Leistungsprüfung von Werkzeugstahl rein auf die praktische Erprobung angewiesen. Die Steigerung der Qualitätseigenschaften auf ein Höchstmaß an Leistung und Zuverlässigkeit setzt weitgehende Kenntnisse und Erfahrungen der Wärmebehandlung und Verarbeitungsmethoden der Stähle voraus. Jeder Mangel an Sorgfalt bei der Herstellung und Verarbeitung von Stahl stellt die Zuverlässigkeit seiner Leistung in Frage. Abgesehen davon, daß wir die Eigenschaften, die einen Edelstahl als solchen kennzeichnen, durch ein einfaches Prüfverfahren in vielen Fällen gar nicht zahlenmäßig erfassen können, dürfte bei der Mannigfaltigkeit der Verwendung des Edelstahles eine strenge Normung der Qualität und ihrer Eigenschaften überhaupt nicht durchzuführen sein. Eine Normalisierung in dieser Richtung wäre daher eher schädlich als nützlich.

Die Normung von Edelstahl wird daher auf lange hinaus nur den Charakter einer gewissen Klassifikationsmöglichkeit haben. Sie bedeutet aber auch eine wesentliche Hemmung des Fortschrittes. Das Gebiet der legierten Stähle ist noch zu großen Teilen ein so wenig durchforschtes, ebenso sind auch die Möglichkeiten, durch gewollte Schaffung eines bestimmten Gefügebauwerks im Fertigprodukt einen bestimmten Effekt zu erzielen, wohl noch so wenig aufgeklärt, daß eine Normalisierung auch aus diesen Gründen heute bedenklich erscheint.

Weit wertvoller ist die intensive Zusammenarbeit zwischen Erzeuger und Verbraucher, die auf beiden Seiten mit aller Offenheit betrieben werden muß und nicht weit genug gehen kann. Auf diesem Wege werden sich die Bedürfnisse der Verbraucher weit sicherer befriedigen lassen als auf dem rein formalen Wege der Normung. Diese Zusammenarbeit zwischen Erzeuger und Verbraucher wird aber ihre natürliche und beste Ergänzung in der Gemeinschaftsarbeit der Verbände finden, denen damit Aufgaben zuwachsen, die zu ihrer Festigung und Vertiefung wesentlich beizutragen berufen sind.

Zusammenfassung.

In der Erkenntnis, daß die Frage des Sauerstoffs im Stahl und seines Einflusses auf die Eigenschaften eines der wichtigsten Probleme der Metallurgie ist, wurden die für die Erzeugung von Edelstahl in Betracht kommenden Verfahren unter besonderer Berücksichtigung der Desoxydation kritisch betrachtet. Es wurde gezeigt, daß die Desoxydationsvorgänge im basischen Elektroofen denen im Tiegel am ehesten gleichkommen, der Elektro Stahl daher an erster Stelle geeignet ist, den Tiegelstahl zu ersetzen.

Unter Hinweis auf die chemische Gleichgewichtslehre wurde dargetan, daß die Desoxydation mittels Kohlenstoffs allein unter Ausschaltung von Desoxydationsmitteln, welche feste Desoxydationsprodukte (Schlacken) bilden, auch im Elektroofen gelingen muß, wenn der Partialdruck des Kohlenoxydgases oder der Druck der Ofenatmosphäre erniedrigt wird. Im Zusammenhang damit wird auf die Arbeiten Yensens über das Schmelzen im Vakuum und auf die Fortschritte im Bau von Großvakuumöfen hingewiesen.

Die Möglichkeit und der Nutzen einer Werkstoffnormung von Edelstahl werden untersucht. Dabei wird festgestellt, daß hier eine weitgehende Werkstoffnormung eher schädlich als nutzbringend sein kann, da weder alle Umstände, die die Eigenschaften des Edelstahls bestimmen, bekannt sind, noch Verfahren zur Verfügung stehen, die alle diese Umstände zahlenmäßig und erschöpfend zum Ausdruck bringen.

Weit wertvoller als eine formale Normung ist die intensive Zusammenarbeit zwischen Erzeuger und Verbraucher, die mit aller Offenheit auf beiden Seiten betrieben werden muß und in erster Linie geeignet erscheint, die Bedürfnisse der Edelstahlverbraucher zu befriedigen.

Die Eigenschaften der Edelmstähle.

Von Professor Dr.-Ing. P. Goerens in Essen¹⁾.

(Hierzu Tafel 10.)

(Beziehungen zwischen Eigenschaften und Verhalten der Stähle in der Praxis. Wert der Festigkeitszahlen zur Beurteilung der Güte des Edelmstahls. Die wichtigsten Baustähle und ihre Eigenschaften. Stähle für physikalische Anwendungsgebiete. Werkzeugstähle.)

Wenn sich heute jemand der Aufgabe unterziehen wollte, zu untersuchen, ob auf dem Gebiete des Edelmstahls alle Kräfte der Stahlerzeuger, -verarbeiter und -verbraucher einheitlich im Sinne des Fortschritts zusammengefaßt werden, so würde er bald zur Erkenntnis gelangen, daß noch viel Arbeit nutzlos vergeudet wird, tiefgehendes Mißtrauen in vielen Fällen die einzelnen Gruppen voneinander trennt und ihre Wünsche nach Ursachen und Wirkungen mißverstanden werden. Sind die technischen Aufgaben, die hier aufeinandertreffen, schon an und für sich sehr schwierig, so werden sie durch den Nebel der wirtschaftlichen Zusammenhänge noch undurchsichtiger gemacht und ihre Lösungen erschwert. Der Stahlverbraucher fühlt sich gehemmt durch die Schwierigkeiten, die ihm entgegenstehen, wenn er für einen Konstruktionsteil oder ein Werkzeug die bestgeeignete Stahlsorte aussuchen soll. Er beklagt sich darüber, daß er nicht genügend unterstützt wird, wenn er seine Entscheidung von den Ergebnissen der Materialprüfung abhängig machen und die Fortschritte auf diesem Gebiete für seine Zwecke nutzbar machen will. Der Stahlerzeuger hingegen sieht sich vor dauernd steigenden Anforderungen seitens der Verbraucher, die seine Fabrikation erschweren und verteuern. Daß der Stahlverarbeiter, der zwischen diesen beiden Gruppen eingeklemmt ist, unter diesen Verhältnissen oft in eine schwierige Lage gerät, kann nicht wundernehmen.

Ich bin der Ueberzeugung, daß viele Hemmungen beseitigt werden könnten, wenn die einzelnen Gruppen einander mehr Einblick in ihre Gedankengänge und technischen Möglichkeiten gewährten und die Dinge nicht mehr so geheimnisvoll behandelten, wie sie es vielfach noch tun. Würde dem Stahlerzeuger mehr Aufschluß erteilt über die Beanspruchungen, denen der von ihm gelieferte Stahl bei der Weiterverarbeitung und Benutzung ausgesetzt ist, so könnte er häufiger verhindern, daß ein ungeeigneter Stahl verwendet wird. Würde andererseits der Stahlverbraucher genauer aufgeklärt über die Eigentümlichkeiten der verschiedenen Stahlsorten, so könnte er manche fehlerhafte Behandlung und Anwendung vermeiden. Lange Zeit hindurch glaubten die Stahlerzeuger, es liege in ihrem Interesse, die Verbraucher darüber im unklaren zu lassen, welche Zusammenhänge zwischen chemischer Zusammensetzung, Wärmebehandlung, Art der Formgebung und Eigenschaften bestehen. Andererseits verhielten sich die Verbraucher sehr schweigsam, wenn sie für bestimmte Verwendungszwecke die am besten geeignete Stahlsorte gefunden zu haben glaubten. Mögen auch in einzelnen

Fällen diese „Geheimnisse“ ihren Besitzern zeitweise einen gewissen Vorsprung verschafft haben, so will es mir doch scheinen, als wenn ein ausgedehnterer Austausch der Erfahrungen förderlicher gewesen wäre als die Geheimhaltung.

In den nachfolgenden Ausführungen soll ein Ueberblick über die wichtigsten Eigenschaften derjenigen Edelmstahlsorten gegeben werden, die heute laufend angewandt werden. Es sind daher nur solche Stähle aufgeführt, die aus der laufenden Erzeugung der Stahlwerke tatsächlich erhältlich sind, da es den Zielen dieser Darstellung nicht entsprechen würde, auch solche Stahlsorten aufzunehmen, die sich noch im Versuchsstadium befinden.

Die Auswahl des bestgeeigneten Stahles für einen bestimmten Verwendungszweck verlangt die Berücksichtigung einer Reihe von Ueberlegungen, unter denen diejenigen technischer und wirtschaftlicher Natur von gleich großer Wichtigkeit sind. Nur selten wird der Konstrukteur in der Lage sein, sich lediglich von technischen Gesichtspunkten leiten zu lassen und denjenigen Stahl auszuwählen, der auf Grund seiner Eigenschaften tatsächlich der bestgeeignete wäre. Wirtschaftliche Erwägungen zwingen zu Kompromissen, in denen der beste Stahl nicht immer siegreich ist.

Am einfachsten liegen die Verhältnisse dann, wenn man von einer Eigenschaft unmittelbar Gebrauch macht, die sich mit Sicherheit an Probestäben bestimmen läßt und an allen Teilen der Werkstücke ebenso sicher wiederfindet. Dies gilt vorzugsweise für diejenigen Stahlsorten, die bestimmte, physikalisch wohl definierte Eigenschaften, wie magnetische, elektrische u. dgl., aufweisen sollen. Schwieriger wird die Wahl, wenn bestimmte Festigkeitseigenschaften verlangt werden, wie dies bei Baustählen der Fall ist. Einerseits können bei den Versuchen nicht diejenigen Beanspruchungen angewandt werden, denen später das Werkstück ausgesetzt ist, andererseits ist es nicht möglich, allen Teilen des Werkstückes die gleichen Eigenschaften zu erteilen. Letzten Endes wird in solchen Fällen der praktische Erfolg maßgebend sein, der sich aber erst nach langen, von Mißerfolgen durchbrochenen Erfahrungen einstellen kann. Immerhin ist man in der Lage, sich durch Bestimmung der Festigkeitseigenschaften ein Bild davon zu machen, wie sich der betreffende Stahl voraussichtlich verhalten wird, so daß man sich bei der Auswahl in erster Linie von den Ergebnissen dieser Prüfungen leiten lassen kann.

Bei einer dritten Gruppe von Stählen, den Werkzeugstählen, sagt auch die Bestimmung der Festigkeitseigenschaften nichts aus über die voraussichtliche Bewährung des untersuchten Stahles. Die Beanspruchungen, denen ein Werkzeug unterworfen ist, sind noch so wenig bekannt und lassen sich nur

¹⁾ Vortrag vor dem Edelmstahl-Verband anlässlich der Feier seines zehnjährigen Bestehens am 19. Dezember in Düsseldorf.

in so geringem Maße auf die mechanischen Eigenschaften des Stahles zurückführen, daß hier nur der direkte praktische Versuch entscheiden kann. Es muß von Fall zu Fall das Werkzeug hergestellt und seine Leistung unter genau bestimmten Verhältnissen ermittelt werden. Nur das Ergebnis des praktischen Versuches vermag eine gewisse Sicherheit bei der Auswahl des Stahles zu geben.

Infolge der großen Bedeutung, die Ueberlegungen wirtschaftlicher Natur zukommt, stimmen die Anforderungen, die verschiedene Verbraucher an Stähle gleicher Verwendung stellen, nicht immer überein. Die mechanischen Eigenschaften des Stahles sind — wenn man von Kaltformgebung absieht — im wesentlichen von der Zusammensetzung und der Wärmebehandlung abhängig. Wird diese im verarbeitenden Betriebe vorgenommen, so kann es lästig erscheinen, auf viele verschiedenartige Behandlungen Rücksicht nehmen zu müssen. Der Betrieb wird daher geneigt sein, solchen Stahlsorten den Vorzug zu geben, deren Wärmebehandlung möglichst ähnlich ist. Er vermeidet dann am sichersten fehlerhafte Wärmebehandlungen durch Verwechslungen und braucht den Betrieb seiner Oefen wenig zu ändern. Dieser Gesichtspunkt bedingt aber die Verwendung vieler, verschiedener Stahlsorten. Je mehr der Verarbeiter Wert darauf legt, bei bestimmter Temperatur zu vergüten und zu glühen, um so mehr Abstufungen muß ihm der Stahlhersteller liefern.

Andere Verbraucher wieder sehen einen größeren Vorteil darin, eine verhältnismäßig geringe Zahl verschiedener Stahlsorten zu verwenden und diesen die gewünschten Eigenschaften durch verschiedene Wärmebehandlung zu verleihen. In solchen Fällen wird eine ganze Reihe verschiedener Wärmebehandlungen notwendig werden, und es bedarf diese Abteilung des verarbeitenden Werkes wesentlich sorgfältigerer Ueberwachung als im erstgenannten Falle, wo nur eine bzw. sehr wenige Behandlungen in Frage kommen. Welcher von beiden Wegen zu wählen ist, läßt sich nicht allgemein sagen und bedarf sorgfältiger Ueberlegungen, deren Ergebnis von den Abmessungen der Konstruktionsteile, der Menge des zu behandelnden und auf Lager zu haltenden Materials u. dgl. mehr abhängig ist.

Auch die Fragen der Werkstattbearbeitung sind in diesem Zusammenhang von erheblicher Bedeutung. Mancher Konstrukteur ist geneigt, hochwertigen Stahl zu wählen, um die Konstruktion möglichst leicht und sicher zu gestalten, und nimmt die höheren Kosten für die Bearbeitung in der Werkstatt in Kauf. Andere dagegen ziehen vor, die Bearbeitungskosten auf einen Mindestwert herabzudrücken, und wählen dafür lieber einen weniger hochwertigen, aber leicht bearbeitbaren Stahl, selbst auf die Gefahr hin, größere Abmessungen wählen zu müssen.

I. Allgemeines über die Eigenschaften des Stahles.

a) Mechanische Eigenschaften.

Weitaus die meisten mechanischen Prüfungen, denen der Stahl unterworfen wird, haben den Zweck,

einen Anhalt über seine Güte zu vermitteln. Die Prüfungsverfahren stellen eine Vervollkommnung älterer, handwerksmäßiger Untersuchungen dar, die so umgestaltet worden sind, daß ihre Ergebnisse zahlenmäßig dargestellt werden können. Ihre Bedeutung bleibt aber nach wie vor empirisch, d. h., sie sind nur als Vergleichswerte verwendbar. Einen absoluten Maßstab stellen sie nicht dar, und es bedarf daher in jedem Falle das Ergebnis einer Auslegung, welche allen in Betracht kommenden Umständen Rechnung trägt.

Welche Größen hier in Frage kommen und welche Mittel dem Metallurgen zur Verfügung stehen, um die gewünschten Eigenschaften zu erreichen, hat Wendt¹⁾ an anderer Stelle bereits behandelt. Die nachfolgenden Ausführungen können sich also darauf beschränken, auf einige besondere Punkte aufmerksam zu machen, deren Beachtung notwendig erscheint, wenn man aus den Versuchsergebnissen eines Stahles die richtigen Schlußfolgerungen ziehen will.

Unsere heutigen Forschungsverfahren gestatten noch nicht, die Güte eines Stahles genau zu definieren und zahlenmäßig festzustellen. Trotz des hohen Standes unserer Verfahren ist es uns nicht möglich, auf Grund der mechanischen, physikalischen und chemischen Untersuchung mit Sicherheit vorherzusagen, wie sich der Stahl bei der Formgebung und beim Gebrauch verhalten wird; vielmehr wird nur die praktische Erfahrung über die Bewährung des Stahles sichere Auskunft geben. Dieser Zustand ist um so bedauerlicher, als Mißerfolge nur zu oft der mangelhaften Beschaffenheit des Stahles zur Last gelegt werden, während in Wirklichkeit fehlerhafte Behandlung der wahre Grund ist.

Es wäre jedoch falsch, den Wert der wissenschaftlichen Untersuchungsergebnisse zu unterschätzen, da sie, richtig ausgewertet, wichtige Erkenntnisse über die Güte des Stahles darstellen. Wenn man eine gewisse Anzahl verschiedener Eigenschaften für einen Stahl von bestimmten Herstellungs- und Verarbeitungsverfahren regelmäßig ermittelt und die entsprechenden Zahlen mit dem Verhalten des Stahles in der Praxis vergleicht, so wird man im Laufe der Zeit feststellen können, daß bei einer bestimmten, durch die praktische Erfahrung bestätigten Güte auch eine bestimmte Gruppierung der betreffenden Eigenschaften wiederkehrt. Man macht nun vielfach den Fehler, daß man diese Eigenschaften in ursächlichen Zusammenhang mit der Güte des Stahles bringt. Dies braucht jedoch durchaus nicht der Fall zu sein. Vielmehr bedeutet die betreffende Beobachtung nur, daß einerseits bei der Herstellung und Verarbeitung des betreffenden Stahles Verhältnisse geherrscht haben, die einen bestimmten Gütegrad herbeiführten, und daß andererseits die gefundenen Eigenschaften ein Beweis dafür sind, daß diese günstigsten Verhältnisse tatsächlich eingehalten worden sind. Eine Aenderung dieser Verhältnisse würde die

¹⁾ K. Wendt: Konstruktionsforderungen und Eigenschaften des Stahles. Vortrag vor der Hauptversammlung des Vereines deutscher Ingenieure zu Dortmund. Z. V. d. I. 66 (1922), S. 606/18, 642/8 und 670/4, sowie Kruppsche Monatsh. 3 (1922), S. 121/67.

Güte des Stahles beeinträchtigen, gleichzeitig aber auch die erwähnten Eigenschaften und ihr Verhältnis zueinander, ohne daß eine direkte Beziehung zwischen beiden zu bestehen brauchte. Würde z. B. der Stahl nach anderen Verfahren erzeugt und verarbeitet, so wird meist sein bester Gütegrad von etwas anderen

ist jedoch zu bemerken, daß man keineswegs an eine direkte Beziehung zwischen der Güte des Stahles und z. B. der Kontraktionszahl denken darf, vielmehr ist dieser Maßstab lediglich im statistischen Sinne zu verstehen, nämlich daß von Stählen gleicher Erzeugung, Zusammensetzung und Verarbeitung diejenigen mit größerer und gleichmäßiger Kontraktion den anderen an Güte überlegen sind.

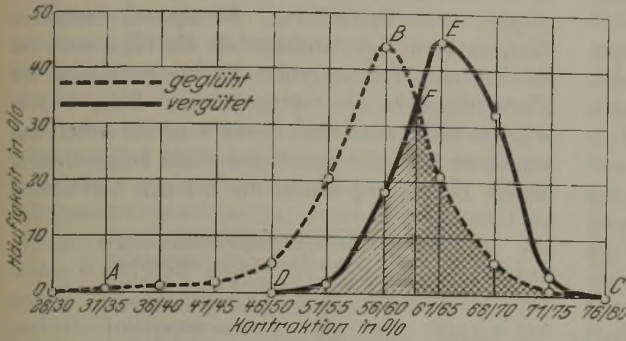


Abbildung 1. Einfluß des Glühens und Vergütens auf die Kontraktion von geschmiedetem Stahl mit 0,20 bis 0,30 % C.

Eigenschaften begleitet sein. Ein großer Teil der zwischen Stahlherstellern und Stahlverbrauchern bestehenden Mißverständnisse beruhen auf einer Verkenntung dieser Verhältnisse. In vielen Verbraucherkreisen besteht ein ganz besonders stark ausgeprägtes Interesse für die chemische Zusammensetzung des Stahles, da sie der Meinung sind, die Güte eines unter gewissen Arbeitsbedingungen bewährten Stahles sei im wesentlichen hervorgerufen durch die betreffende chemische Zusammensetzung, und eine möglichst genaue Einhaltung dieser Zusammensetzung biete eine Gewähr für gleichbleibende Güte. Dabei verkennen sie vollkommen, daß gewisse Bestandteile des Stahles nicht zugesetzt werden in der Absicht, dem Stahl hierdurch eine gewisse Eigenschaft zu erteilen, sondern lediglich um den metallurgischen Prozeß zu ermöglichen.

Ueber die Bewertung der in den nachfolgenden Zahlentafeln aufgenommenen mechanischen Eigenschaften sei noch einiges ausgeführt.

Der Zugversuch hat den Vorteil, daß er für die Zugfestigkeit, die Dehnung und die Einschnürung Zahlen ergibt, die mit großer Sicherheit festgestellt werden können. Auch die Streckgrenze läßt sich für praktische Zwecke mit genügender Genauigkeit ermitteln. Da im Betrieb aber bleibende Formänderungen nicht auftreten sollen, so kommt als Berechnungsgrundlage für den Konstrukteur nur die Streckgrenze in Betracht, während das durch die Dehnung gekennzeichnete Formänderungsvermögen nur als eine gewisse Sicherheit gegen zu plötzliche Brüche durch außergewöhnliche Ueberlastungen angesehen werden kann.

Dagegen geben Höhe und Gleichmäßigkeit der Dehnung und der Einschnürung eine Unterlage für die Beurteilung der Fehlerfreiheit eines Stahles, da jede Einlagerung oder Ungleichmäßigkeit zu einer Verminderung der Dehnung führt. Dies zeigt sich besonders an Proben, welche quer zur Schmiede- oder Walzfaserrichtung entnommen werden. Es

im allgemeinen werden um so stärkere Kontraktionen erzielt, je feinkörniger der Stahl ist; der vergütete Stahl wird daher meist höhere Kontraktionen zeigen als der geprühte. Diese Erfahrungstatsache ist in Abb. 1 für geschmiedeten Stahl mit 0,2 bis 0,3 % Kohlenstoff durch Häufigkeitskurven dargestellt. Wenn aus den Kurven auch deutlich hervorgeht, daß der vergütete Stahl im Durchschnitt eine um etwa 5 % höhere Kontraktion aufweist, so zeigt ihre gegenseitige Lage doch, daß durch die Bestimmung der Kontraktion nicht der Beweis für eine tatsächlich erfolgte Vergütung erbracht werden kann. 27 % der nur geprühten Proben, entsprechend der doppelt schraffierten Fläche, haben eine höhere Kontraktion als die durch die einfach schraffierte

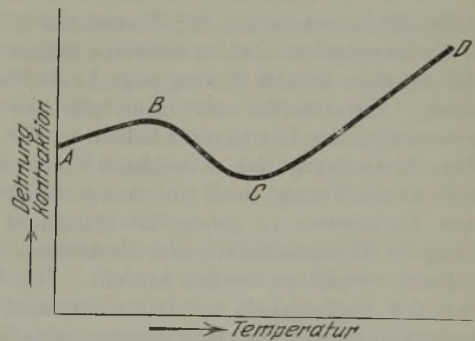
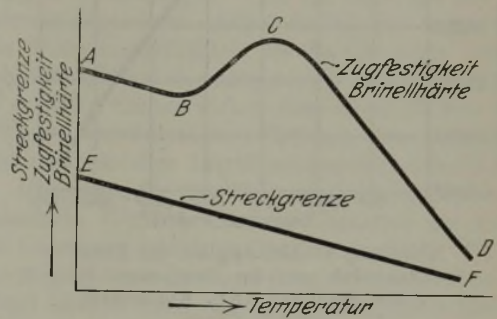


Abbildung 2 und 3.

Abbildung 2. Schematische Darstellung für die Abhängigkeit von Streckgrenze, Festigkeit und Härte von der Temperatur.

Abbildung 3. Schematische Darstellung für die Abhängigkeit von Dehnung und Kontraktion von der Temperatur.

Fläche dargestellten 19 % der vergüteten Proben. Die Kontraktion von 61 bis 65 %, welche bei 45 % der vergüteten Proben vorkommt, wird auch von 18 % der geprühten Proben erreicht.

Die Streckgrenze ist als Maßstab für die Güte nicht geeignet, da sie von Materialfehlern wenig beeinflusst wird. Das gleiche gilt für den Elastizitätsmodul, der aber benötigt wird zur Berechnung der Formänderungen bei Beanspruchungen unterhalb der Streckgrenze (Proportionalitätsgrenze). Da der Modul sich für die verschiedenen Konstruktionsstähle nur wenig ändert, wird er nur selten bestimmt.

Die Aenderung der Zugfestigkeit mit der Temperatur erfolgt nicht nach einem einfachen Gesetz; den allgemeinen Verlauf der Kurve zeigt Abb. 2. Hiernach sinkt die Festigkeit zuerst etwas, steigt hierauf zu einem Höchstwert an und fällt erst dann stärker und dauernd ab. Die Streckgrenze nimmt dagegen, wie ebenfalls Abb. 2 zeigt, stetig, und zwar annähernd nach einer geraden Linie ab; das Verhältnis von Streckgrenze zu Bruchgrenze ist also veränderlich. Die Dehnung ändert sich ungefähr entgegengesetzt wie die Festigkeit; vgl. Abb. 3. Die Abhängigkeit

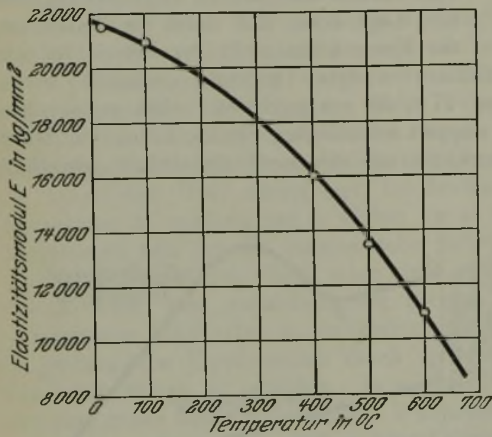


Abbildung 4. Abhängigkeit des Elastizitätsmoduls von der Temperatur bei einem Stahl mit 0,6 % Kohlenstoff und 3 % Chrom.

des Elastizitätsmoduls von der Temperatur ist in Abb. 4 wiedergegeben. Da bei einzelnen Stählen der Modul erst einen leichten Anstieg zeigt, so sind deren elastische Eigenschaften also innerhalb gewisser Temperaturgrenzen fast unveränderlich.

Die Bestimmung der Kugeldruckhärte nach Brinell hat den Vorzug, rasch und ohne große Kosten genaue Zahlenwerte zu geben, sie ermöglicht die Prüfung der Gleichmäßigkeit eines Werkstücks, ohne daß dieses zerteilt zu werden braucht. Das Verhältnis der Zugfestigkeit zur Härte schwankt für Eisen und Stahl innerhalb enger Grenzen, so daß man aus der Härte die Festigkeit mit guter Annäherung errechnen kann. Abb. 5 zeigt zwei Häufigkeitskurven für dieses Zahlenverhältnis. Die Kurve für den Edelmstahl ist steiler und liegt zwischen den Werten 0,31 und 0,37, während die Kurve für Handelsstahl eine stärkere Streuung, zwischen 0,31 und 0,41, aufweist. Daß eine derartige Beziehung zwischen Festigkeit und Härte zu erwarten ist, ergibt sich aus der Ueberlegung, daß beide eine Kraft darstellen, welche zur Erzeugung einer bestimmten Formänderung nötig ist. Daß die Aenderung der Härte mit der Tempe-

ratur nach einem ähnlichen Gesetz erfolgt, wie es in Abb. 2 für die Zugfestigkeit wiedergegeben ist, stimmt zu dieser Ueberlegung.

Die durch den Kerbschlagversuch bestimmte Kerbzähigkeit kann vom Konstrukteur als Berechnungsgrundlage nicht verwendet werden, da sie in noch höherem Maße von den Versuchsbedingungen, wie Probenform, Schlaggeschwindigkeit, Temperatur u. dgl., abhängt als die Ergebnisse des Zugversuchs. Um so größer ist die Bedeutung der Kerbschlagprobe als Güteprüfung. Beim Durchschlagen einer gekerbten Probe wird die Arbeit nur von einem kleinen Volumenausschnitt aufgenommen, dessen Begrenzung durch die bei der Verformung

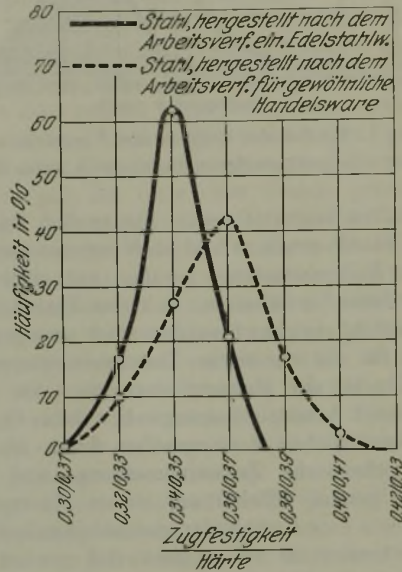


Abbildung 5. Einfluß der Arbeitsverfahren bei der Stahlerzeugung auf das Verhältnis $\frac{\text{Zugfestigkeit}}{\text{Härte}}$.

auf tretenden Fließfiguren an der Oberfläche sichtbar wird. Die auf die Einheit dieses „Arbeitsraumes“ bezogene Schlagarbeit, die von Moser¹⁾ als Arbeitskonstante bezeichnet wurde, ist unabhängig von der Form des Probestabes und kann nur durch thermische oder andere Einwirkungen verändert werden. Die einzelnen Werkstoffe besitzen nun nicht nur verschieden hohe Arbeitskonstanten, sie vermögen auch, unter sonst gleichen Umständen, verschieden große Arbeitsräume zu entwickeln. Für dieses Vermögen hat Moser den Begriff der Arbeitsschnelligkeit eingeführt. Eine zahlenmäßige Wiedergabe der Arbeitsschnelligkeit wurde ermöglicht durch die Erkenntnis, daß jeder Probenform ein gewisser geometrisch bedingter „Größtarbeitsraum“ zukommt. Ein Werkstoff kann sich nun während der beim Schlag zur Verfügung stehenden Zeit nur dann in der ganzen Ausdehnung dieses Größtarbeitsraumes verformen, wenn die Schlaggeschwindigkeit einen bestimmten Wert, der als Maß der Arbeitsschnelligkeit

¹⁾ Moser: Was haben wir an der Kerbschlagprobe? St. u. E. 43 (1923), S. 935/42, sowie Krupp'sche Monatsh. 5 (1924), S. 48/54.

angesehen werden kann, nicht überschreitet. Für die Praxis einfacher ist die Anwendung einer normierten Schlaggeschwindigkeit und die Feststellung des in der Probe erreichten Arbeitsraumes in Prozenten des Größtarbeitsraumes; dieser Betrag gilt dann als „Arbeitsschnelligkeitsgrad“.

Inwieweit diese Art der Verwertung der Schlagergebnisse die mit der Kerbschlagprobe zusammenhängenden Fragen zu beantworten vermag, muß die Zukunft lehren. Hier möge z. B. nur darauf hingewiesen werden, daß sehr wohl zwei Werkstoffe sich finden lassen, von denen der eine geringe Arbeitskonstante und große Arbeitsschnelligkeit, der andere umgekehrt große Arbeitskonstante und niedere Arbeitsschnelligkeit besitzt, derart, daß jedesmal das Produkt der beiden Aufbaufaktoren gleich ist. Die beiden Werkstoffe werden also gleiche Kerbzähigkeit zeigen, sich dabei aber den Betriebsbeanspruchungen gegenüber völlig verschieden verhalten. Ebenso vermag man z. B. bei geringer Kerbzähigkeit eines Stückes durch solche getrennte Bewertung ohne weiteres erkennen, welcher von den beiden Faktoren Schaden erlitten hat, und daraus ersehen, welche Art Wärme- oder sonstige Behandlung erforderlich ist, um die Kerbzähigkeit zu verbessern.

Für die getrennte Bewertung nach dem „abgekürzten Verfahren“ werden zwei Proben geschlagen, eine Normalprobe 30×30 mm mit Schlagquerschnitt 30×15 mm und eine halb so breite 15×30 mm mit Schlagquerschnitt 15×15 mm.

Die Schlagarbeit S_{15} der schmalen Probe wird mit 6,3 (Größtarbeitsraum der Probe in cm^3) dividiert, man erhält so den Wert der Arbeitskonstanten $a = \frac{S_{15}}{6,3}$ in mkg/cm^3 . Die Schlagarbeit S_{30} der breiten (Normal-) Probe wird mit diesem Wert der Arbeitskonstanten dividiert. Man erhält so die Größe des tatsächlichen Arbeitsraumes der Probe $V_{30} = \frac{S_{30}}{a}$. Dieser in Prozenten des Größtarbeitsraumes ($12,5 \text{ cm}^3$) ausgedrückt, ergibt den Arbeitsschnelligkeitsgrad $s = \frac{V_{30}}{12,5} \times 100$ in Prozenten.

Beispiele:

Ein Stahl ergab nach der Norm die Kerbzähigkeit 3,5, ein anderer Werkstoff ergab nach der Norm die Kerbzähigkeit 3,7. Beide Werkstoffe schienen hiernach gleichartig zu sein, wurden zu demselben Zweck verwandt, verhielten sich aber den Stößen des Betriebes gegenüber verschieden. Die Zerlegung ergab für den ersten Werkstoff $a = 4,5 \text{ mkg/cm}^3$ und $s = 23\%$, für den zweiten $a = 1,9 \text{ mkg/cm}^3$ und $s = 70\%$. Der erste Werkstoff war also in der Lage, mehr Arbeit je Raumeinheit aufzunehmen, versagte aber gegenüber Stößen infolge seiner weitaus geringeren Arbeitsschnelligkeit.

Ein anderer Stahl ergab normal in sorgfältig geblühtem Zustande die Kerbzähigkeit 13,5. Aus ihm gefertigte Stangen zeigten einmal die Kerbzähigkeit 5,8, ein andermal 5,5. Zur Feststellung der Ursachen wurde die Zerlegung nach Arbeitskonstanten

und Arbeitsschnelligkeit vorgenommen. Während der geblühte Stahl die Arbeitskonstante 6,6 und die Arbeitsschnelligkeit 75 besaß, war bei den Stangen mit 5,8 Kerbzähigkeit die Arbeitskonstante bis auf 2,6 reduziert. Bei den Stangen mit 5,5 Kerbzähigkeit war es dagegen die Arbeitsschnelligkeit, die Schaden erlitten hatte und nur 37 betrug. Bei den ersten Stangen war das Material außerordentlich stark kalt gereckt worden. Die anderen Stangen waren gerade umgekehrt bei zu hoher Endtemperatur fertig gewalzt worden.

b) Physikalische und chemische Eigenschaften.

Wie bereits eingangs erwähnt, bedient man sich heute im wesentlichen der mechanischen Prüfungsmethoden, um sich ein Urteil über die Güte des Stahles zu verschaffen. Von den physikalischen Eigenschaften macht man zu diesem Zweck viel weniger Gebrauch; man führt physikalische Bestimmungen nur dann aus, wenn man für irgendwelche Berechnungen dieser Koeffizienten bedarf. Während weiter unten auf die physikalischen Eigenschaften der Stähle noch eingehend zurückzukommen ist, sei hier über ihr chemisches Verhalten nur kurz folgendes angeführt.

Wir besitzen heute noch keine Theorien von allgemeiner Gültigkeit, die gestatten, das Verhalten des Stahles gegen irgendwelche chemische Einwirkungen vorherzusagen. Man ist daher auf die Erfahrung angewiesen. Allgemein läßt sich sagen, daß die Widerstandsfähigkeit des Stahles gegen chemischen Angriff um so geringer ist, je mehr Einschlüsse er enthält. Einmal wirken diese durch Bildung von örtlichen elektrolytischen Strömen, dann aber vergrößern sie die dem Angriff preisgegebene Oberfläche.

Maßgebend für den Widerstand des Stahles gegen chemische Wirkungen ist das Verhalten der durch die Umsetzung gebildeten Oberflächenschicht. Findet der Angriff durch Lösungen statt, so bilden sich in der Regel lösliche Salze, die in die Flüssigkeit hineindiffundieren und so immer neue Flächen dem Angriff preisgeben. Bei Angriffen durch Gase dagegen bilden sich Oberflächenschichten, die unter gewissen Umständen fest haften und das tiefer liegende Metall vor dem Angriff schützen. Namentlich Chrom und Aluminium bilden derartige Ueberzüge unter oxydierenden Wirkungen, so daß man diese beiden Elemente benutzt, um die Rost- bzw. Glühbeständigkeit des Stahles zu erhöhen.

Als nichtrostende Stähle sind die Stähle mit 13 bis 15 % Cr ohne oder mit einem geringen Nickelgehalt eingeführt worden, die mit einem Kohlenstoffgehalt bis etwa 0,5 % für die Messerwarenindustrie von Bedeutung sind und mit ganz geringem Kohlenstoffgehalt als Konstruktionsstähle, z. B. für Turbinenschaukeln, Anwendung gefunden haben. Die höchste chemische Widerstandsfähigkeit gegen jede Art von Korrosion wird erreicht durch einen Chrom-Nickel-Stahl mit etwa 20 % Cr und 7 % Ni bei geringem Kohlenstoffgehalt. Dieser Stahl besteht aus homogenen Mischkristallen und ist unmagnetisch.

Als Stahl mit hoher Glühbeständigkeit werden Legierungen verwandt, die bis zu 15 % Aluminium, mit und ohne Nickelzusatz, enthalten.

Zahlentafel 1. Zusammensetzung und Festigkeitseigenschaften der wichtigsten Konstruktionsstähle.

Lfd. Nr.	Chemische Zusammensetzung						Elastizitätsmodul kg/mm ²	Geglüht				Vergütet				Gehärtet						
	C	Si	Mn	Ni	Cr	W		Streckgrenze kg/mm ²	Bruchgrenze kg/mm ²	Dehnung L : b %		Streckgrenze kg/mm ²	Bruchgrenze kg/mm ²	Dehnung L : b %		Streckgrenze kg/mm ²	Bruchgrenze kg/mm ²	Dehnung L : b %				
1	0,05						20	31	42	30												
2	0,10						26	39	34	20					35	55	24	20				
3	0,20						28	45	30	16				40	60	20	16					
4	0,30						30	50	26	11	32	56	26	14								
5	0,40						32	56	23	8	36	63	23	11								
6	0,50						34	63	20	6	40	70	20	8								
7	0,60						37	70	17	4	43	78	17	6								
8	0,70						40	78	14	3	46	85	15	4								
9	0,80						42	85	12	2	48	92	13	3								
10	0,40	1,5					20 300	33	50	27	12	50	78	20	7							
11	0,50	1,5				55						85	16	5								
12	0,70	1,5				125						140	7	2								
13	0,20		1,0				20 800	33	50	27	12	50	78	20	7							
14	0,30		1,0			85						115	7	3								
15	0,40		1,5			85						115	7	3								
16	0,40		1,0			35						100	50	30								
17	0,50		1,0			55						80	20	9								
18	1,20	12,0				60						85	18	8								
19	0,40	0,5	1,5			32						50	27	18	35	56	26	20				
20	0,40	1,5	1,5			35						56	25	12	38	63	24	15				
21	0,20			1,0		37	63	22	9	42	70	22	11									
22	0,30			1,0		39	70	19	5	45	78	20	8									
23	0,40			1,0			20 400	30	50	28	20	48	85	17	5							
24	0,50			1,0		35						56	28	30	40	56	28	30	50	70	18	18
25	0,60			1,0		48						65	22	25	48	65	22	25	55	80	15	18
26	0,10		3,0			51						70	20	20								
27	0,20		3,0																			
28	0,10		4,5			30						63	38	30								
29	0,20		4,5			34						65	36	30								
30	0,30		4,5			38	65	34	30													
31	0,12			25,0		18 200																
32	0,30			30,0		15 600																
33	0,30			36,0																		

II. Verzeichnis der wichtigsten Edeltähle und ihrer Eigenschaften.

In den nachfolgenden Zahlentafeln und Kurven sind die Eigenschaften der wichtigsten Stahlsorten zusammengestellt. Wie bereits erwähnt, haben in den Aufstellungen nur solche Stähle Platz gefunden, die heute von den Edelstahlwerken laufend hergestellt werden. Zu den Zahlen selbst ist zu bemerken, daß sie Erfahrungswerte darstellen, wie sie sich aus der Beobachtung einer größeren Anzahl von Einzelwerten ergeben. Dies bedeutet, daß in Wirklichkeit mit einer gewissen Streuung gerechnet werden muß, die von der Arbeitsweise des einzelnen Stahlwerkes, den Abmessungen und der Form der Werkstücke, dem Formgebungsverfahren und sonstigen Einflüssen abhängig ist. Diese zahlenmäßig zu bewerten und eine Anleitung zu geben, wie man, ausgehend von normalen Verhältnissen, für den besonderen Fall die zu fordernden Mindestzahlen für die verschiedenen Stähle ermittelt, ist nach dem heutigen Stand unserer Kenntnisse noch nicht möglich, man ist vielmehr lediglich auf die Erfahrung angewiesen.

a) Baustähle und ihre Eigenschaften.

1. Elastizitätsmodul. In Zahlentafel 1 ist eine Zusammenstellung einer Reihe von Werten

für den Elastizitätsmodul E verschiedener Stahlsorten in kg/mm² wiedergegeben. Von den bisher bekannten Legierungen weisen diejenigen des Eisens den höchsten Modul auf, d. h., für eine gegebene Spannung unterhalb der Elastizitätsgrenze erleiden sie die geringste Formänderung. Eine Ausnahme bilden einige sehr teure Metalle, wie Rhodium und Iridium, deren Modul 30 000 bzw. 50 000 kg/mm² beträgt.

Die perlitischen und martensitischen Stähle zeigen bei gewöhnlicher Temperatur einen Modul zwischen 20 000 und 22 000 kg/mm². Bei hochlegierten austenitischen Stählen hingegen unterliegt der Modul starken Schwankungen; teils liegt er auf gleicher Höhe wie bei den übrigen Stählen, teils ist er wesentlich niedriger. 36prozentiger Nickelstahl z. B. hat einen Modul von nur 15 000, etwas niedriger als derjenige des Platins.

2. Streckgrenze. Diese für den Konstrukteur wichtigste Eigenschaft kann durch die verschiedenen Mittel in den weitesten Grenzen verändert werden. Aus Zahlentafel 1 geht hervor, daß zwischen 20 kg/mm² bei sehr weichem Eisen und 120 kg/mm² bei hochvergütetem Chrom-Nickel-Stahl alle Zwischenstufen vertreten sind. Streckgrenzen bis zu etwa

Zahlentafel 1. Zusammensetzung und Festigkeitseigenschaften der wichtigsten Konstruktionsstähle. (Fortsetzung.)

Lfd. Nr.	Chemische Zusammensetzung						Elastizitätsmodul kg/mm ²	Geglüht				Vergütet				Gehärtet												
	C	Si	Mn	Ni	Cr	W		Streckgrenze kg/mm ²	Bruchgrenze kg/mm ²	Dehn. % L : 5	Kerbzäh. mkg/cm ²	Streckgrenze kg/mm ²	Bruchgrenze kg/mm ²	Dehn. % L : 5	Kerbzäh. mkg/cm ²	Streckgrenze kg/mm ²	Bruchgrenze kg/mm ²	Dehn. % L : 5	Kerbzäh. mkg/cm ²									
34	0,15				0,75		20 700	30	50	26	15	40	63	20	15	50	75	16	8									
35	0,25				1,25																40	63	20	15				
36	0,40				1,50																72	92	15	10				
37	0,80				1,50																85	115	8	4				
																					95	125	6	3				
38	0,25			2,0	1,0		20 400	35	55	24	20	45	65	22	17	75	100	13	10									
39	0,20			1,0	1,5																50	65	22	19				
40	0,30			2,0	1,0																50	70	21	16				
41	0,30			1,0	1,5																55	75	20	16				
42	0,35			2,0	1,0																55	75	20	15				
43	0,40			1,0	1,5																72	92	17	12				
44	0,13			2,75	0,7																48	63	24	22				
45	0,40			2,0	0,8																65	80	18	14				
46	0,20			3,0	0,6																50	65	22	21				
47	0,50			3,0	1,5																55	75	20	20				
												75	95	16	15													
												95	115	12	8													
												115	140	8	5													
48	0,15			3,5	0,8		20 400	40	65	22	18	60	75	22	22	100	120	12	10									
49	0,20			4,0	1,2																70	85	18	20				
																					90	105	12	14				
50	0,30			4,5	1,5																85	100	14	16				
51	0,35			4,0	1,5	1,0															110	125	12	10				
												130	140	10	6													
52	0,10			1,5	15,0		21 700	65	80	50	30	65	80	18	20	100	135	10	6									
53	0,10			0,5	15,0																52	70	22	22				
54	0,15			7,0	20,0		19 900	45	80	40	30	45	80	40	30													
55	0,60		5,0	15,0			19 600	30	65	50	30																	
									55	80	30	20																
56	0,50		5,0	12,0	3,0				35	70	45	30																
								65	85	25	15																	

45 kg/mm² lassen sich mit einfachen Kohlenstoffstählen erreichen, und zwar läßt Abb. 6 (vgl. Tafel 10) erkennen, daß in jeder Stufe nur je zwei Kohlenstoffstähle in Betracht kommen. Entweder kommt geglühter Kohlenstoffstahl mit höherem Kohlenstoffgehalt oder vergüteter mit etwas weniger Kohlenstoff in Frage. So läßt sich z. B. eine Streckgrenze von 37 bis 40 kg/mm² entweder durch geglühten Stahl mit 0,60 % C (Nr. 7) oder vergüteten Kohlenstoffstahl mit 0,50 % C (Nr. 6) erreichen.

Steigt die geforderte Streckgrenze über 45 kg/mm² hinaus, so finden sich geeignete Stahlsorten nur unter den legierten Stählen, die meist im vergüteten Zustande angewendet werden. Welche von ihnen zu wählen sind, hängt weniger von der gewünschten Streckgrenze, als vielmehr von der Größe und der Form der Stücke sowie von den gleichzeitig geforderten anderen Eigenschaften, z. B. Kerbzähigkeit, Bearbeitbarkeit u. dgl., ab.

3. Zugfestigkeit. In Abb. 6 (vgl. Tafel 10) sind sämtliche hier besprochenen Stahlsorten nach Gruppen von 5 zu 5 kg/mm² steigender Zugfestigkeit geordnet, gleichzeitig sind Streckgrenze, Dehnung und Kerbzähigkeit eingetragen sowie der Gefügestand, in dem der Stahl die betreffenden Eigenschaften aufweist. Jede Festigkeitsstufe ist durch eine gewisse Anzahl von Stahlsorten zu erreichen, so daß man in der Lage ist, je nach den gleichzeitig zu stellenden sonstigen Anforderungen die geeignetste Stahlsorte

rasch ausfindig zu machen. Innerhalb einer Gruppe gleicher Festigkeit sind die Stähle nach steigender Streckgrenze angeordnet. Wenn man die Festigkeit als Maß für die Bearbeitbarkeit durch spanabhebende Werkzeuge betrachten will, so gibt diese Darstellung die Möglichkeit, festzustellen, welche höchste Streckgrenze gewählt werden kann, ohne daß die Kosten für die Bearbeitung des Stahles zu sehr wachsen.

Ein Vergleich des Verhältnisses zwischen Streckgrenze und Festigkeit lehrt, daß bei unvergüteten Kohlenstoffstählen die Streckgrenze rd. 55% der Zugfestigkeit beträgt. Bei vergüteten Kohlenstoffstählen ist dieses Verhältnis etwas höher. Wesentlich anders dagegen liegen die Dinge bei legierten Stählen, die bei der Verwendung hauptsächlich im vergüteten Zustande in Frage kommen. Schon der Zusatz von wenig Nickel oder Mangan (Nr. 31 und 13) steigert das Verhältnis auf über 60%. Bei 5prozentigem Nickelstahl wird es bereits 70%, und bei Chrom-Nickel-Stählen erreicht die Streckgrenze Werte von 80% der Zugfestigkeit. Diese Verhältnisse gelten jedoch nur für die Stähle im perlitischen und martensitischen Zustand, und zwar liegt die Streckgrenze verhältnismäßig um so höher, je mehr der martensitische Zustand erhalten bleibt. Ganz andere Zahlenverhältnisse bekommt man dagegen bei denjenigen Stählen, die im austenitischen Zustande verwendet werden. Hier liegt die Streckgrenze im Vergleich zur Festigkeit wesentlich niedriger. So besitzt der

25prozentige Nickelstahl (Nr. 31) bei einer Zugfestigkeit von über 60 kg/mm² eine Streckgrenze von nur 30 kg, also weniger als 50 %. Hartstahl mit 12 % Mn und 1,2 % C (Nr. 18) besitzt sogar nur eine Streckgrenze von 35 kg/mm² bei einer Festigkeit von 100 kg/mm².

4. Dehnung. Die Bruchdehnung bewegt sich innerhalb weitester Grenzen von etwa 6 % bis zu 50 %. Sehr hohe Dehnungen finden sich namentlich bei den Stählen im austenitischen Zustande. So besitzt der Hartstahl (Nr. 18) eine Dehnung von 50 %, ähnliche Stähle (Nr. 56, 54) Dehnungswerte von 45 bzw. 50 %. Hohe Dehnungswerte, bis zu 40 %, finden sich schließlich auch bei unlegierten, sehr kohlenstoffarmen Stählen (Weicheisen, Nr. 1).

5. Kerbzähigkeit. Vergleicht man in den graphischen Darstellungen die durch schwarze Flächen hervorgehobenen Werte für die Kerbzähigkeit in ihrem Zusammenhang mit den übrigen Eigenschaften, so fällt auf, daß die legierten Stähle den unlegierten weit überlegen sind. Streckgrenzen von etwa 40 kg/mm² sind bei Kohlenstoffstählen selbst im vergüteten Zustande mit Kerbzähigkeiten von etwa 6 mkg/cm² verbunden. Höhere Streckgrenzen mit gleichzeitiger hoher Kerbzähigkeit sind nur mit legierten Stählen erreichbar. So erzielt man besonders bei Chrom-Nickel-Stählen (z. B. Nr. 49, 50) Kerbzähigkeiten von etwa 15 mkg/cm² bei Streckgrenzen von 80 bis 90 kg/mm² und einer Festigkeit von etwa 100 kg/mm².

Besonders hohe Zähigkeitswerte zeigen die austenitischen Stähle, bei denen unabhängig von Festigkeit und Streckgrenze Kerbzähigkeiten von 30 mkg/cm² erzielt werden können.

b) Stähle für physikalische Anwendungsgebiete und ihre Eigenschaften.

1. Ausdehnung.

Die Längenänderung, die ein Stahlstab bei der Erhitzung erfährt, ist für kennzeichnende Vertreter einiger Stahlorten in Abb. 7 und 7a wiedergegeben. Die Zahlenwerte der Ordinate geben an, um wieviel Zehntausendstel seiner Länge bei 0° ein

Stab sich verlängert, wenn er auf die betreffende Temperatur erwärmt wird. Außerdem sind in den Zahlentafeln 2 und 3 die wahren und mittleren Ausdehnungskoeffizienten berechnet.

Das bisher vorliegende Zahlenmaterial ist noch sehr lückenhaft, so daß nur für einige besonders ausgezeichnete Stahlorten die Ausdehnungsverhältnisse genau bekannt sind. Wenn hiernach bei Konstruk-

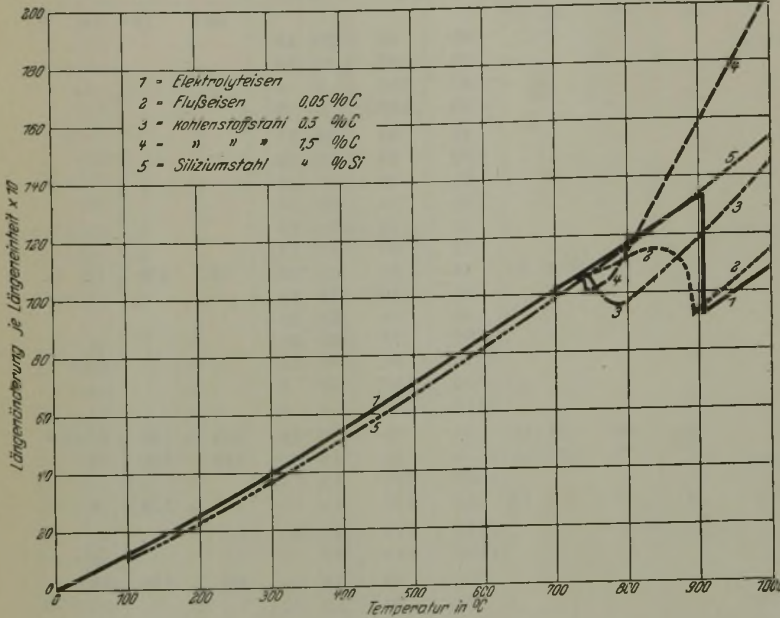


Abbildung 7. Längenänderung verschiedener Stähle.

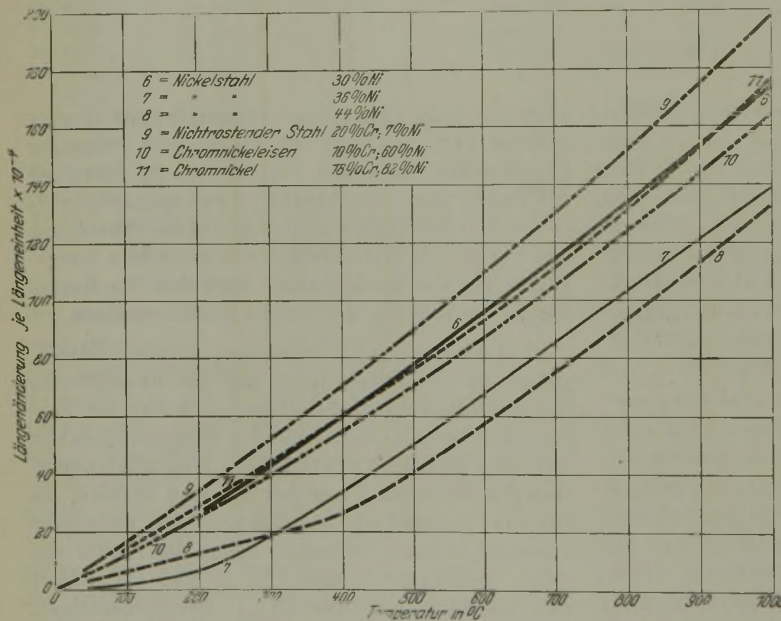


Abbildung 7a. Längenänderung verschiedener Stahllegierungen.

Falls es bei der Verwendung von Stahlorten dieser Art nötig ist, höhere Streckgrenzen zu erhalten, so muß unter Berücksichtigung der jeweiligen Verhältnisse geprüft werden, welche Mittel in Frage kommen, um dem Stahl die höhere Streckgrenze zu erteilen. Ein solches Beispiel ist durch Stahl Nr. 56 wiedergegeben. Hier ist es durch Chromzusatz gelungen, die Streckgrenze auf 50 % der Festigkeit zu erhöhen.

Zahlentafel 2. Mittlerer Ausdehnungskoeffizient $\times 10^{-6}$ zwischen 0 und t° 1).

C	Si	Ni	Cr	0-100°	0-200°	0-300°	0-400°	0-500°	0-600°	0-700°	0-800°	0-900°	0-1000°
0				12,5	12,7	13,1	13,6	14,0	14,3	14,5	14,6	13,4	10,8 ²⁾
0,05				12,0	12,8	13,4	13,8	14,0	14,2	14,2	14,0	12,1	11,4
0,5				12,0	12,4	12,9	13,3	13,7	14,1	14,3 ²⁾	11,9	12,9	14,0
1				11,4	11,9	12,5	13,0	13,4	13,9	14,3 ²⁾	13,9	15,4	16,3
1,5				10,9	11,2	12,0	12,7	13,3	13,8	14,2 ²⁾	14,3	16,8	18,8
0,1	4,0			12,6	13,1	13,4	13,5	13,5	13,7	14,0	14,4	14,9	15,4
0,1		7	20	16,6	17,0	17,2	17,5	17,8	18,2	18,6	18,9	19,3	19,8
0,3		30		8,8	12,5	14,1	15,0	15,6	15,8	16,1	16,6	17,0	17,4
		36		2,1	3,2	6,1	8,6	10,1	11,2	12,1	12,8	13,4	14,0
		44		6,6	6,5	6,4	6,4	8,1	9,3	10,6	11,6	12,5	13,3
		82	18	13,9	14,7	15,0	15,2	15,3	15,6	15,9	16,4	17,0	17,5
		60	10	11,5	12,3	12,8	13,4	13,9	14,4	15,0	15,5	15,9	16,4

Zahlentafel 3. Wahrer Ausdehnungskoeffizient $\times 10^{-6}$ bei t° .

C	Si	Ni	Cr	0°	100°	200°	300°	400°	500°	600°	700°	800°	900°	1000°
0				12,3	12,7	13,4	14,6	15,4	15,6	15,6	15,5	14,9	13,8	24 ³⁾
0,05				10,8	12,8	14,4	14,8	15,1	15,0	14,7	14,3	8	38	21,5
0,5				11,7	12,4	13,2	14,1	15,0	15,7	16,0	16,0 ²⁾	—	24	24
1				11,0	11,9	13,0	14,1	14,9	15,7	16,5	17,2 ²⁾	31	24	24
1,5				10,5	11,3	12,5	14,2	15,4	16,0	16,4	16,8 ²⁾	35	40	40
0,1	4,0			11,3	13,3	13,7	13,8	13,9	13,9	15,0	16,6	18,1	19,3	20,3
0,1		7	20	15,4	17,3	17,6	17,9	18,9	19,8	20,3	20,8	22,0	23,5	24,9
0,3		30		4,0	13,4	17,0	17,5	17,8	17,6	17,2	19,8	19,9	21,0	21,6
		36		1,5	3,0	7	15	16	17	17	18	18	18	18
		44		6,6	6,3	6	5	10	16	17	18	18	19	19
		82	18	12,4	15,0	15,6	15,7	15,8	16,2	17,3	18,7	20,8	22,3	22,4
		60	10	10,6	12,2	13,4	14,4	15,5	16,6	17,6	18,5	19,3	20,1	20,7

tionsteilen die Frage der Wärmeausdehnung von Bedeutung ist, so empfiehlt es sich, die benutzten Stähle einer besonderen Untersuchung zu unterziehen.

Bei Zimmertemperatur beträgt der Ausdehnungskoeffizient der meisten Stahlsorten 10 bis 12×10^{-6} . Die stärksten Veränderungsmöglichkeiten finden sich bei den Nickelstählen, bei denen er bis fast zu Null herabsinken, aber auch mehr als den doppelten Wert des normalen Koeffizienten annehmen kann.

Bei den verschiedenen Stahlsorten kann man drei Gruppen unterscheiden: mit sehr kleinen, mit mittleren und mit großen Ausdehnungskoeffizienten.

Die Gruppe mit sehr kleinen Ausdehnungskoeffizienten wird hauptsächlich vertreten durch den 36prozentigen Nickelstahl. Bei 20° beträgt sein Wert 1×10^{-6} . Bis 200° ist er klein, wächst dann aber stark an, um bei höherer Temperatur den normalen Wert von Eisen zu erreichen. Die Verwendung von 36prozentigem Nickelstahl kommt in allen Fällen in Frage, wo bei nicht allzu hoher Temperatur besonders kleine Volumveränderungen verlangt werden. Für höhere Temperaturen kennt man bisher noch keine Stahlegierungen, die mit nichtmetalli-

schen Stoffen, z. B. Quarz, in Wettbewerb treten können.

Gewisse Stahlsorten (44- bis 47prozentiger Nickelstahl) haben einen mittleren Ausdehnungskoeffizienten, der etwa demjenigen des Glases entspricht, nämlich 6 bis 8×10^{-6} . Derartiger Stahl kann in Form von Drähten haltbar in Glas eingeschmolzen werden und in diesem Zusammenhang als Ersatz für Platin dienen. Er ist in dieser Beziehung sogar dem Platin überlegen, weil infolge der höheren Ausdehnung des Platins an der Einschmelzstelle Glas von besonderem Ausdehnungskoeffizient verwendet werden mußte.

Besonders hohe Ausdehnungskoeffizienten, die denjenigen der Bronzen und Messingarten nahekommen, besitzen gewisse austenitische Stähle, insbesondere der 25prozentige Nickelstahl, ferner austenitischer nichtrostender Stahl u. dgl. A. Werner⁴⁾ hat mit Rücksicht auf die gesteigerten Ansprüche, welche in neuerer Zeit an die Genauigkeit stählerner Meßwerkzeuge, insbesondere von Endmaßen, gestellt werden, Ausdehnungskoeffizienten von weichen und gehärteten Stählen zwischen 200 und 150° bestimmt. Bei 20° ergab sich für weichen Stahl im Mittel ein Ausdehnungskoeffizient von $11,5 \cdot 10^{-6}$, für gehärteten Stahl von $12,5 \cdot 10^{-6}$, die äußersten Werte bei den untersuchten 21 Stahlsorten waren für weichen Stahl 10,4 und $12,6 \cdot 10^{-6}$, für gehärteten Stahl 11,1 und $14,7 \cdot 10^{-6}$. Dies ist besonders deshalb beachtenswert, weil man bisher in der Meßtechnik

1) Die Länge eines Stabes aus 30 prozentigem Nickelstahl, der bei 0° die Länge L_0 hat, beträgt also bei z. B. 375° $L_{375} = L_0 + L_0 \times \frac{375' \times 15,0}{1\,000\,000}$

2) Zwischen 700 und 800° liegt das Umwandlungsintervall.

3) Zwischen 900 und 1000° liegt das Umwandlungsintervall.

4) A. Werner: Therm. Ausdehnung von weichem und gehärtetem Stahl; Z. Instrumentenk. 44 (1924), S. 315/20.

mit Mittelwerten von $10,5 \cdot 10^{-6}$ für weichen und $11,0$ bzw. $11,5 \cdot 10^{-6}$ für harten Stahl rechnete.

2. Wärmeleitfähigkeit.

Als allgemeine Regel für die Wärmeleitfähigkeit der Edelmstähle läßt sich sagen, daß sie um so größer ist, je weniger Fremdkörper der Stahl enthält. Hier-nach hat das reine Eisen die größte Wärmeleitfähigkeit, während sehr hochlegierte Stähle nur einen Bruchteil, etwa $\frac{1}{3}$ oder $\frac{1}{4}$, dieser Leitfähigkeit aufweisen. Diese Unterschiede sind von einer gewissen Bedeutung, wenn es sich darum handelt, aus dem Stahl Gefäße herzustellen, deren Wandungen die Wärme aus den Feuerungsanlagen in den Inhalt der Gefäße überleiten müssen. Je geringer die Wärmeleitfähigkeit ist, um so größer wird der Unterschied zwischen der inneren und äußeren Fläche des Gefäßes sein, um so größer aber auch die Spannungen, die das Gefäß auszuhalten hat. Diese Verhältnisse müssen auch bei der Wärmebehandlung der Stähle berücksichtigt werden, indem die Zufuhr von Wärme viel langsamer erfolgen muß, sobald die Leitfähigkeit sehr gering ist. In Zahlentafel 4 ist eine Anzahl von Werten wiedergegeben. Die Zahlen geben an, welche Wärmemenge in WE durch 1 cm^2 hindurchgeht, wenn die Temperatur der Endflächen um 1° verschieden ist.

3. Elektrische Eigenschaften.

Elektrische Leitfähigkeit. Für diese Eigenschaft gilt im wesentlichen das gleiche, was von der Wärmeleitfähigkeit gesagt worden ist. Je höher der Stahl legiert ist, um so größer ist auch der elektrische Leitungswiderstand. Diejenigen Stahlsorten, die zu Widerstandsmaterial verarbeitet werden sollen, müssen sich zu feinen Drähten verarbeiten lassen. Aus diesem Grunde ist es nicht möglich, von dem besonders hohen elektrischen Leitungswiderstand der harten martensitischen Kohlenstoffstähle Gebrauch zu machen, da diese sich infolge ihrer zu großen Härte nicht kaltziehen lassen bzw. im martensitischen Zustand zu spröde sind, um für Wicklungen u. dgl. verwendet werden zu können. Außerdem hätten derartige Drähte den Nachteil, daß sie bei etwas höheren Temperaturen aus dem martensitischen in den perlitischen Zustand übergehen und dabei einen niedrigeren elektrischen Widerstand annehmen würden. Man ist daher darauf angewiesen, den Leitungswiderstand durch Hinzulegen von anderen Elementen zu erhöhen, und zwar kommen in erster Linie Silizium, Nickel und Chrom in Frage. In Zahlentafel 4 sind die wichtigsten Stahlsorten in der Reihenfolge ihres elektrischen Widerstandes zusammengestellt. Es ist daraus zu ersehen, daß Siliziumstahl mit 3 bis 4 % Si einen spezifischen elektrischen Leitwiderstand von $0,50 \text{ Ohm/m}$ besitzt und ein Nickelstahl mit 30 % Ni einen Höchstwert des spezifischen Widerstandes aufweist. Für die Verwendung von Stahldrähten als Widerstandsmaterial kommt noch eine besondere Anforderung hinzu, die auf chemischem Gebiet liegt. Beim Durchgang des elektrischen Stromes erhitzt

Zahlentafel 4. Wärmeleitfähigkeit und elektrischer Widerstand verschiedener Stahlsorten.

C	Si	Mn	Ni	Cr	Wärmeleitfähigkeit K bei 18° in $\text{cal/cm}^2/\text{sek} \cdot 1^\circ \text{C}$	Elektrischer Widerstand bei 18° $\Omega/\text{m/cm}^2$
Reines Eisen					0,144	0,10
0,3					0,100	—
Gehärtete C-Stähle					0,060	—
0,3				15	0,044	0,50
0,1	4				—	0,50
0,1			7	20	—	0,77
0,3			30		0,020	0,85
			60	10	—	1,05
			82	18	—	1,05
1,0		10			0,030	0,65

sich der Draht und beginnt bei gewissen Temperaturen zu oxydieren. Hochprozentige Chrom-Nickel-Legierungen setzen dem Angriff des Luftsauerstoffs einen größeren Widerstand entgegen, weil das gebildete Oxyd so fest anliegt, daß die darunterliegende Metallschicht vor dem weiteren Angriff geschützt ist. Auf diese Weise erhält man bei gewissen Legierungen von Chrom und Nickel, wie bei der in Abb. 8 wiedergegebenen Chrom-Nickel-Eisen-Legierung mit 60 %

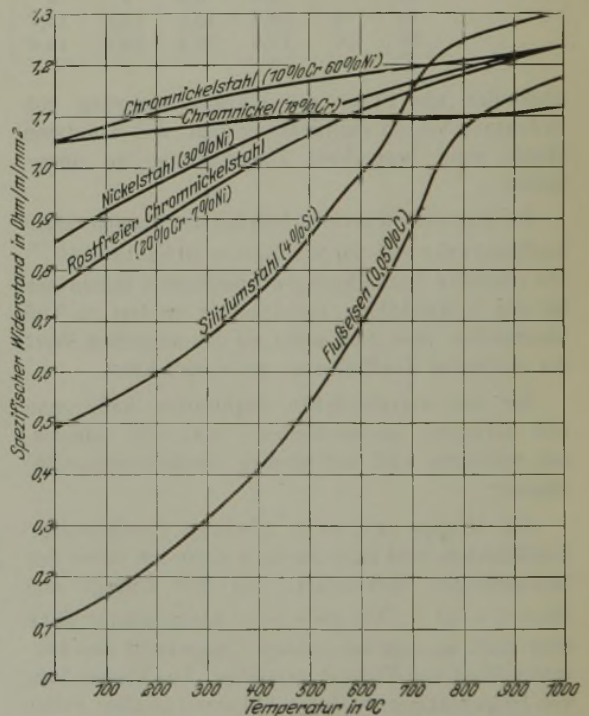


Abbildung 8. Abhängigkeit des elektrischen Widerstandes verschiedener Stähle und Stahlegierungen von der Temperatur.

Nickel, 10 % Cr und 30 % Fe sowie der reinen Chrom-Nickel-Legierung mit 82 % Ni und 18 % Cr, Widerstandsfähigkeiten, die es ermöglichen, derartige Drähte dauernd auf einer Temperatur von 1000 bis 1100° zu halten.

Der spezifische Widerstand nimmt mit der Temperatur im allgemeinen zu. Diese Veränderlichkeit kann jedoch durch geeignete Legierungen eingeschränkt werden, und so ist es beispielsweise mög-

lich, durch Zulegieren von Nickel und Kupfer (Konstantan, Manganin) Legierungen zu erzeugen, deren elektrischer Widerstand in gewissen Grenzen von der Temperatur unabhängig ist, was übrigens bei der bereits angeführten reinen Chrom-Nickel-Legierung (Abb. 8) auch praktisch der Fall ist.

4. Magnetische Eigenschaften.

In bezug auf die magnetischen Eigenschaften können die Legierungen des Eisens durch keine anderen Körper ersetzt werden, d. h. es muß stets entweder ein ferromagnetischer Stoff (Eisen) mit einem oder mehreren schwachmagnetisierbaren oder mit einem zweiten ferromagnetischen Stoff (Nickel) und gewissen Zusätzen kombiniert werden, um die von der Technik geforderten magnetischen Eigenschaften zu bekommen. Die sogenannten Heuslerschen Legierungen, d. h. Legierungen schwachmagnetisierbarer Stoffe, die ferromagnetisches Verhalten zeigen, erreichen zwar in besonders günstigen Fällen Sättigungswerte bis $\frac{3}{4}$ derjenigen des Gußeisens, sind aber mehr von theoretischem als von praktischem Interesse.

Je nach der technischen Verwendung sind die an den Stahl in magnetischer Hinsicht zu stellenden Anforderungen ganz verschieden; zugleich werden vielfach noch bestimmte mechanische Eigenschaften vorgeschrieben.

Als Beispiele für die große Veränderlichkeit in den magnetischen Eigenschaften seien die Magnetisierungskurven einer Reihe von Stahlarten schaubildlich wiedergegeben, und zwar von: 50prozentigem Nickelstahl (Abb. 9); 4prozentigem Siliziumstahl (Abb. 10); Weicheisen (Abb. 11); 5prozentigem Nickelstahl (Abb. 12); Chrom-Nickel-Stahl (2 % Ni, 1 % Cr (Abb. 12); 5prozentigem Wolframstahl, gegläht (Abb. 12 und 13); 5prozentigem Wolframstahl, gehärtet (Abb. 13); 10prozentigem Kobaltmagnetstahl (Abb. 14); 20prozentigem Kobaltmagnetstahl (Abbildung 14); 30prozentigem Kobaltmagnetstahl (Abb. 14.)

Die Stähle sind nach steigenden Koerzitivkräften geordnet; da die Koerzitivkraft des 20prozentigen Kobaltmagnetstahles mehr als das 1000fache derjenigen des 50prozentigen Nickelstahles beträgt, so kann nicht für alle Kurven der gleiche Maßstab zugrunde gelegt werden. Für Abb. 9 bis 11 (Stähle mit kleiner Koerzitivkraft) ist der gleiche Maßstab (Einheit: Feldstärke (\mathcal{H}) = 1 Gauß), für Abb. 12 ein zehnmal größerer (Einheit: \mathcal{H} = 10 Gauß), endlich für Abb. 13 und 14 ein fünfzigmal größerer Maßstab (Einheit: \mathcal{H} = 50 Gauß) zugrunde gelegt.

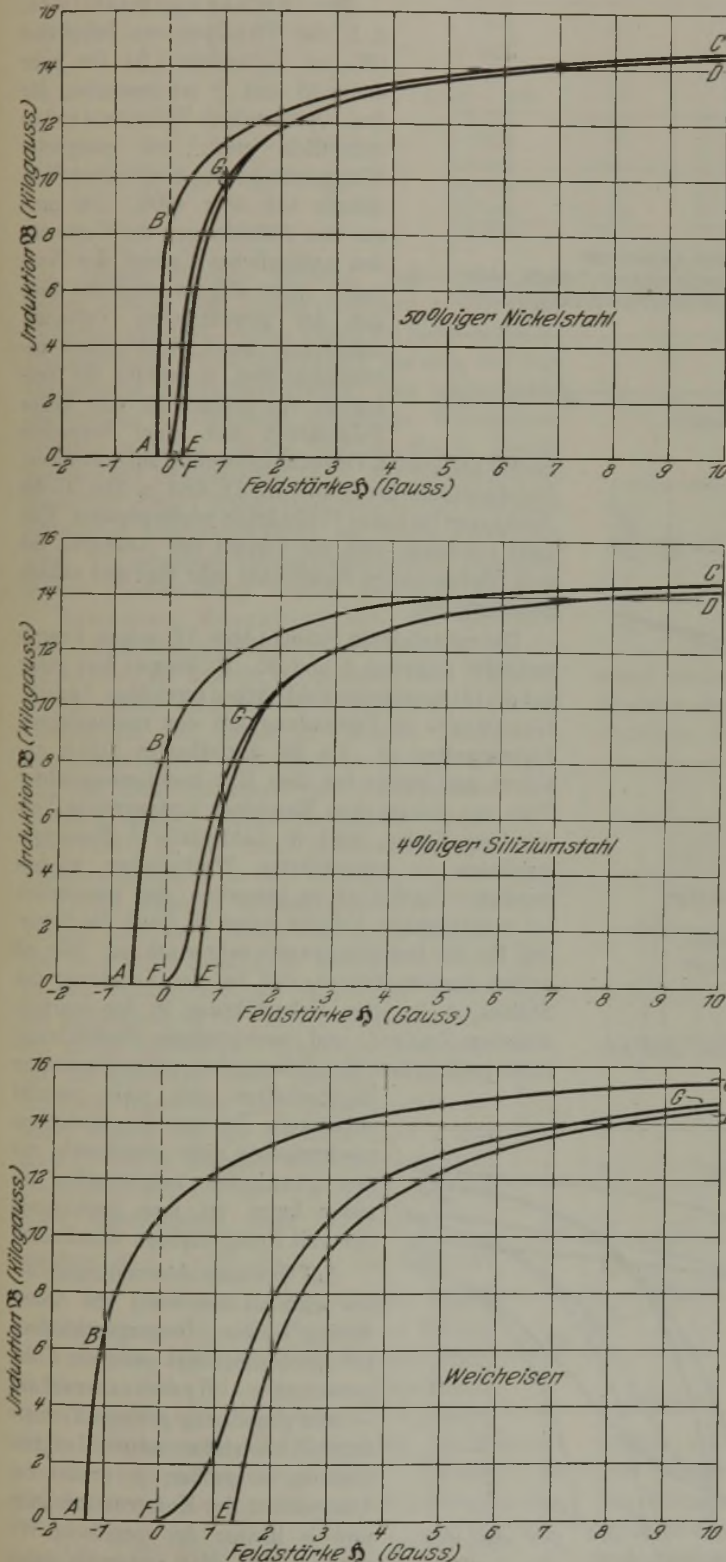


Abbildung 9-11. Magnetisierungskurven.

Abb. 9 bis 11 zeigen, daß bei dem 4prozentigen Siliziumstahl und noch mehr bei dem 50prozentigen Nickelstahl die Hysteresisschleife bedeutend kleineren Flächeninhalt hat als bei Weicheisen.

Die Anfangspermeabilität, d. h. das Verhältnis von Induktion (\mathfrak{B}) zu Feldstärke (\mathfrak{H}) für sehr kleine \mathfrak{B} und \mathfrak{H} ist besonders für den 50prozentigen Nickelstahl außerordentlich groß; bei geeigneter Wärmebehandlung steigt dieses Verhältnis auf über 4000. Da man aus den Abbildungen die Werte für den anfänglichen Verlauf der Neukurve nicht ablesen kann und diese mit der gewöhnlichen Versuchsanordnung auch nicht genau bestimmbar sind, so werden die Neukurven von Stählen für sehr kleine Feldstärken mit einer besonders

hierfür geeigneten Versuchsanordnung aufgenommen. Für die Stähle der Abb. 9 bis 11 sind in Abb. 15 die Neukurven für kleine Feldstärken wiedergegeben. Man sieht vor allem, daß der Verlauf der Neukurve bei dem 50prozentigen Nickelstahl sehr steil und nahezu geradlinig ist.

Die mittelharten Stähle (Abb. 12) zeigen Koerzitivkräfte zwischen 5 und 20. Es kommt hier mehr auf die für bestimmte Feldstärken erreichten Induktionswerte in Verbindung mit den mechanischen Eigenschaften an. Da die mittelharten Stähle unlegiert und legiert bei dem Bau hochbeanspruchter Teile von elektrischen Maschinen umfangreiche Verwendung finden, sind in Zahlentafel 5 Messungsergebnisse an ausgeführten Werkstücken wiedergegeben. Hierbei ist zu bemerken, daß namentlich bei magnetischen Feldern unter 50 Gauß die Streuung für die Induktionswerte sehr stark ist. Dies ist darauf zurückzuführen, daß bei der Vergütung des Stahles, d. h. seine Ueberführung in den martensitischen Zustand und nachträgliche Rückführung in den perlitischen, die mechanischen und magnetischen Eigenschaften sich nicht parallel entwickeln. Da man die günstigsten mechanischen nicht gleichzeitig mit den günstigsten magnetischen erzielen kann, ist man gezwungen, sich mit Kompromissen abzufinden.

Auf gewissen Anwendungsgebieten wird an den Stahl die Anforderung leichter Ummagnetisierbarkeit unter möglichst geringem Energieverlust — Hysteresisverlust — und gleichzeitig geringer Verluste durch Wirbelströme gestellt. Letztere sind um so größer, je größer der Querschnitt des Konstruktionsteiles und je kleiner der spezifische Widerstand ist. Man unterteilt daher den Querschnitt, indem man ihn

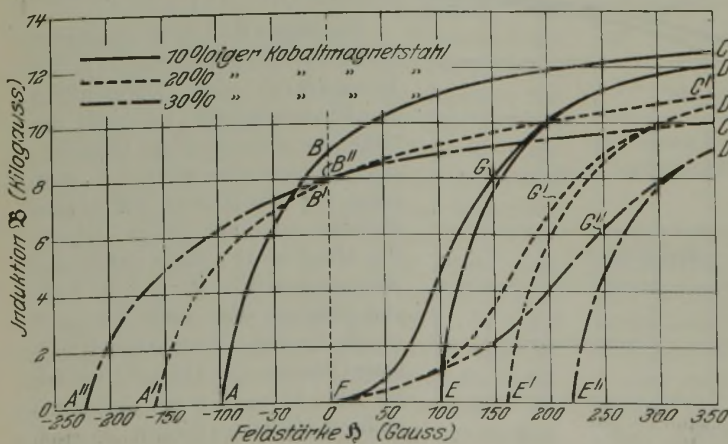
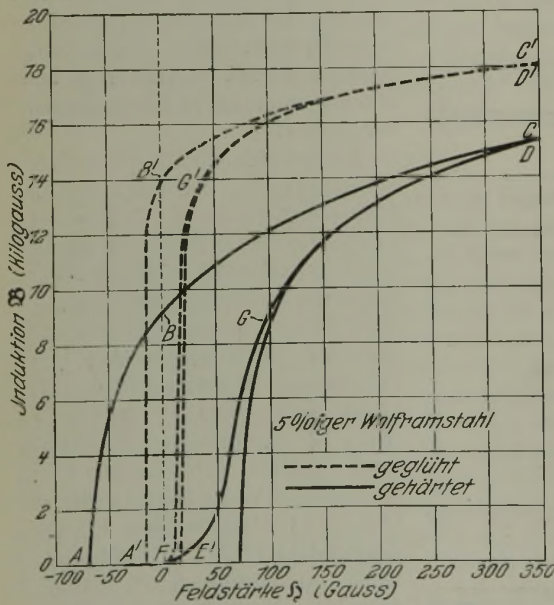
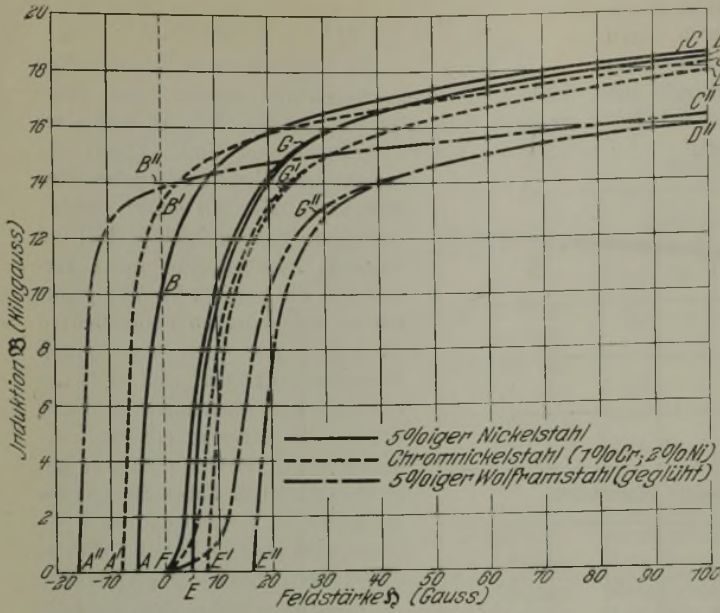


Abbildung 12-14. Magnetisierungskurven.

Zahlentafel 5. Magnetische Induktion verschiedener Stähle bei verschiedenen Feldstärken.
v = vergütet, g = gegläht.

Stahlsorte						Induktion \mathfrak{B} bei:						
C	Mn	Ni	Cr	Streckgrenze kg/mm ²	Bruchgrenze kg/mm ²	Behandlung	Feldstärke in Amperewindungen					
							7,7	25	50	100	200	300
0,4	—	2	1	69	83	v	1 800	14 000	16 300	17 800	19 100	19 800
0,4	1,5	—	—	47	76	v	2 500	11 200	14 300	16 200	17 700	18 500
0,4	—	3	1,5	72	87	v	3 000	14 700	16 200	17 400	18 400	18 900
0,6	—	—	—	45	82	v	4 200	10 600	14 200	16 500	18 200	18 900
0,4	—	2,5	1	53	68	v	5600—7400	15 000	16 300	17 900	19 100	19 700
0,3	—	2	—	34	65	v	8 100	14 300	16 200	17 800	19 300	19 900
0,4	—	3	1	52	71	v	8 200	15 200	16 500	17 800	19 000	19 600
0,2	—	5	—	51	64	g	8 300	14 800	16 800	18 700	19 900	—
0,4	—	—	—	40	60	v	10 400	14 700	16 300	17 700	19 000	19 500
0,3	—	1	—	35	53	v	12 000	15 200	16 300	17 700	19 200	19 800
0,1	—	—	—	22	37	g	14 200	16 200	17 100	18 200	19 900	—

aus dünnen Blechen aufbaut, jedoch ist eine untere Grenze der Dickenverringerung durch die Festigkeit gegeben. Früher wurde zur Herstellung der Dynamobleche Flußstahl gewählt, der zwar den Vorteil geringen Hysteresisverlustes, aber infolge seiner elektrischen Leitfähigkeit erhebliche Wirbelstromverluste bedingte. Heute wird zu diesem Zwecke 4prozentiger Siliziumstahl (Abb. 10) verwendet, der einen sehr großen Widerstand, gleichzeitig aber auch geringeren Hysteresisverlust als reines Eisen aufweist. Die gesamten Arbeitsverluste beim Ummagnetisieren (Verlustziffer) werden hierdurch klein.

Remanenz, Koerzitivkraft. Für eine Reihe von Anwendungsgebieten ist in erster Linie die Remanenz als Maß für die Leistung eines Magneten zu betrachten. Es handelt sich namentlich um solche Instrumente, bei denen der Magnet keinen entmagnetisierenden Wirkungen ausgesetzt ist und der Kraftfluß einen fast geschlossenen Eisenweg findet. Derartige Anwendungsgebiete sind z. B. bei vielen Meßinstrumenten, Telefonapparaten u. dgl. zu finden.

Finden dagegen entmagnetisierende Wirkungen statt, bei offenem Feld (z. B. Magnetos), so tritt der Einfluß der Koerzitivkraft in den Vordergrund als derjenigen Größe, die maßgebend ist für die zum Ummagnetisieren nötige Feldstärke. Allgemein wird man für die Leistung eines Magneten das Produkt aus Remanenz und Koerzitivkraft ansehen können, für die in Zahlentafel 6 und Abb. 13 und 14 Beispiele wiedergegeben sind. Neuerdings wird oft noch zur Kennzeichnung eines Magnetstahles seine „Güte-ziffer“ angegeben, d. i. $\frac{1}{8\pi} (\mathfrak{B} \cdot \mathfrak{H})_{\max}^1$. Zur Entwicklung der günstigsten magnetischen Eigenschaften ist es nötig, die Magnete zu härten, d. h. in den martensitischen Zustand überzuführen. Abb. 13 zeigt den Unterschied der magnetischen Eigenschaften 5prozentigen Wolframstahles im geglähten (perlitischen) und gehärteten martensitischen Zustand. In der Forderung, daß der Magnet im gehärteten Zu-

Zahlentafel 6. Magnetische Eigenschaften von Stählen für Dauermagnete.

C	Cr	Mn	Co	Koerzitivkraft \mathfrak{H}_c	Remanenz \mathfrak{B}_R	Leistung $\mathfrak{H}_c \cdot \mathfrak{B}_R$	Güte-ziffer $\frac{1}{8\pi} \cdot [(\mathfrak{B} \cdot \mathfrak{H})_{\max}]$
1,0	2	—	—	65	9000	585 000	9 000
0,75	5	—	—	70	9000	630 000	11 000
1,0	5	1,0	10	100	9000	900 000	18 000
1,0	5	2	20	160	8000	1 280 000	21 000
1,0	5	2	30	220	8000	1 760 000	28 000

stand verwendbar sein muß, liegt in metallurgischer Hinsicht eine gewisse Schwierigkeit, da es bei entwickelten Magnetformen oft fast aussichtslos er-

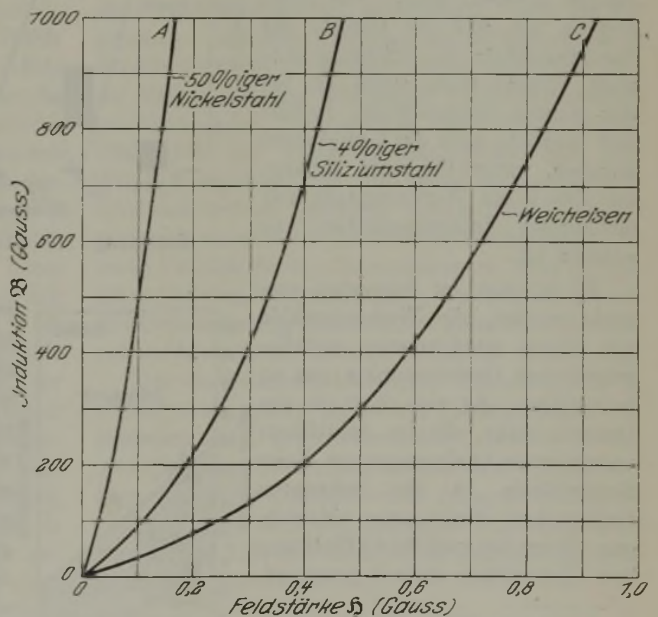


Abbildung 15. Magnetische Anfangskurven.

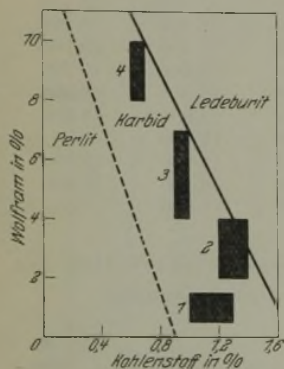
scheint, rißfrei zu härten. Jedenfalls müssen für jede Magnetform die günstigsten Bedingungen für die Wärmebehandlung durch eingehende Versuche ermittelt werden; dies gilt insbesondere auch für die Kobaltmagnetstähle, deren Leistung in magnetischer Beziehung außergewöhnlich hoch ist und diejenigen

¹⁾ J. Würschmidt: Magnetische Prüfmethode mit besonderer Berücksichtigung der Dauermagnete. Vgl. S. 1727 vorliegenden Heftes.

der besten bisher bekannten Magnetstehle um mehr als das Doppelte übersteigt¹⁾.

e) Werkzeugstehle und ihre Eigenschaften.

Für die Stehle der beiden vorhergehenden Abschnitte konnte an Hand mechanischer und physikalischer Prüfungen eine Reihe von Eigenschaften zahlen-



1. Schneidwerkzeuge, Spiralbohrer, Gewindebohrer, Fräser, Sägeblätter usw.
2. Schneidhaltige Formstehle an Revolverbänken und Automaten, Meißel und Stempel.
3. Schneidstehle für sehr harte Arbeitsstücke.
4. Warmpreß- und Ziehmatrizen.

Abbildung 16. Hauptanwendungsgebiete der wolframlegierten Werkzeugstehle.

mäßig angegeben werden. Dies Verfahren ist allgemein für die Werkzeugstehle nicht anwendbar, da die für ihre Verwendung maßgebenden Eigenschaften durch die üblichen Methoden der Materialprüfung nicht erfaßt werden. Um einen Werkzeugstahl auf Eignung zu prüfen, muß man ihn unter Betriebsbedingungen arbeiten lassen. Die Folge hiervon ist, daß im Gebiete der Werkzeugstehle die Erfahrung eine noch größere Rolle spielt als bei den anderen Sonderstehlen. So läßt sich meistens auch der Grund nicht angeben, warum für einen verlangten Zweck ein Werkzeugstahl mit bestimmter Zusammensetzung zu nehmen ist.

Es ist nun im folgenden gesucht worden, die Werkzeugstehle von einem gemeinsamen metallographischen Gesichtspunkte aus zu betrachten. An sich liegt ja der Gedanke nahe, die im Schrifttum angegebenen Analysengrenzen dieser Sonderstehle in die bekannten Guillet'schen Diagramme einzutragen. Wenn dies auch für die Wolfram- bzw. Chromstehle einfach genug ist,

so war doch für die gemeinsam legierten Stehle ein Ausweg zu finden, um das Raumdiagramm zu umgehen.

Abb. 16 zeigt das Diagramm der Wolframstehle. Die Einteilung desselben erfolgte nicht unmittelbar nach Guillet, sondern in Anlehnung an die Arbeit von Oberhoffer, Daeves und Rapatz²⁾. Der Teil des Schaubildes links der gestrichelten Linie (eutektoide Linie) gibt die Wolframstehle mit ferritisch-perlitischem Gefüge wieder, der mittlere Teil des Schaubildes die mit freiem Sekundärkarbid und der rechte Teil des Schaubildes oberhalb der ausgezogenen Linie (Löslichkeitslinie) die mit Ledeburit. Einem Vorschlag von Rapatz³⁾ zufolge seien letztere als Ledeburitstehle bezeichnet; die des Mittelgebietes wird man als Karbidstehle und die links der „eutektoiden“ Linie als Perlitstehle benennen können. Aus Abb. 16 ist ersichtlich, daß bis auf einen kleinen Zwickel die wolframhaltigen Werkzeugstehle der Karbidgruppe angehören. Die Hauptanwendungsgebiete der Stehle sind in der Abbildung selbst verzeichnet.

Auch aus dem Schaubild der Chromstehle (Abb. 17) ist zu entnehmen, daß die eigentlichen Werkzeugstehle der Karbidgruppe angehören. Nur die Stehle für Hand- und Preßluftmeißel, Ziehstempel u. dgl.,

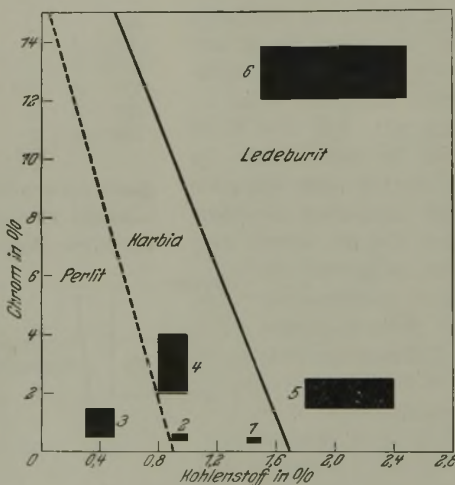


Abbildung 17. Hauptanwendungsgebiete der chromlegierten Werkzeugstehle.

1. Fräser, Rasiermesser, Sägefeilen, Steinbearbeitungswerkzeuge, Feilhauermeißel usw.
2. Spiralbohrer, Sägeblätter, Schnitte.
3. Hand- und Preßluftmeißel, Ziehstempel u. dgl.
4. Lochdorne, Stempel, Kaltwalzen.
5. Zieheisen für geringere Beanspruchung.
6. Zieheisen für hohe Beanspruchung, empfindliche Schnitte und Stanzen.

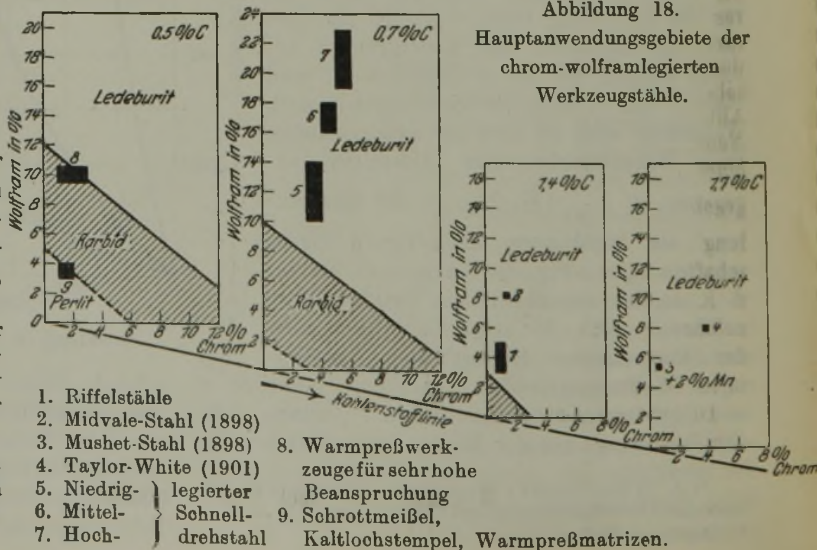
¹⁾ Vgl. hierzu: G. Hannack: Ueber Magnetstahl unter besonderer Berücksichtigung der Beziehungen zwischen Kohlenstoff und den magnetischen Eigenschaften. St. u. E. 44 (1924), S. 1237.

²⁾ St. u. E. 44 (1924), S. 432/5.

³⁾ Bericht Nr. 41 des Werkstoffausschusses V. d. Eisenh. — Zu beziehen vom Verlag Stahleisen m. b. H. in Düsseldorf.

Abbildung 18.

Hauptanwendungsgebiete der chrom-wolframlegierten Werkzeugstehle.



1. Riffelstehle
2. Midvale-Stahl (1898)
3. Mushet-Stahl (1898)
4. Taylor-White (1901)
5. Niedrig- } legierter
6. Mittel- } Schnell-
7. Hoch- } drehstahl
8. Warmpreßwerkzeuge für sehr hohe Beanspruchung
9. Schrottmeißel, Kaltlochstempel, Warmpreßmatrizen.

welche ihrer Anwendung nach einen geringeren Kohlenstoffgehalt verlangen, liegen in dem ferritisch-perlitischen Teil des Schaubildes. Als eine Spezialanwendung der Chromstähle hat man die Stähle für Zieheisen anzusehen, welche eine hohe Härte besitzen müssen und im ledeburitischen Teil des Schaubildes liegen.

Ein Vergleich der beiden Schaubilder läßt erkennen, daß in dem Anwendungsgebiet der Stähle der Karbidgruppe bis jeweilig 4 % praktisch kein Unterschied besteht. Die höher legierten reinen Wolframstähle weisen in ihrer Anwendung als Schnittstähle und als Warmpreß- und Ziehmatrizen, von denen ein erhöhter Widerstand gegen Anlassen gefordert wird, schon auf ihr Hauptanwendungsgebiet als Schnellarbeitsstähle hin.

Die Chrom-Wolfram-Stähle sind in den Schaubildern der Abb. 18 zur Darstellung gebracht. Die Schaubilder stellen in vereinfachter Auffassung einzelne Schnitte durch das Raumdigramm bei verschiedenen Kohlenstoffgehalten dar. Es ist aus ihnen ersichtlich, daß die eutectoide Linie sowie die Löslichkeitslinie mit steigendem Kohlenstoffgehalt schräg nach unten fallen und verschwinden. Nur bei 0,5 % Kohlenstoff sind noch die drei Gefügegebiete vorhanden. In diesem Schaubild sind die Stähle Nr. 8 gewissermaßen eine Wiederholung der Stähle Nr. 4 des Schaubildes der reinen Wolframstähle; die Stähle Nr. 9 gelten einmal für geringere Anforderungen als die Stähle Nr. 8, andererseits haben sie mit den Stählen Nr. 2 des Wolframstahl-Schaubildes verschiedene Anwendungen gemeinsam. Der Gruppe 3 dieses Schaubildes entsprechen in Abb. 18 die Stähle Nr. 1 des Schaubildes mit 1,4 % Kohlenstoff. Diese Gruppe stellt die Riffelstähle dar, welche vor den Schnelldrehstählen schon vorhanden waren¹⁾. Als Ausgangsstähle für die heutigen Schnellarbeitsstähle haben die beiden Stähle Nr. 2 und 3 zu gelten, der Midvale- und der Mushet-Stahl, und zwar ersterer mehr als letzterer. Der Mushet-Stahl war ein selbsthärtender Mangan-Wolfram-Stahl, während der Midvale-Stahl ein Chrom-Wolfram-Stahl gewesen ist, von dem sich der erste Taylor-White-Stahl (Nr. 4) wenig unterschied. Die Zusammensetzung der genannten Stähle war folgende:

	C	Mn	Cr	W
Midvale (1898)	1,39	0,32	1,46	8,48
Mushet (1898)	2,40	1,90	0,49	5,72
Taylor-White (1901) .	1,85	0,30	3,80	8,00

Die weitere Entwicklung führte dann zu den in Abb. 18 mit Nr. 5, 6 und 7 bezeichneten Schnellarbeitsstählen. Bei den beiden letzten gesellte sich dann neben Chrom und Wolfram später noch Vanadium in der Zusammensetzung hinzu.

¹⁾ Vgl. St. u. E. 22 (1902), S. 530.

Zahlentafel 7. Leistungsversuche von Schneidstählen an vergütetem Chrom-Nickel-Stahl von 100 kg/mm² Festigkeit.

Vorschub: 1,1 mm; Spantiefe: 4 mm.

Nr.	Bezeichnung	Härtung	Schnittgeschwindigkeit m/min	Abgedrehtes Spangewicht je st in kg	Relative Ver- gleich	Relative Preissteige- rung	Güte- ziffer
1	Riffelstahl	800°/Wass.	4	5,39	1	1	1
2	Midvale-Stahl 1898	1100°/Oel	4,5	7,09	1,31	1,33	0,99
3	Mushet-Stahl 1898	900°/Oel	4,5	5,29	0,98	1,26	0,78
4	Taylor-White 1901	1000°/Oel	4,5	5,80	1,08	1,38	0,78
5	Niedriglegierter Schnelldrehstahl	1150°/Oel	7,2	14,95	2,77	1,60	1,73
6	Mittellegierter Schnelldrehstahl mit 0,3 % V	1250°/Oel	11,0	23,85	4,20	2,10	2,00
7	Hochlegierter Schnelldrehstahl mit 0,5—1 % V	1280°/Oel	15,0	30,55	5,65	2,66	2,10

Nach den Ausführungen am Beginn des vorliegenden Abschnittes können zahlenmäßige Methoden allgemein für die Beurteilung der Werkzeugstähle nicht herangezogen werden. Hiervon machen jedoch die Schneidstähle eine Ausnahme; bei ihnen läßt sich an Hand von Drehversuchen ein Leistungsfaktor angeben. Als Beispiel für eine derartige Untersuchung seien die Ergebnisse der in Abb. 18 mit 1 bis 7 bezeichneten Stähle beschrieben.

Die Leistung wurde auf vergütetem Chrom-Nickel-Stahl mit 100 kg Festigkeit ermittelt. Nach den vorliegenden Erfahrungen wurde die Schnittgeschwindigkeit so gewählt, daß jeder Stahl sein Höchstmaß an Leistung hergeben konnte, ohne zu rasch stumpf zu werden. Zahlentafel 7 zeigt die Ergebnisse. Aus dem Vergleich der Spangewichte je Stunde mit dem des Riffelstahls ist ersichtlich, daß der Mushet- und der anfängliche Taylor-White-Stahl praktisch keine Verbesserung darstellen. Die Erörterungen der deutschen Stahlwerke über den Taylor-White-Stahl zur Zeit seines erstmaligen Erscheinens werden hierdurch verständlich, denn die seinerzeit angestellten Drehversuche erbrachten keinerlei Vorzüge dieses „Geheimhärtners“ über gewisse schon bestehende Stahlmarken²⁾. Weiter hätte die relative Preissteigerung dieses Stahles als zu stark bezeichnet werden müssen, da seine Güteziffer unter 1 lag.

Erst die Weiterentwicklung der Schnelldrehstähle, woran auch unsere deutschen Edeltahlwerke erheblichen Anteil genommen haben³⁾, brachte in dem niedriglegierten Schnellarbeitsstahl einen Stahl mit einer Güteziffer gegenüber dem früheren Riffelstahl von 1,73. Bei dem mittellegierten Schnelldrehstahl stieg sie auf 2,00 und erreichte bei dem hochlegierten Stahl den Stand von 2,10.

Zusammenfassung.

1. Es wird die Bedeutung der Festigkeitseigenschaften als Gütemaßstab erläutert.

2. Die mechanischen und physikalischen Eigenschaften der wichtigsten Edeltahlarten werden in Zahlentafeln und graphischen Darstellungen veranschaulicht.

²⁾ St. u. E. 21 (1901), S. 176.

³⁾ Mathews: Proc. Am. Soc. Test. Mat. 29 1919), S.143.

Die technisch-wirtschaftliche Bedeutung des Edelstahls.

Von Dr. O. Böhler in Wien¹⁾.

(„Stahl“ und „Edelstahl“. Grundlagen und Entwicklung der Edeltahlerzeugung. Die technisch-wirtschaftliche Bedeutung der Edeltahlerzeugung. Edelstahl als Verbilliger der Erzeugung und Anreger technischen Fortschritts. Aufgaben und Ziele der Edeltahlindustrie.)

Die Bezeichnung „Edelstahl“ ist nach dem Sprachgefühl in gewissem Sinne ein Pleonasmus. Schon mit der Bezeichnung „Stahl“ verbindet sich die Vorstellung einer besonders guten, festen und harten Eisensorte. Dies hat sich auch im allgemeinen Verkehr nicht geändert, und nur in Fachkreisen wurde die Bezeichnung Stahl zu verschiedenen Zeiten für verschiedene Erzeugnisse angewendet. Während bis in die Mitte des vorigen Jahrhunderts die Fachbezeichnung mit dem Sprachgebrauch vollkommen übereinstimmte, ist seit dieser Zeit ein Zwiespalt entstanden, der schließlich dazu führte, daß man zum Stahl nur jene schmiedbaren Eisensorten rechnen wollte, welche die charakteristische Eigenschaft der Härbarkeit haben. Besonders die deutschen Eisenhüttenleute hielten sehr zähe an dieser Begriffsbestimmung fest, und noch bei dem Internationalen Kongreß für Materialprüfung der Technik im Jahre 1912 in New York haben sich die Professoren Martens und Heyn dem englischen Vorschlag nicht angeschlossen, die Bezeichnung Stahl für alle im flüssigen Zustand hergestellten schmiedbaren Eisensorten gelten zu lassen. Unterstützung fand damals die deutsche Auffassung bei dem Engländer Cushman, der sich lebhaft für die Beibehaltung der Härbarkeit als Kennzeichen des Stahles einsetzte.

Heute ist jedoch der Kampf zugunsten der Auffassung entschieden, daß die Bezeichnung Stahl für alles flüssig erzeugte schmiedbare Eisen gilt. Der Normenausschuß der Deutschen Industrie hat sich vor wenigen Monaten offiziell zu dieser Auffassung bekannt, und der Oesterreichische Normenausschuß ist diesem Beispiel gefolgt.

Weil nun — wenn man so sagen darf — die Bezeichnung Stahl derart herabgesetzt worden ist, so verlangte der Sprachgebrauch nach einem neuen Wort, um das, was früher unter Stahl schlechtweg verstanden wurde, zu bezeichnen. Man hat sich eine Zeitlang mit dem Ausdruck „Qualitätsstahl“ beholfen, bis vor etwa 10 Jahren die Bezeichnung „Edelstahl“ aufkam. Diese Bezeichnung ist, wie die schnelle Verbreitung beweist, sehr gut gewählt.

Wenn es auch schwer ist, eine genaue Begriffsbestimmung für Edelstahl zu geben, so ist gefühlsmäßig durch dieses Wort eine sehr genaue Abgrenzung der damit belegten Erzeugnisse von anderen Eisensorten gegeben. Edelstahl muß, um diesen Namen zu verdienen, 1. edel sein durch seinen Erzeugungsgang vom Rohstoff bis zum Fertigerzeugnis, 2. edel sein durch seine Eigenschaften, seine Zusammensetzung und seinen Gefügebau.

Direktor Dr.-Ing. Eilender²⁾ hat in seinem Vortrage dargelegt, wie schwierig es ist, der ersten Bedin-

gung zu entsprechen. Ich möchte nur hinzufügen, daß in diesem Belange die theoretische Erkenntnis der chemischen und physikalischen Bedingungen, unter denen Edelstahl entsteht, von besonderer Wichtigkeit gewesen ist. Kein anderer Zweig des Hüttenwesens ist in gleichem Maße von wissenschaftlichen Untersuchungen befruchtet worden wie die Edeltahlerzeugung. Seitdem van't Hoff seine Theorie der festen Lösungen aufgestellt hat, ist ein ganz neuer Zweig der Wissenschaft in der Metallographie entstanden, welche seit etwa 20 Jahren die größte Bedeutung für die Ausgestaltung der Herstellungsverfahren und aller Bedingungen für die Weiterbehandlung von Edeltählen gewonnen hat.

Aus dem Vortrag von Professor Dr.-Ing. Goerens³⁾ ist zu entnehmen, welche Eigenschaften und welche Zusammensetzung man für einen Edelstahl beanspruchen muß, damit er diesen Namen verdient, wie also der zweiten Bedingung, die ich aufgestellt habe, Rechnung getragen wird.

Es entsteht nun die Frage, wie die Betriebe aussehen müssen, die ein Erzeugnis zu liefern imstande sind, das beiden Bedingungen entspricht. Solche Betriebe müssen die nötigen Einrichtungen besitzen, um Edeltähle schmelzen zu können, um sie mit der größten Sorgfalt weiterverarbeiten zu können; sie müssen die nötigen wissenschaftlichen Behelfe zur Verfügung haben und sie müssen vor allem aber einen Arbeiter- und Beamtenstamm haben, der auf die besonderen Bedingungen der Erzeugung von Edeltählen ganz und gar eingestellt ist.

Da in jenen Betrieben, wo es in erster Linie darauf ankommt, große Mengen von Eisen mit möglichst geringen Erzeugungskosten herzustellen, diese Bedingungen nicht erfüllt sind und auch nicht erfüllt werden können, hat sich die Edeltahlindustrie sehr scharf von der übrigen Eisen- und Stahlindustrie abgesetzt. Sie bildet einen ganz selbständigen Zweig der Eisenerzeugung und wird es meiner festen Ueberzeugung nach auch immer bleiben. Man kann daher mit vollem Recht die selbständige Bedeutung des Edeltahls in technisch-wirtschaftlicher Hinsicht für sich betrachten. Der Umstand, daß bei manchen Großeisenwerken auch eine Edeltahlerzeugung betrieben wird, ist kein Gegenbeweis hierfür. In diesen Werken wird überall der Edelstahl in vollkommen getrennten Abteilungen hergestellt, die meistens auch räumlich von dem übrigen Werke abgesondert sind, die ihre eigenen Anlagen haben und ihr eigenes Personal.

Es gehört zum Bilde des Edeltahlwerkes außerdem die überall vorhandene eigene Verkaufseinrichtung. Diese enge Verbindung von Erzeugung und Verkauf ist aus dem Bedürfnis herausgewachsen, den Erzeuger und den Verbraucher von Edelstahl in

¹⁾ Vortrag vor dem Edeltahlverband anlässlich der Feier seines zehnjährigen Bestehens am 19. Dezember 1924 in Düsseldorf.

²⁾ Siehe S. 1637 vorliegenden Heftes.

³⁾ Siehe S. 1645 vorliegenden Heftes.

unmittelbare Berührung zu bringen. Es ist ebenso notwendig, daß der Erzeuger genaue Kenntnis von den Anforderungen erhält, die an den Edeldstahl gestellt werden, wie, daß der Verbraucher darüber unterrichtet wird, welche Bedingungen für die zweckmäßige Verwendung der einzelnen Edeldstahlarten bestehen.

Die Entwicklung der Edeldstahlindustrie auf den eben angegebenen Grundlagen hat vor etwa 50 Jahren begonnen und einen besonderen Aufschwung seit der Jahrhundertwende genommen. Leider ist es unmöglich, dies in statistischen Ausweisen zur Anschauung zu bringen. Es bestehen bedauerlicherweise bei den in Betracht kommenden Stellen keine Anhalt bietenden Aufschreibungen, welche der Sonderstellung des Edeldstahls Rechnung tragen. Man kann jedoch mit ziemlicher Sicherheit Schätzungen vornehmen, und die Abb. 1 mag als Anhaltspunkt für die Entwicklung der Edeldstahlindustrie dienen. Sie erhebt keinen Anspruch auf vollkommene Genauigkeit, dürfte aber nicht sehr weit von

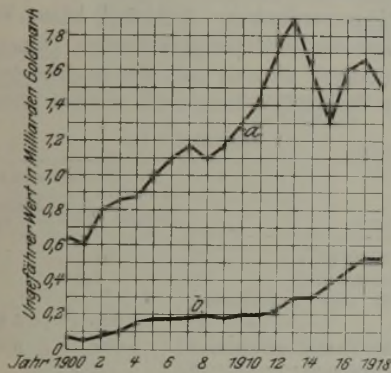


Abbildung 1. Wert der Erzeugnisse
a der Eisenindustrie,
b der Edeldstahlindustrie.

der Wahrheit abweichen. Es ist daraus zu ersehen, welche große wirtschaftliche Bedeutung die Edeldstahlindustrie, die meistens als ein unbedeutender Zweig der Gesamt-Eisenindustrie angesehen wird, in Wirklichkeit besitzt.

Noch wesentlich wichtiger als diese gleichsam unmittelbare ist zweifellos die mittelbare Bedeutung der Edeldstahlindustrie für die Gesamtwirtschaft. Sie besteht darin, daß durch die Lieferung geeigneter Werkzeug- und Baustähle auf allen Gebieten gewerblicher Tätigkeit die wirtschaftliche Erzeugung erst möglich gemacht wird. Hierüber einen einigermaßen vollkommenen Ueberblick zu geben, ist schlechterdings unmöglich, da man hier sonst jede mögliche Arbeit, angefangen von Landwirtschaft und Bergbau bis zu der letzten Verfeinerung täglicher Bedarfsgegenstände, aufzählen müßte. Es sollen nur einige Beispiele ein Bild dafür geben, wie tief einschneidend die Veränderungen sein können, welche durch die Verbesserung der Eigenschaften der Edeldstähle entstehen.

Ein besonders gutes Beispiel ist der Schnelldrehstahl. Es ist heute schwer, sich den Umschwung zu veranschaulichen, den die Einführung des Schnelldrehstahls in der ganzen eisen- und metallverarbeitenden Industrie hervorgerufen hat. Als im Jahre

1900 der Taylorsche Schnelldrehstahl auf der Pariser Weltausstellung gezeigt wurde, war trotz der überraschenden Leistungsfähigkeit das einzige Echo in „Stahl und Eisen“ ein kurzes, skeptisches Referat. Aber schon im nächsten Jahre, 1901, brachte die Zeitschrift in rascher Folge eine Reihe von Berichten über gleichartige Leistungen deutscher und österreichischer Schnelldrehstähle. In dieser kurzen Zeitspanne hatte sich die Erkenntnis von der Ueberlegenheit der neuen Stahlart durchgesetzt.

Die Schnittfähigkeit des gewöhnlichen Kohlenstoffstahls wird bekanntlich durch die Anlaßwirkung der Zerspanungswärme so begrenzt, daß sie bei etwa 180° nachläßt und bei etwa 350° völlig verschwindet; wohingegen Schnelldrehstahl seine Härte- und Schnittfähigkeit bis zu beginnender Rotglut beibehalten vermag. Diese „Rotgluthärte“ befähigt das arbeitende Schnelldrehstahlwerkzeug, viel mehr Zerspanungswärme ohne Gefahr aufzunehmen und durch Ableitung und Ausstrahlung wieder abzugeben. Die Folge ist, daß die günstigste Schnittgeschwindigkeit für das Drehen weichen und mittelharten Werkstoffes für Schnelldrehstahl auf 15 bis 25 m für das Schruppen und 25 bis 60 m für das Schlichten, je nach Spantiefe und Vorschub gesteigert werden kann, während sie bei Kohlenstoffstahlmessern nur 6 bis 8 m beträgt.

Die Auswirkung dieses zunächst metallurgischen Fortschritts — erhöhte Anlaßwiderstandsfähigkeit eines Stahls — ist auf die Entwicklung der gesamten Eisen verarbeitenden Industrie von umwälzender Bedeutung geworden. Am reinsten spiegelt sich diese Umwälzung im Werkzeugmaschinenbau wider.

Vor der Einführung des Schnelldrehstahls stand die bauliche Durchbildung der Werkzeugmaschinen auf einer recht niedrigen Stufe. Den schwachen Leistungen der damals benutzten Werkzeugstähle genügte ein im übrigen meist grotesk bemessener und zusammengebauter Maschinenkörper. Das Bild änderte sich jedoch, sobald man diese Bänke mit Schnelldrehstahlwerkzeugen arbeiten ließ. Der neue Stahl selbst war den gewaltig gesteigerten Schnittgeschwindigkeiten und Schnittdrücken ohne weiteres gewachsen; die Maschine jedoch versagte bei der erhöhten Leistung in fast allen ihren Teilen. Durch die zweckmäßigere Bemessung der Einzelteile, ihre Herstellung aus besserem Baustoff, die Einfügung neuartiger Antriebs-elemente, den geschlossenen Zusammenbau entwickelte sich in der Folge aus der bis dahin vernachlässigten Werkzeugmaschine ein Gebilde, dessen zweckentsprechende Durchgestaltung der Leistungsfähigkeit des neuen Stahles in vollkommenster Weise angepaßt war.

Die Gegenüberstellung der Abb. 2 und 3 mag die Entwicklung veranschaulichen: eine starke Drehbank aus dem Jahre 1900 und eine moderne Drehbank gleicher Spitzhöhe.

In diesem Zusammenhange möge auch ein annähernder Vergleich der Leistungen Platz finden. Noch vor 25 Jahren galt eine Drehbank, die 10 kg Späne in der Stunde entnahm, als außerordentlich stark; heute ist die 40fache Leistung nichts Seltenes

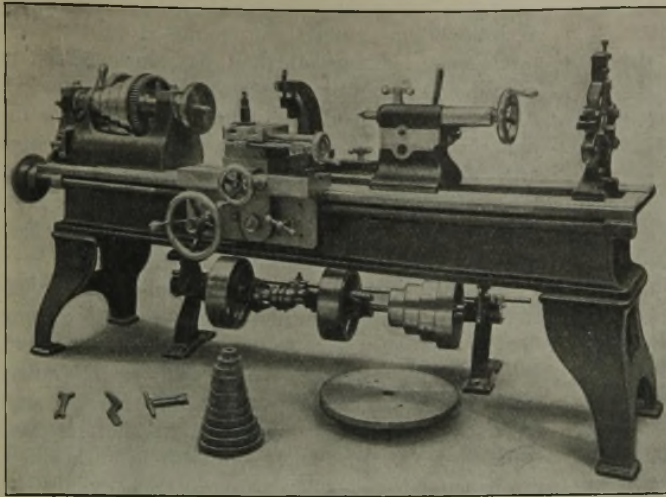


Abbildung 2. Drehbank aus dem Jahre 1900.

mehr. Man kann wohl sagen, daß die Einführung des Schnelldrehstahls, im großen Durchschnitt genommen, die Verspannungsmenge auf die Einheit der Stahlschneide gerechnet, auf das Vierfache gesteigert hat. Unter dieser Annahme ist die Abb. 4 entworfen, welche für den normalen Werkstättenbetrieb die gesamten Betriebskosten bei Verwendung von Kohlenstoffstahl bzw. Schnelldrehstahl darstellt. Es ergibt sich daraus eine Verringerung der Gesamtbetriebskosten auf 43 %.

Eine ähnlich wichtige Rolle wie dem Schnelldrehstahl in der Entwicklung des Werkzeugmaschinenbaues und der gesamten Werkstättenbetriebe kommt den hochwertigen Baustählen, deren kennzeichnender Vertreter der Chromnickelstahl ist, in der Entwicklung des Fahrzeugbaues zu, obschon hier noch die sich bietenden Möglichkeiten längst nicht erschöpft sind.

Überall dort, wo die Antriebsmaschine eines Fahrzeuges auf weite Strecken mitbefördert werden muß, wächst natürlich der Aktionsradius des Fahrzeuges in ungeahntem Maße, sobald es gelingt, das Gewicht der Maschine je Pferdestärke entscheidend zu verringern. Das eine in diesem Zusammenhange nicht weiter zu betrachtende Mittel besteht im Uebergang zu anderen Antriebsverfahren (Dampfmaschine — Turbine — Verbrennungsmotor). Die zweite Möglichkeit wird an Hand gegeben durch den Gebrauch von Baustählen, deren verbesserte Festigkeitseigenschaften bei gleichem Gewicht der Maschinenteile die Übertragung viel stärkerer Kräfte gestatten, oder bei Übertragung gleicher Kräfte eine erhebliche Verminderung des Maschinengewichtes zulassen.

Diese Gewichtsverminderung der Antriebsmaschine hatte den

¹⁾ Herbert Kyser: Die elektrische Kraftübertragung, Bd. 1. (Berlin: Julius Springer 1912), S. 202.

größten Einfluß auf die Entwicklung des Kraftwagen- und Flugzeugbaues sowie den Bau der Torpedo- und Unterseeboote. Eine rohe Anhaltszahl mag die Entwicklung veranschaulichen. Bei einem gewöhnlichen Frachtdampfer wiegt die gesamte Maschinenanlage etwa 200 kg je Pferdestärke. Beim Torpedoboot wiegt eine Pferdestärke der Maschinenanlage nur etwa 20 kg. Beim Kraftwagen beträgt das Gewicht je Pferdestärke nur mehr etwa 12 kg, beim Flugzeug gar nur etwa 3 kg.

Viele und eindrucksvolle Beispiele für die umwälzende Bedeutung des Edlstahls lassen sich aus der Elektrotechnik anführen. Die Starkstromtechnik und die Schwachstromtechnik, einschließlich des gesamten Fernmelde-

wesens, haben ihre neuzeitliche Entwicklung vielfach nur dem Vorhandensein geeigneter Edlstähle zu verdanken. Jedenfalls hätten Einrichtungen mit den heutigen gigantischen Dimensionen und Wirkungen niemals mit den ursprünglich verwendeten Rohstoffen hergestellt werden können.

Zahlentafel 1.

	Transformator mit	
	gewöhnl. Blech	hochlegiertem Blech
Wirkungsgrad%	97,5	97,85
Spannungsabfall%	1,4	1,4
Gewicht des Transformators kg	3 700	3 500
Preis des Transformators <i>ℳ</i>	5 600,—	6 000,—
Kupferverluste%	1,4	1,4
Eisenverluste%	1,1	0,75
Benutzungsdauer je Jahr bei Vollast st	400	400
Jährliche Betriebsstunden	8 750	8 750
Gesamte Kupferverluste	kWst 1 680	1 680
Gesamte Eisenverluste kWst	28 875	19 688
Gesamtverluste . . . kWst	30 555	21 368
Jahreswirkungsgrad . . .%	80	85

Als Beleg greife ich ein Beispiel aus dem Transformatorbau heraus, welches von H. Kyser¹⁾ im Jahre 1912 veröffentlicht worden ist. Er schreibt:

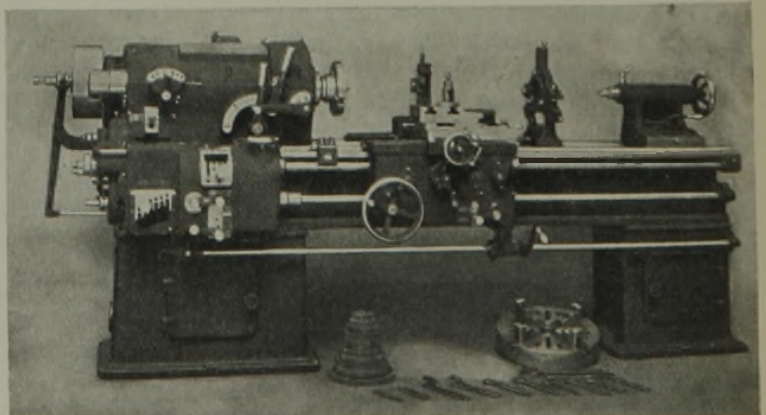


Abbildung 3. Neuzeitliche Drehbank, gleiche Spitzenhöhe wie Abb. 2.

„Es sollen drei Drehstrom-Transformatoren mit einer Leistung von je 300 kVA dauernd eingeschaltet sein. Die Dauer der Vollbelastung betrage im Jahre 400 st bei einem Leistungsfaktor an den Sekundärklemmen von $\cos \varphi = 1$. Das Uebersetzungsverhältnis sei 20 000/2000 Volt; die Periodenzahl = 50. In der Zahlentafel¹⁾ sind die Werte für die Transformatoren und für die Ermittlung des Jahreswirkungsgrades zusammengestellt.

Bei einem Strompreis von 0,04 *M* je kWst würden somit die Ausgaben zur Deckung der Verluste betragen:

$$3 \times 30\,555 \times 0,04 = 3666,60 \text{ } M$$

$$3 \times 21\,368 \times 0,04 = 2564,16 \text{ } M$$

$$\text{Gesamtersparnis } 1102,44 \text{ } M$$

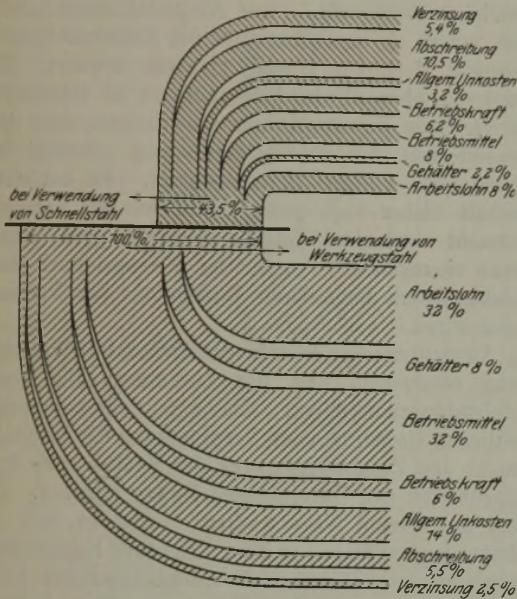


Abbildung 4. Werkstättenbetriebskosten bei Verwendung von Kohlenstoffstahl und Schnelldrehstahl.

Dieser Ersparnis steht gegenüber der höhere Anschaffungspreis mit $3 \times 400 = 1200,- M$, der demnach schon in einem Betriebsjahr ausgeglichen wird. Die Mehrausgaben für Verzinsung und Abschreibung des Anlagekapitals würden bei einer Gesamtquote von 12,5 % im Jahre 150,— *M* ausmachen, so daß eine Ersparnis von 950,— *M* erzielt werden würde.“

An diesen Beispielen möchte ich es bewenden lassen und versage mir insbesondere ein Eingehen auf die Kriegsmaterialerzeugung, bei welcher die Verwendung von Edeldstahl ganz außerordentliche Bedeutung gewonnen hat.

Sie beweisen zur Genüge, daß die Verwendung der besseren, wenn auch teureren Edeldstähle wesentliche wirtschaftliche Vorteile bringt. Es muß also erstens die verbrauchende Industrie immer mehr Edeldstahl verwenden, zweitens die erzeugende Industrie immer bessere Edeldstähle herstellen. Dies heißt für die Edeldstahlindustrie nur den Weg fortsetzen, den sie schon bisher verfolgt hat.

Ich glaube, daß die in dieser Hinsicht erreichten Erfolge von den Verbrauchern eigentlich viel zu

wenig gewürdigt werden. Welch verwirrende Fülle neuer, teilweise entgegengesetzter Anforderungen hat der Verbraucher nach und nach gestellt; es wurden verlangt: Stähle mit erhöhter Festigkeit, höherer Dehnung, höherer Zähigkeit, solche, die unmagnetisch sind, andere, die möglichst viel Magnetismus annehmen und auch festhalten, dann wieder solche, die möglichst viel Magnetismus annehmen, ihn aber möglichst leicht und völlig wieder abgeben; Stähle, die ihre Härte bis zur Rotglut beibehalten, andere wieder, die so weich wie Kupfer sein sollen; Stähle, die nicht zundern und nicht rosten sollen; solche, die hohe oder geringe elektrische Leitfähigkeit aufweisen, weiter besonders verschleißfeste Stähle, beim Härten maßhaltige, und viele andere mehr. Wie man sieht, ist die Fülle und Mannigfaltigkeit der Anforderungen erstaunlich. Noch viel erstaunlicher aber und fast ohne Beispiel dastehend ist, wie sie der Edeldstahlwerker nach und nach gemeistert hat. Der Verbraucher bekam, fast reibungslos und sozusagen als Selbstverständlichkeit, über kurz oder lang den Stahl mit den von ihm gewünschten Eigenschaftsverbesserungen.

Wie eben ausgeführt, wird die wirksamste Verbilligung des Edeldstahls im Gebrauch stets durch eine Verbesserung seiner Eigenschaften herbeigeführt werden. Dies schließt natürlich nicht aus, daß auch die Herstellung der Edeldstähle nach Kräften verbilligt werden muß.

Diesem Ziel muß durch stete Verbesserung des metallurgischen Arbeitens entsprochen werden, welches sich in einer Steigerung der Gleichmäßigkeit der Erzeugung sowie in einer Erhöhung des Ausbringens äußern wird.

Der Verbilligung hat ferner die Ausgestaltung des technischen Rüstzeuges zu dienen. Dies braucht nicht in einer Ausbreitung der Betriebe gesucht zu werden. Alle Edeldstahlwerke, wie wohl überhaupt fast die ganze deutsche Industrie, haben ausreichend große und vollwertige Anlagen, um den Bedarf der Verbraucher selbst in Zeiten besserer Konjunktur vollauf zu befriedigen, und zwar gut, gleichmäßig und rasch. Wonach also gestrebt werden muß, ist eine bessere Ausnutzung der vorhandenen Anlagen.

Ein Schritt in dieser Richtung, wenn er auch nicht die gleiche Bedeutung wie bei den großen gemischten Hüttenwerken hat, ist eine zweckmäßige Kraft- und Speicherwirtschaft. Ein weiterer Schritt wäre eine Spezialisierung. Es ist jedoch bei der ganzen Art der Bedarfsdeckung vom Edeldstahl kaum zu erwarten, daß in der gegenwärtigen Zeit die Spezialisierung über das Maß des bisher gleichsam von selbst Gewordenen zu steigern sein wird. Sie bleibt eine Möglichkeit für die weitere Zukunft.

Ein Gebiet jedoch, welches aussichtsreiche Möglichkeiten für die Verbilligung der Edeldstahlerzeugung bietet, ist die Normalisierung der Abmessungen. Die Ersparnismöglichkeit ist hier um so größer, als die Einzelaufträge fast immer klein sind. Die bessere Ausnutzung der Walzwerke und die Möglichkeit geringerer und dabei doch vollständigerer Lagerhal-

tung wird eine Verbilligung und Beschleunigung der Lieferungen zur Folge haben.

Es sei hier jedoch ausdrücklich vor dem Trugschluß gewarnt, daß eine Normalisierung auch der Analysen im Interesse der Verbraucher oder gar der Edelmetallindustrie läge. Eine solche würde bestimmt über kurz oder lang den metallurgischen Fortschritt hemmen, wenn nicht gar unterbinden. Die Marke nämlich, mit welcher das Edelmetallwerk seine verschiedenen Stahlsorten bezeichnet, ist ein Zeichen für deren Güte und Leistungsfähigkeit. Diese Leistungsfähigkeit und Güte beruht ja nur zum Teil auf der Stahlzusammensetzung. Die Sorgfalt im gesamten Erzeugungsgang und die Erfahrung bei der Weiterbehandlung und Verwendung geht als ebenso wesentlicher Bestandteil in die Marke ein, die somit wohl nie einer Normalisierung zugänglich sein wird.

Neben der Vervollkommnung des technischen Rüstzeuges kommt diejenige der Organisation in Betracht. Hohe Unkosten lasten auf dem Edelmetall und verteuern ihn gewaltig, nicht übermäßige Gewinnzuschläge, wie vielfach angenommen wird. Dies kann leicht mit den verhältnismäßig bescheidenen Erträgen großer Edelmetallwerke bewiesen werden, Erträge, die, auf den Umsatz berechnet, schon in der Vorkriegszeit kaum einer normalen Verzinsung entsprechen haben, und die in der Nachkriegszeit sich fast durchweg in Verluste verwandelt haben. Die Zeiten großer Gewinnaufschläge sind jedenfalls schon lange, lange vorbei, und zwar für immer. Dadurch ist auch der Zusammenschluß der deutschen Edelmetallindustrie im Edelmetallverband notwendig geworden und seine Beibehaltung und Ausgestaltung erwünscht. Dadurch läßt sich die Organisation verbessern, lassen sich die Unkosten herabsetzen, damit die Preise verbilligen und der Verbreitung des Edelmetalls neue Wege öffnen.

Zu einem wirklichen Kartell kann sich die Edelmetallindustrie nicht zusammenschließen. Dazu sind ihre Erzeugnisse zu mannigfaltig und zu verschiedenartig. Dafür ist auch die Unmittelbarkeit des Verkehrs zwischen Erzeuger und Verbraucher zu nötig. Aber wenn im Edelmetallverband schon Preise und Verkaufsbedingungen geregelt worden sind, wenn er die Vertretung der Werke gegenüber den Behörden, den Organisationen und anderen Verbänden mit Erfolg besorgt, warum sollten ihm nicht weitere Aufgaben zuwachsen, um den Einkauf der Rohstoffe zu verbilligen, den Austausch von Erfahrungen zu vermitteln und ähnliches mehr?

Die Betrachtung der Organisationsverbesserung wäre unvollständig ohne Stellungnahme zu den

Kapitalzusammenziehungen der letzten Zeit, der sogenannten Konzernbildung. Man unterscheidet dabei die Vereinigung gleichartiger Betriebe — die „horizontale“ Richtung — und diejenige der ungleichartigen — die „vertikale“ Richtung —, bei welcher letzterer vom Rohstoff bis zum fertigen Erzeugnis, ja bis zur Verfrachtung und der Bank, die Güter unter einer Leitung ihren Weg gehen. Diese vertikale Vereinigung ist die neuere, die unter genialen Tatmenschen in den letzten Jahren ungeheure wirtschaftliche Gebilde hat entstehen lassen.

Im kleinen ist die Edelmetallindustrie in gewissem Sinne ein Vorläufer dieser Entwicklung gewesen. Die einzelnen Werke haben sich meist eigene Erz- und Kohlengruben angeschlossen und haben auf der anderen Seite immer mehr Fertigerzeugnisse in ihren Betrieben hergestellt. Diese Ausgestaltungen haben sich, sofern sie dem Charakter des Edelmetall-Unternehmens Rechnung trugen, meistens bewährt. Es fragt sich aber, ob das Edelmetallwerk als Ganzes in die vertikale Konzernbildung hineingehört, denn die Besonderheit der Edelmetallerzeugung erfordert in erster Linie völlige Unabhängigkeit. Es hat sich deshalb bisher auch gezeigt, daß, wo der Versuch gemacht worden ist, Edelmetallwerke in große Konzerne einzugliedern, weder der Konzern noch das Edelmetallwerk besonderen Nutzen aus der Verbindung zogen.

Aussichtsreicher könnte die horizontale Vereinigung erscheinen, also der Zusammenschluß von Edelmetallwerken selbst. Dies entspricht dem neuzeitlichen Bedürfnis nach Vergrößerung der Kapitalmacht und Zusammenfassung der Kräfte, ohne den Eigenheiten der Unternehmen Zwang anzutun. Es sind auf diesem Wege Ansätze vorhanden, und es bleibt abzuwarten, ob in dieser Richtung Fortschritte erzielt werden. Die deutsche Edelmetallindustrie muß und wird aber jedenfalls Mittel und Wege finden, um stark und blühend zu bleiben, den schweren Zeiten zum Trotz.

Zusammenfassung.

Nach einer Erläuterung des Begriffes „Edelmetall“ wird kurz die Grundlage gestreift, auf welcher sich die eigentliche Edelmetallindustrie entwickelt hat. An Hand einiger kennzeichnender Beispiele wird die Bedeutung erörtert, welche der Edelmetallerzeugung im Rahmen der Gesamtwirtschaft zukommt. Es wird gezeigt, in welcher Weise der Edelmetall in der Mehrzahl der Gewerbezweige die Erzeugung verbilligt und den technischen Fortschritt gefördert hat. Zum Schluß wird ein Ausblick auf den zukünftigen Weg der Edelmetallindustrie gegeben.

Neue Beiträge zur Kenntnis des Tiegelzementstahls.

Von Dipl.-Ing. H. Neuhauss in Solingen.

(Gasuntersuchungen aus Zementierkisten, Untersuchungen über das Verhalten von Oxyden und Silikaten beim Zementationsprozeß und Glühungen im Vakuum bei 1120 bis 1160° bringen den Nachweis, daß der Tiegelzementstahl ein außerordentlich sauerstoffarmer Stahl ist. Das Verhalten des Schwefels und Phosphors bei der Zementation wird ermittelt.)

Aus der Entwicklungsgeschichte der Stahlbereitung läßt sich erkennen, daß beim Auftreten eines neuen Stahlherstellungsverfahrens wirtschaftliche Leistungsfähigkeit für das Verdrängen des

Alten durch das Neue entscheidend war. Das Ergebnis dieser Entwicklung findet seinen Ausdruck in den heutigen geringen Produktionszahlen der alten Stahlverfahren, wie Tiegelzementstahl, Raffi-

nierstahl und Damaszenerstahl im Vergleich zu denen der modernen Stahlerzeuger. Man würde jedoch fehlgehen, wollte man aus dieser Tatsache allein die Daseinsberechtigung der alten Stahlverfahren verneinen. Da heute noch einzelne Vertreter der obengenannten alten Stahlerzeuger erhalten geblieben sind, dürfte die Annahme berechtigt sein, daß ihre

einheit dauert ein Brand etwa drei Wochen. Die Rohschiene hat vor der Zementation eine mittlere Analyse von:

0,01	bis	0,15	%	C
0,05	..	0,13	%	Si
0,05	..	0,10	%	Mn
0,015	..	0,03	%	S
0,01	..	0,02	%	P

Die Untersuchung der Gase aus den Zementierkisten zeigt, daß der Zementationsprozeß, bei welchem die Kohlenstoffaufnahme auf 0,9 bis 1,5 % C heraufgetrieben wird, von sehr energischen Reduktionsvorgängen begleitet ist. Abb. 1 zeigt den Verlauf der Gaszusammensetzung eines Zementbrandes. Die wichtigste Folgerung aus der Zusammensetzung der Reaktionsgase in den Zementierkisten ergibt sich aus der Berechnung des Verhältnisses von Sauerstoff zu Stickstoff im Vergleich zu dem der Luft. Setzt man bei normaler Luft den Stickstoffgehalt gleich 100, so beträgt der Sauerstoffgehalt 26,5 %. Von jeder Analyse wurde der gesamte Sauerstoffgehalt nach der Gleichung berechnet:

$$x = \frac{O_2 + CO_2 + \frac{CO}{2}}{N_2} \cdot 100.$$

Das Ergebnis ist in Abb. 2 dargestellt. Man erkennt daraus, daß während des Zementbrandes bis zum

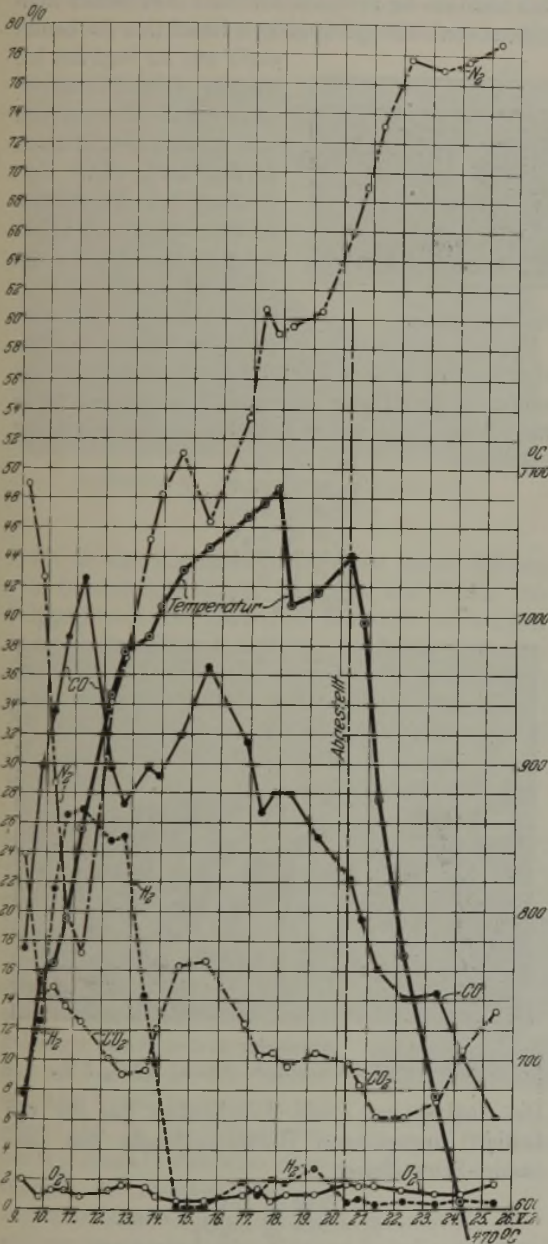


Abbildung 1. Zementbrand I.

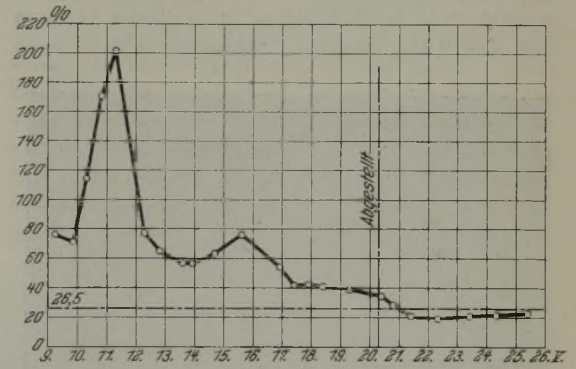


Abbildung 2.

Zementbrand I. O₂ in % bezogen auf N₂ = 100.

Abstellen der Feuerung der Sauerstoffgehalt in der Zementierkiste größer ist als in der normalen Luft, daß also während der Zementation dauernd ein Ueberschuß an Sauerstoff enthaltenden Gasen vorliegt. Dies ist nur möglich, wenn eine Sauerstoffquelle in der Zementierkiste vorhanden ist. Als Sauerstoffquellen können hierbei nur in Frage kommen die Holzkohle und die eingesetzten Rohschienen. Bei allen Bränden trat ein erstes Sauerstoffmaximum am sechsten Zementationstag bei etwa 850° und ein zweites bei etwa 1100° am zehnten oder elften Tage auf. Ueberlegungen, die sich auf die Arbeiten von Bunsen und Graham¹⁾ über Diffusion von Gasen durch poröse Wände stützen, deren Durchführung an dieser Stelle zu weit führt, ferner der Vergleich der bei anderen Zementbränden erhaltenen Sauerstoffdiagramme ergeben, daß der Sauerstoffgehalt der Holzkohle nur an dem ersten Maximum des Sauerstoffgehalts beteiligt sein kann, und zwar indem er

¹⁾ Robert Bunsen: Gasometrische Methoden, 2. Aufl. (F. Vieweg, Braunschweig 1877.)

metallurgische Eigenart Stähle mit besonderen Eigenschaften zu erzeugen vermag. In diesem Sinn will die vorliegende Arbeit einen Beitrag zur Kenntnis des Tiegelzementstahls liefern.

Das Ausgangsmaterial des Zementstahls, ein nach dem Lancashire-Verfahren hergestelltes Schweiß-eisen, wird in Stangen von 75 × 15 mm Querschnitt, in Meilerholzkohle verpackt, 8 bis 10 Tage lang auf 1000 bis 1150° geglüht. Mit dem Anheizen und Abkühlen der zweiteiligen, 22 bis 25 t fassenden Ofen-

es erhöht. Das erste Maximum trat auch bei einem Zementbrand — wenn auch nicht so ausgeprägt — auf, bei dem schon einmal gebrauchte Holzkohle mit nur geringem eigenem Sauerstoffgehalt Verwendung fand, bei der also eine Erhöhung des Maximums durch den Holzkohlensauerstoff fortfällt. Bei der Temperaturhöhe des ersten Höchstwertes (850°) ist die Zementation noch äußerst träge. Der Höchstwert kann darum wohl nur durch die Reduktion der von

zweiten Maximum geringer wäre als beim ersten. Beim zweiten Höchstwert ist der Diffusionsausgleich der Kistengase und Ofenraumgase durch die Zementierkistenwand wegen der höheren Temperaturen größer, und darum erscheint der zweite Höchstwert weniger ausgeprägt.

Um die Folgerung aus den Gasanalysen zu belegen, daß nämlich die Zementation der Schweißisen-Rohrschiene von einer gleichzeitigen Reduktion des Sauerstoffs aus ihr begleitet ist, wurden Zementationsversuche mit Eisenoxyden und künstlichen Silikaten durchgeführt. Die Herstellung der künstlichen Silikate erfolgte in Anlehnung an eine Analyse von Schlackeneinschlüssen einer Lancashire-Schweißisen-Rohrschiene, bei welcher

bei der Anreicherung der Schlacken mit gesammelte metallische Eisenstaub rechnerisch eliminiert wurde. Es wurde folgende Zusammensetzung gefunden:

59,3	%	FeO
25,35	%	Fe ₂ O ₃
5,36	%	SiO ₂
4,96	%	Al ₂ O ₃
3,68	%	MnO
0,17	%	S
0,071	%	P ₂ O ₅

× 100



Abbildung 3. Reduktion von Hammerschlag durch Zementation.

der Walzung herrührenden oberflächlichen Oxydhaut der Rohrschiene erklärt werden. Für den zweiten Höchstwert bei etwa 1100° kommt nur noch die Reduktion der in der Rohrschiene in großer Menge eingeschlossenen Oxyde in Frage. Nach Leffler²⁾ beträgt der Gehalt des Lancashire-Schweißisens an oxydischen Einschlüssen etwa 1%. Der Kohlenstoffgehalt in der Rohrschiene ist in diesem Stadium auf etwa 0,9% gestiegen. Bemerkenswert ist noch

× 100

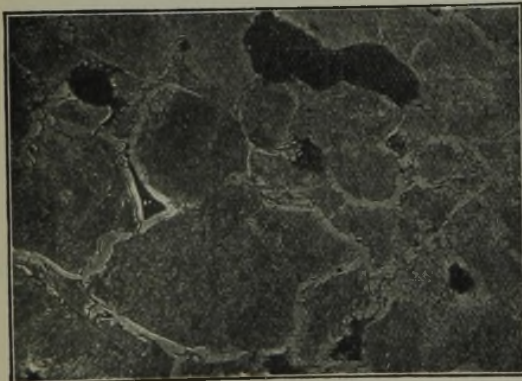


Abbildung 4. Gefüge des durch Zementation reduzierten Hammerschlags. Alkoh. HNO₃ 2%.

die Umkehrung des Sauerstoff-Stickstoff-Verhältnisses nach dem Abstellen der Feuerung bei Temperaturen unterhalb 600 bis 700°. Es muß also Sauerstoff in irgendeiner Form absorbiert worden sein. Der Urheber dieser Erscheinung ist die Holzkohle. Ullmann³⁾ berichtet hierüber, daß die Retortenholzkohle (nach längerer Glühung über 1000° kann die Meilerholzkohle als solche gelten) sich wie ein ungesättigter autoxydabler Körper verhält. Man würde fehlgehen, wollte man aus dem Vergleich der Höhe des ersten und zweiten Maximums schließen, daß die Bildung der sauerstoffhaltigen Gase beim

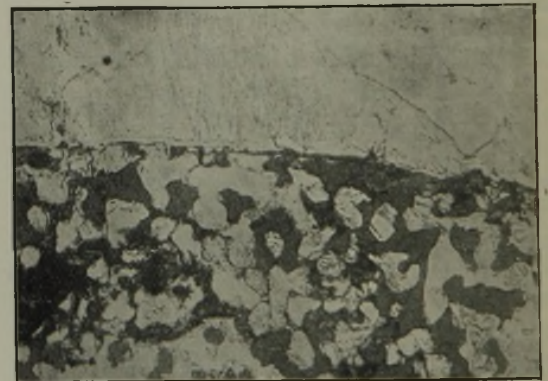


Abbildung 5. Zementiertes Eisensilikat. Alkoh. HNO₃ 2%.

Die Analyse hat große Ähnlichkeit mit der von Leffler²⁾ angegebenen Herdofenschlacke von Lancashire-Schweißisen:

79,05	%	FeO
9,59	%	Fe ₂ O ₃
4,83	%	SiO ₂
2,69	%	Al ₂ O ₃
2,03	%	MnO
0,17	%	MgO
0,95	%	CaO

Man kann demnach sagen, daß die in der Rohrschiene enthaltene Schlacke ein mit Eisenoxyd stark übersättigtes Eisensilikat ist, in welchem Schwefel und Phosphor im Vergleich zum Ferrit der Rohrschiene angereichert sind. Abb. 3 zeigt links ein Uhrglas mit Hammerschlag von 54,2% Fe₂O₃ und 46,4% FeO. Dieser Hammerschlag wurde in das daneben dargestellte Eisenrohr von 2 mm Wandstärke fest

²⁾ J. A. Leffler: Schwedischer Stahl und Eisen (Göteborg 1923), S. 22.

³⁾ Fritz Ullmann: Enzyklopädie der technischen Chemie, 6. Bd. (Berlin und Wien: Urban und Schwarzenberg 1919), S. 444.

eingestampft, das Rohrstück nach Verschuß mit zwei Eisenstopfen gasdicht verschweißt und in einem Zementbrand zementiert. Abb. 3 zeigt das aufgeschnittene Rohr nach der Zementation. Die Hammerschlagfüllung ist zu einem vollständig metallischen Kern reduziert und auf 1,42 % C zementiert worden. Abb. 4 zeigt das Gefüge des Kerns. Ehn⁴⁾ wies nach, daß bei Einsatzglühung von schlecht desoxydierten Stählen mit gelösten Oxyden der



Abbildung 6. Zementiertes Mangansilikat.
Alkoh. HNO₃ 2 %.

Perlit in der übereutektoiden Zone unter Bildung von zusammengeballtem Zementit und Ferrit zerfällt und nach dem Härten ein Martensit mit weichen troostitischen Flecken auftritt. Da beide anormalen Erscheinungen nicht eingetreten sind, kann daraus gefolgert werden, daß die Reduktion des eingestampften Hammerschlags so weit fortgeschritten ist, daß ein schädlicher Rest von gelösten Oxyden nicht übriggeblieben ist.

Die Versuche über die Reduktion von Silikaten bei der Zementation erstreckten sich auf Eisensilikat, Mangansilikat, phosphorhaltiges Eisensilikat und schwefelhaltiges Eisensilikat. Zu diesem Zweck wurde eine Rohschiene auf 23 mm rund geschmiedet, in Längen von 80 mm zerschnitten und mit zwei bis drei Bohrlöchern von 2 bis 3 mm Durchmesser versehen (Abb. 7). Die Silikate wurden in je einem Probekörper eingestampft, die Bohrlochöffnungen zugeschweißt und der ganze Probekörper mit den Rohschiene zusammen in einem Zementbrand zementiert. Abb. 5 zeigt den Querschliff durch ein zementiertes Eisensilikat. Die durch eine Zementitader dargestellte gebogene Linie war vor der Zementation die Innenwand des Bohrlochs. Innerhalb der Linie liegt das einmal zementierte Eisensilikat, außerhalb der Linie der zementierte Versuchskörper.

Die Analyse des Eisensilikats vor und nach dem Versuch war folgende:

1. Vor der Zementation:

13,68 % SiO₂, 51,61 % Fe₂O₃, 36,22 % FeO

2. Nach der Zementation:

14,56 % SiO₂
84,60 % Fe (metallisch)
1,20 % C

Die Analyse des reduzierten Eisensilikats zeigt, daß außer der Reduktion der Eisenoxyde eine Einwanderung von Eisen aus dem Probekörper in die Füllung stattgefunden hat. Ferner ist die Zementation des reduzierten Eisens auf 1,2 % C erfolgt. Die Kieselsäure scheint unverändert übrigzubleiben. Sie dürfte, durch geringe Fe-Spuren gefärbt, im Schliffbild mit den oxydisch aussehenden Einschlüssen zusammenfallen; doch sind hierüber noch Sonderuntersuchungen in Ausführung begriffen.

Abb. 6 zeigt den Querschnitt durch ein zementiertes Mangansilikat (linke untere Hälfte des Bildes Mangansilikat). Das Mangansilikat wird bei der Zementation nicht reduziert. Analyse des Mangansilikats vor der Zementation ergab:

24,88 % SiO₂
73,18 % MnO
2,09 % Fe₂O₃

während dieselbe nach der Zementation folgende Werte lieferte:

21,74 % SiO₂ 3,78 % FeO
66,35 % MnO 5,06 % Fe₂O₃
4,1 % Fe 0,38 % C

Auch hier hat wieder eine Einwanderung von Eisen aus dem Probekörper in das Silikat hinein stattgefunden.

Der Querschliff durch das zementierte schwefelhaltige Eisensilikat ergibt ein ähnliches Bild wie beim Eisensilikat, wie die Analyse eines schwefelhaltigen Eisensilikats vor bzw. nach der Zementation erkennen läßt.



Abbildung 7. Versuchskörper mit Bohrlöchern mit eingestampftem phosphorhaltigem Eisensilikat nach der Zementation. Links Querschliff mit Kupfer-Ammoniumchlorid geätzt.

1. Vor der Zementation:

24,00 % SiO₂
74,97 % Fe₂O₃
1,47 % S

2. Nach der Zementation:

28,72 % SiO₂ 0,33 % S
71,65 % Fe (met.) 0,80 % C

Der Schwefelgehalt des Probekörpers betrug nach der Zementation 0,008 % S. Demnach hat die Zementation entschwefelnd gewirkt, ein Ergebnis, das sich mit den Beobachtungen Boussingaults⁵⁾ deckt,

⁵⁾ Mannesmann: Studien über den Zementstahl-Prozeß. Verhdlg. des Vereins zur Beförderung des Gewerbefleißes, Bd. 53 (1879), S. 31.

⁴⁾ J. Iron Steel Inst. 105 (1922) S. 195.

der angab, daß „der Schwefelgehalt durch die Zementation erniedrigt wird, ja bis auf Spuren verschwinde“.

Abb. 7 zeigt links den Querschliff durch den mit Kupferammonium-Chlorid geätzten, zementierten Probekörper, in den ein phosphorhaltiges Eisensilikat von folgender Zusammensetzung eingestampft worden war:

7,84 % SiO_2
87,64 % Fe_2O_3
5,17 % P_2O_5

Die zementierte Füllung hatte folgende Zusammensetzung:

7,80 % SiO_2
91,81 % Fe (met.)
0,38 % P (1,85 % P_2O_5)

Der Versuchskörper war auf 1,16 % C zementiert. Das Aetzbild zeigt deutlich phosphorreiche Höfe um die Bohrlöcher. Nach vollkommener Entfernung der zementierten Füllung in den anfänglichen Bohrlöchern von 2,5 mm Durchmesser wurden diese mit einem 3,4-mm-Bohrer nachgebohrt. Die Bohrspäne hatten einen Gehalt von 0,228 % P. Die Ansicht von Boussingault⁵⁾, daß der Phosphorgehalt des Rohzements infolge Reduktion aus der Asche der Holzkohle zunähme, ist nicht wahrscheinlich. Der Grund des Unterschieds des Phosphorgehalts zwischen Rohschiene und Rohzement dürfte vielmehr darin liegen, daß die Rohschienenschlacken, in denen vor der Zementation der Hauptphosphor enthalten ist, als Staub der Probenahme entgehen, während der Phosphor nach erfolgter Reduktion beim Zementieren in den Probespänen enthalten ist. Der rechte Teil der Abb. 7 zeigt einen an den Kopfenden zugeschweißten Probekörper nach der Zementation.

Mc Cance⁶⁾ berichtete, daß Stahl im Vakuum geglüht entkohlt, daß aber dieser entkohlte Stahl nach Zementation bei nunmehr erfolgreicher Glühung im Vakuum seinen Kohlenstoffgehalt konstant behält. Nach dem vorhergegangenen Nachweis der reduzierenden Wirkung des Zementationsprozesses erschien es wahrscheinlich, daß sowohl der Rohzement als auch der im Holzkohletiegel umgeschmolzene Tiegelzementstahl diese letztere Eigenschaft von vornherein besitzt. Dies hat sich, wie Abb. 8 zeigt, in vollem Umfang bestätigt. Zum Vergleich ist ein basischer Siemens-Martin-Stahl und ein saurer Siemens-Martin-Stahl angeführt. Die Probespäne wurden gleichmäßig nur bis zu 1 mm Tiefe der Ober-

⁶⁾ Mc Cance, A. Dr.: Diskussion. J. Iron Steel Inst. 103 (1921), S. 292.

fläche der Proben entnommen, da festgestellt wurde, daß die Einwirkung der Vakuumglühung nach der Tiefe zu abnahm. Daß diese Tatsache nicht etwa auf ungenügendes Vakuum zurückzuführen ist, ergibt sich daraus, daß der Zementstahl keinerlei Entkohlung, auch nicht in der äußersten Randschicht erfahren hat. Man kann annehmen, daß die Entkohlung im Vakuum durch Reaktion des Kohlenstoffs mit dem im Stahl enthaltenen Sauerstoff erfolgt. Danach ist die Veränderung des Kohlenstoffgehalts nach der Glühung im Vakuum ein Anhalt über den vorhandenen Sauerstoffgehalt. Die Ergebnisse der Vakuumglühung⁷⁾ bestätigen die vorher-

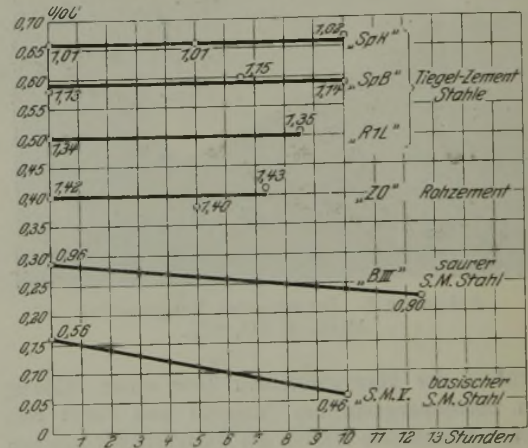


Abbildung 8. Entkohlung nach Glühung im Vakuum zwischen 1120° und 1160°.

gegangenen Ergebnisse und berechtigen zu der Folgerung, daß der Tiegelzementstahl ein außerordentlich sauerstoffarmer Stahl ist. Leider ist die wirtschaftliche Seite seiner Herstellung sehr ungünstig, was sich schon aus dem thermischen Wirkungsgrad des Zementationsprozesses ergibt, der von Mannesmann⁵⁾ auf 1,8 bis 2,4% berechnet wurde. Der Zementstahl wird sich darum bei voller Würdigung seiner hervorragenden Eigenschaften z. B. als Stahl für Schneidwaren oder als Verbundstahl nur dort erhalten können, wo sich bei geringem Stahlgewicht hohe Verarbeitungskosten lohnen.

⁷⁾ Die Vakuumglühungen wurden in einem mit dem Pakulla-Heizdrahtelement ausgestatteten Vakuumofen der Glockenstahlwerke Lindenberg ausgeführt, dessen Benutzung mir durch liebenswürdiges Entgegenkommen von Herrn Dr.-Ing. Eilender zugänglich war. Ihm und Herrn Dr.-Ing. Oertel sage ich auch an dieser Stelle meinen ergebensten Dank.

Vergleichende Untersuchungen über das Verhalten von Edelmetall beim Schmieden unter dem Hammer und unter der Presse.

Von Dr.-Ing. F. Paecher und Dr.-Ing. F. Schmitz in Düsseldorf.

(Hinweis auf das verschiedene Verhalten der Stähle beim Schmieden unter dem Hammer und der Presse. Nachprüfung dieses Verhaltens durch Warmkerbschlag- und Warmzerreißeversuche. Wirkung einer normalen Vorschmiedung auf das weitere Verhalten der Stähle beim Schmiede-, Kerbschlag- und Zerreißeversuch. Einfluß der verschiedenartigen Rekristallisation, der Zertrümmerung des Ledeburits und der Abkühlung durch die Schmiedesättel auf das verschiedene Verhalten des Schnelldrehstahls unter dem Hammer und der Presse. Folgerungen für die Praxis.)

Bekanntlich verhalten sich Edelmetalle verschiedener Festigkeitslage sowohl unter dem Hammer als auch unter der Presse oft sehr verschieden. Stähle mit niedrigem Kohlenstoffgehalt und mit

geringen Gehalten an sonstigen Legierungsbestandteilen, welche bei Raumtemperatur hohe Zähigkeit und geringe Festigkeit besitzen, zeigen fast durchweg auch bessere Schmiedbarkeit als harte und daher

Zahlentafel 1. Chemische Zusammensetzung der untersuchten sechs Stähle.

Nr. des Stahles	Block-Durchmesser	Chemische Zusammensetzung								
		C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	W	Mo
1	240 mm vierkant	0,11	0,49	0,31	0,023	0,029	—	—	—	—
2	230 mm rund	0,94	0,32	0,27	0,018	0,030	—	—	—	—
3	350 mm rund	0,26	0,55	0,29	0,012	0,028	—	3,54	—	—
4	215 mm rund	1,20	0,37	0,04	0,014	0,013	1,02	—	5,66	—
5	140 mm rund	0,50	0,28	0,14	0,014	0,016	3,47	—	11,18	—
6	350 mm rund	0,65	0,30	0,09	0,014	0,012	3,96	—	17,94	0,39

meist spröde Stähle. Vorliegende Arbeit soll ein Versuch sein, die Ursache der verschiedenen Schmiedbarkeit einiger verschieden hoch legierter Stähle unter dem Hammer und der Presse durch gleichzeitige Ermittlung ihrer mechanischen Eigenschaften bei der angewendeten Schmiedetemperatur und durch einige Gefügeuntersuchungen festzustellen.

Zur Lösung der gestellten Aufgabe war es zunächst erforderlich, Schmiedversuche unter dem Hammer und unter der Presse auszuführen, um das Verhalten der Stähle bei den verschiedenen Arten der Formgebung in hoch erhitztem Zustande eingehender kennen zu lernen und vergleichen zu können.

Als Versuchsstoffe wurden einige unlegierte und legierte Stähle von verschiedener Festigkeitslage derart gewählt, daß angenommen werden konnte, durch sie ein einigermaßen klares Bild über die Ursache der verschiedenen Schmiedbarkeit der Edeldahl zu erhalten. Die chemische Zusammensetzung dieser Stähle ist in Zahlentafel 1 wiedergegeben.

Die sechs Stahlsorten lagen in Form von Rohblöcken vor und zwar hatte Stahl 1 quadratischen Querschnitt, während die Stähle 2 bis 6 runden Querschnitt besaßen. Die Blockabmessungen sind gleichfalls aus der Zahlentafel 1 zu ersehen. Die Blöcke 4 bis 6 waren zum Zwecke einer leichteren Bearbeitbarkeit der Probestücke gegläht worden. Die Entnahme der Probestäbe für die Schmiedversuche und die mechanischen Untersuchungen erfolgten in der Weise, daß nur solche Teile der Blöcke zu den Versuchen Benutzung fanden, welche erfahrungsgemäß frei von Lunker, Blasen oder sonstigen Fehlstellen waren.

Die Prüfung der Stähle im Ausgangszustande geschah zunächst bei Raumtemperatur (18°) durch Zerreiß- und Kerbschlagproben. Es wurden hierzu die gleichen Probeabmessungen und Maschinen verwendet, wie sie für die Untersuchungen bei höheren Temperaturen vorgesehen waren. Die Ergebnisse dieser Prüfungen sind in Zahlentafel 2 zusammengestellt.

Die Herstellung der Probestücke für die Schmiedversuche erfolgte nun in der Weise, daß den gesunden Teilen der Blöcke Stäbe von 200 mm Länge und je nach den Blockabmessungen 70 × 70 oder 50 × 50 mm Querschnitt durch Aushobeln entnommen wurden. Die Ausführung der Schmiedversuche geschah unter einem 10-Zentner-Dampfhammer und unter einer dampfhydraulischen Schmiedepresse mit 550 t Druckkraft. Die Prüfung der Schmiedbarkeit der sechs Stahlsorten unter dem Hammer und der Presse geschah bei drei verschiedenen hohen Temperaturen. Es wurde hierfür die für die

Zahlentafel 2. Ergebnisse der bei Raumtemperatur geprüften Zerreiß- und Kerbschlagproben der nur gegossenen Stähle.

Nr des Stahles	Streckgrenze	Fest.	Dehn.	Einsohnung	Bemerkung	Bri-nell-härte	Kerb-zähig-keit
1	17,7	34,1	15,8	28,2	—	121	14,1
2	38,2	73,2	4,6	0,0	—	229	2,3
3	36,3	61,7	7,0	0,0	—	197	2,3
4	—	—	—	—	Probe vorzeitig gebrochen	363	1,6
5	43,4	70,6	3,4	—	—	241	1,1
6	—	—	—	—	Probe vorzeitig gebrochen	388	1,1

einzelne Stahlart erfahrungsgemäß geeignetste Schmiedetemperatur sowie eine um etwa 200 bis 250° darüber und darunter liegende Temperatur gewählt. Die Probestäbe 4, 5 und 6 wurden wegen ihrer Empfindlichkeit gegen schnelle Temperaturerhöhungen zur Vermeidung etwa auftretender Spannungsrisse vor ihrer Erhitzung auf die Schmiedetemperatur langsam angewärmt. Die Schmiedversuche erfolgten derart, daß die Querschnittsabnahme der Stäbe 75 % betrug, so daß die Abmessungen der Querschnitte nach dem Schmieden 35 × 35 bzw. 25 × 25 mm waren. Während der Warmbearbeitung wurde sorgfältig darauf geachtet, daß die Versuchstemperatur möglichst genau innegehalten wurde. Dies geschah in der Weise, daß die Stäbe bei einer merklichen Temperaturerniedrigung von neuem auf die gewählte Schmiedetemperatur gebracht wurden, während bei einer etwa während der Schmiedung durch starke innere Reibung eingetretenen stärkeren Temperaturerhöhung eine kurze Pause in der Verarbeitung zum Zwecke der Abkühlung der Proben eingelegt wurde. Die Warmformgebung selbst wurde möglichst der Praxis angepaßt und erfolgte derart, daß insbesondere die als beim Schmieden empfindlich bekannten Stähle zunächst mit leichten Schlägen oder Drucken bearbeitet wurden.

Das Verhalten der Stähle unter dem Hammer bei den jeweilig gewählten drei Temperaturen ist in Zahlentafel 3 wiedergegeben, wobei als gutes Verhalten der Stäbe ein solches bezeichnet wurde, bei welchem das Endprodukt keinerlei Fehlstellen aufwies.

In ähnlicher Weise wie vorstehend wurden auch die Schmiedversuche unter der Presse in der Zahlentafel 3 zusammengestellt.

Vergleicht man das Verhalten der unter dem Hammer geschmiedeten Probestäbe mit dem Ver-

Zahlentafel 3. Vergleichende Untersuchung der nur gegossenen Stähle auf ihre Schmiedbarkeit unter dem Hammer und unter der Presse bei verschiedenen Schmiedetemperaturen.

Nr. des Stahles	Ver suchs-tempe-ratur C	Verhalten unter dem Hammer	Verhalten unter der Presse
1a	700	gut	gut
1b	900	gut	gut
1c	1150	gut	gut
2a	600	gut	gut
2b	800	gut	gut
2c	1000	gut	gut, jedoch kleiner Kantenriß am Ende
3a	550	gut	gut
3b	800	gut	gut
3c	1150	gut	gut
4a	600	Probe an den Kan-ten aufgerissen	kleine Kantenrisse
4b	750	gut	gut
4c	1000	Probe bereits bei den ersten Schlägen ge-bröckelt	Probe bereits bei leichtem Druck ge-bröckelt
5a	800	gut	stark gerissen
5b	950	gut	" "
5c	1125	gut	" "
6a	850	Probe an den Kan-ten aufgerissen	stark gerissen
6b	975	gut, jedoch kleiner Kantenriß am Ende	bereits bei leichtem Druck kleine Kan-tenrisse
6c	1125	Probe stark aufge-rissen	stark gerissen

halten der unter der Presse verschmiedeten Stähle, so erkennt man zunächst eine Bestätigung der im Anfang dieser Arbeit als bekannt vorausgesetzten Angabe, nach welcher Stähle mit niedrigem Kohlenstoffgehalt und geringen Gehalten an sonstigen Legierungsbestandteilen fast durchweg eine gute Schmiedbarkeit besitzen. Durch Eintritt einer größeren Menge an Legierungsbestandteilen in die Stähle zeigt sich eine starke Empfindlichkeit derselben beim Schmieden. Während es möglich ist, auch diese empfindlicheren Stähle unter Wahrung gewisser Vorsichtsmaßregeln und Anwendung bestimmter Temperaturen unter dem Hammer noch einwandfrei zu verschmieden, war es bei den Schmiedversuchen unter der Presse nicht möglich, auch bei den höher legierten Stählen zu gleich günstigen Schmiedergebnissen zu gelangen. Der Grund für diese letztere Erscheinung dürfte einerseits in der verschiedenartigen Druckwirkung von Hammer und Presse, anderseits aber auch darin zu suchen sein, daß die Schmiedeproben sich unter der Presse durch ihre lange Berührung mit dem Unter- und Obersattel an ihrer Oberfläche stark abkühlten und hierdurch an Festigkeit zunahmen und Zähigkeit verloren, ein Vorgang, welcher allgemein bei der Warmformgebung hochlegierter Stähle von besonderer Bedeutung ist, und dessen Einfluß auf die praktische Ausführung des Schmiedens weiter unten noch eingehender besprochen wird.

Nachdem durch vorstehend beschriebene Versuche ein teilweise sehr verschiedenes Verhalten der Edelstähle beim Schmieden unter dem Hammer und unter der Presse festgestellt war, soll nun versucht

werden, die verschiedene Schmiedbarkeit einiger hochlegierter Stähle unter Hammer und Presse durch die Ergebnisse mechanischer Prüfungen bei den angewendeten Schmiedetemperaturen zahlenmäßig zum Ausdruck zu bringen. Die mechanischen Prüfungen sind hierbei möglichst weitgehend den entsprechenden Schmiedversuchen anzugleichen.

Da die Beanspruchung des Stahles unter dem Hammer eine plötzliche ist, empfahl es sich, seine Formänderungseigenschaften, die er beim Schmieden unter dem Hammer zeigte, durch eine dynamische Prüfungsmethode, die Schlagprobe, zu untersuchen. Als Probestab diente ein Stab von 160 mm Länge, 10 mm Breite und 20 mm Höhe sowie einer Bohrung von 4 mm Durchmesser, derart angebracht, daß ein Bruchquerschnitt von 10 × 15 mm verblieb. Die Prüfung selbst erfolgte mit Hilfe eines 75-mkg-Pendelschlaghammers nach Charpy.

Die Verhältnisse beim Schmieden unter der Presse liegen anders als beim Schmieden unter dem Hammer, da die Beanspruchung und daher die Formänderung unter der Presse langsamer erfolgt. Darum erschien zur vergleichenden Untersuchung für das Verhalten des Stahles unter der Presse eine statische Prüfungsmethode angebracht. Es wurde zunächst an eine Biegeprobe und den bei ihrer Prüfung sich ergebenden Biegewinkel beim Bruch gedacht, jedoch wurde die Zerreißprobe gewählt, da sie gestattet, durch die Ermittlung der Dehnung und Einschnürung das Formänderungsvermögen bei der Versuchstemperatur festzustellen und gleichzeitig die Festigkeit des Stahles bei dieser Temperatur zu ermitteln.

Der Grund dafür, daß als dynamische Prüfungsmethode nicht der dynamische Zerreißversuch, sondern der Kerbschlagversuch angewendet wurde, lag einerseits in der Annahme, daß die Zähigkeit des Stahles bei der Kerbschlagprobe zahlenmäßig deutlicher als bei dem dynamischen Zerreißversuch zum Ausdruck kommt, anderseits aber auch, weil zur Zeit der Prüfungen keine geeignete Vorrichtung zur Ausführung dynamischer Zerreißversuche zur Verfügung stand. Weiter empfahl es sich auch nicht, die Schmiedbarkeit der Stähle unter dem Hammer oder unter der Presse durch den dynamischen Zugversuch bei höheren Temperaturen zu bestimmen, da derartige vergleichende Untersuchungen¹⁾ bisher nur bei Raumtemperatur vorgenommen worden sind, und da nicht von vornherein angenommen werden konnte, daß eine solche Untersuchungsmethode für Vergleiche etwaiger verschiedener Schmiedbarkeit unter dem Hammer oder unter der Presse empfindlich genug war.

Die Warmzerreißversuche erfolgten in einer 50-t-Zerreißmaschine an Probestäben mit 10 mm Durchmesser und 50 mm Meßlänge. Die Erhitzung der Stäbe geschah mit Hilfe eines elektrischen Widerstandsofens. Die Dauer eines Zerreißversuches betrug 1½ bis 2 min.

¹⁾ F. Körber und R. Sack: Mitt. K.-W. Inst. Eisenforsch. 4 (1922), S. 11.

Zahlentafel 4. Untersuchung der nur gegossenen Stähle auf ihre Kerbzähigkeits- und ZerreiBfestigkeitswerte bei verschiedenen hohen Schmiedetemperaturen.

Nr. des Stabes	Versuchs-temperatur °C	Spezifische Kerbzähigkeit in mkg/cm ²	Ergebnisse der ZerreiBversuche					
			Streckgrenze	ZerreiBfestigkeit	Bruchfestigkeit	Wahre Festigkeit beim Bruch	Dehnung 5-f. Meßlänge	Einschnürung
Ia	700	33,0	10,8	12,4	6,4	39,8	34,0	84,0
Ib	900	15,5	3,1	4,2	2,7	14,5	37,4	82,3
1c	1150	12,7	—	1,3	—	14,3	37,7	99,0
2a	600	13,0	39,2	55,1	38,5	64,0	16,0	47,8
2b	800	28,6	—	2,6	—	64,5	46,4	95,7
2c	1000	19,6	—	2,6	1,2	10,5	43,0	92,8
3a	550	24,7	44,8	57,7	—	76,0	13,6	23,7
3b	800	23,3	2,9	8,1	5,3	65,5	44,0	91,6
3c	1150	21,7	—	1,3	—	104,0	47,1	99,2
4a	600	3,5	18,1	30,1	18,1	49,5	27,0	63,8
4b	750	17,9	8,8	12,1	2,6	28,5	46,0	91,0
4c	1000	3,1	2,5	7,0	3,8	176,0	42,0	97,6
5a	800	4,7	13,7	16,2	3,7	20,7	30,0	81,9
5b	950	4,7	9,0	12,2	5,1	20,4	36,3	75,0
5c	1125	4,7	—	1,1	—	30,0	18,0	36,3
6a	850	1,9	11,5	15,8	10,9	20,5	20,0	50,8
6b	975	4,3	6,4	11,7	4,1	11,1	35,0	64,0
6c	1125	2,0	2,6	3,8	1,3	16,7	42,0	89,0

Die Ergebnisse der bei den verschiedenen Schmiedeversuchen ausgeführten Warmkerbschlag- und WarmzerreiBversuche sind in Zahlentafel 4 wiedergegeben.

Vergleicht man nun die Kerbzähigkeit der Probestäbe mit dem Verhalten der bei den gleichen Temperaturen unter dem Hammer verschmiedeten Proben, so erkennt man eine auffallende Uebereinstimmung zwischen der bei den verschiedenen Temperaturen erhaltenen Kerbzähigkeit und dem Verhalten der Proben unter dem Hammer. Im allgemeinen kann gesagt werden daß Probestäbe, welche eine Kerbzähigkeit von mehr als 4 mkg/cm² besaßen, sich unter dem Hammer unter den geschilderten Verhältnissen einwandfrei verhielten, während sie bei einer geringeren Kerbzähigkeit teilweise zu starken Rissen neigten.

Die Uebereinstimmung der Werte der WarmzerreiBproben und des Verhaltens der Schmiedeproben unter der Presse ist weniger gut, was hauptsächlich durch die bereits erwähnte Abkühlung der Probestäbe an den Sätteln der Presse hervorgerufen worden sein dürfte. Auffallend ist bei den Ergebnissen der statischen WarmzerreiBversuche, daß die ZerreiBfestigkeit der Stähle mit steigender Temperatur sich sehr stark erniedrigte, so daß Werte von nur 1 kg/mm² bei 1125 bis 1150° erhalten wurden. Ein größerer Einfluß der Legierungsbestandteile auf die ZerreiBfestigkeit besteht bei diesen Temperaturen nicht mehr, da die ZerreiBfestigkeit der hochlegierten Stähle bei hohen Temperaturen nur wenige kg/mm² mehr beträgt als dieselbe bei niedriglegierten Stählen. Hand in Hand mit der Erniedrigung der ZerreiBfestigkeit geht bei starker Temperatursteigerung eine Erhöhung der Einschnürung

und der Dehnung derart, daß diese als Maßstab für das Verhalten der Stähle unter der Presse angesehen werden könnte, wenn die Abkühlung der Schmiedestücke durch die Sättel unberücksichtigt bleiben dürfte. Die Frage, warum hochlegierter Stahl, z. B. Schneldrehstahl, sich beim Schmieden sowohl unter dem Hammer als auch unter der Presse ungünstiger als niedriggekohter und wenig legierter Stahl verhält, ist bei einem Vergleich der bisherigen Versuchsergebnisse dahingehend zu beantworten, daß die

× 0,4

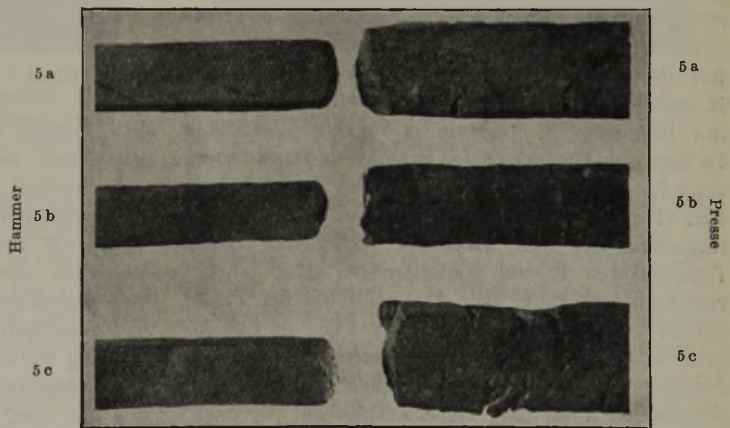


Abbildung 1. Stahl 5; links unter dem Hammer, rechts unter der Presse aus dem gegossenen Zustand verschmiedet, und zwar: 5a bei 800°, 5b bei 950° und 5c bei 1125°.

Schwierigkeiten der hochlegierten Stähle bei ihrer Schmiedetemperatur nicht durch zu große Härte, sondern durch ihre große Sprödigkeit hervorgerufen werden.

Vergleicht man das Verhalten der Versuchsstäbe beim Schmieden unter dem Hammer und unter der Presse, so erkennt man deutlich, daß das Schmieden unter dem Hammer zu günstigeren Ergebnissen als unter der Presse geführt hat. Abb. 1 gibt das ganz verschiedenartige Aussehen der bei verschiedenen hohen Temperaturen unter Hammer und Presse

Zahlentafel 5. Prüfung der in normaler Weise unter dem Hammer vorgeschmiedeten Stähle 5 und 6 auf ihr Verhalten bei der Weiterverschmiedung unter Hammer und Presse.

Nr. des Stahles	Aus dem Rohzustand unter dem Hammer vorgeschmiedet von 50 mm □□ auf 30 mm □□ bei 0 C	Temperatur der Proben während der weiteren Versuche 0 C	Verhalten der Proben 30 mm □□ beim Weiterverschmieden auf 15 mm □□	
			u. d. Hammer	u. d. Presse
5a	950	800	gut	gut
5b	950	950	gut	gut
5c	950	1125	gut	gut
6a	975	850	gut	gut
6b	975	975	gut	gut
6c	975	1125	gut	gut

geschmiedeten Probestäbe des Stahles 5 wieder. Bemerkte sei ferner noch, daß beim Schmieden auch besondere Rücksicht auf die von der Zähigkeit des Stahles abhängige Höhe des Hammer- oder Presse-Druckes genommen werden muß, da sich bei den Versuchen gezeigt hat, daß an denjenigen Stellen der Stäbe, welche den Uebergang von dem nicht geschmiedeten zu dem auf geringeren Querschnitt verschmiedeten Teil bilden, wahrscheinlich infolge zu starker Streckung des Werkstoffes, leicht ein Ausreißen stattfindet. Es empfiehlt sich daher, beim Schmieden hochlegierter Stähle sehr vorsichtig zu sein, da diese gegen starke Querschnittsverminderungen sehr empfindlich sind und aus dem gegossenen Zustande nur mit leichten Schlägen oder Drucken bearbeitet werden dürfen.

In Zahlentafel 3 wurde gezeigt, daß die aus dem Rohzustand durch den Hammer auf 25 × 25 mm verschmiedeten Proben 5a, 5b und 5c nach der Verarbeitung keine Fehler aufwiesen, während von den drei Probestäben des Stahles 6 sich insbesondere 6a und 6c ungünstig verhalten hatten. Es war nun von Interesse, zu erfahren, in welcher Weise sich die Eigenschaften der beiden Stähle 5 und 6 änderten, wenn sie zunächst aus dem gegossenen Zustande unter dem Hammer in normaler Weise auf 30 × 30 mm vorgeschmiedet und dann bei verschiedenen hohen Temperaturen auf ihr Verhalten bei einer Weiterverschmiedung unter dem Hammer und der Presse auf 15 × 15 mm geprüft wurden. Die in Zahlentafel 5 wiedergegebenen Prüfungsergebnisse lassen erkennen, daß sich die Stähle nach normaler Verschmiedung unter dem Hammer nun bei der nachfolgenden Weiterverschmiedung unter Hammer und Presse auf einen geringeren Querschnitt sämtlich einwandfrei verhielten.

Zahlentafel 6. Warmkerbzähigkeits- und Warmzerreiβfestigkeitswerte der nach normaler Verschmiedung unter dem Hammer bei verschiedenen hohen Temperaturen unter dem Hammer und der Presse weiterverschmiedeten Stähle 5 und 6.

Nr. des Stahles	Versuchstemperatur 0 C	Spez. Kerbzähigkeit in mkg/cm^2	Streckgrenze	Zerreiβfestigkeit	Bruchfestigkeit	Wahre Festigkeit beim Bruch	Dehnung	Ein-schnürung
5a	800	16,9	9,0	14,1	3,8	42,8	40,0	91,0
5b	950	18,5	7,7	11,5	3,8	37,5	44,0	90,0
5c	1125	18,5	1,9	4,5	1,3	8,0	56,0	84,0
6a	850	8,3	8,9	12,2	5,1	32,0	42,0	84,5
6b	975	11,9	7,6	11,5	3,9	24,0	42,0	84,5
6c	1125	11,3	2,2	3,2	1,5	25,4	46,0	87,4

Aus letzteren Schmiedeversuchen erhält man daher das für die Frage der Schmiedbarkeit der Edlstähle wichtige Ergebnis, daß sich die Schmiedbarkeit der höher legierten Stähle sowohl unter dem Hammer als auch unter der Presse ganz erheblich erhöht, wenn diese aus dem Rohzustand zunächst unter dem Hammer bei normaler Temperatur in vorsichtiger Weise vorgeschmiedet werden.

In ähnlicher Weise wie bei dem im ungeschmiedeten Zustande geprüften Werkstoff wurden mit den Stählen 5 und 6 auch nach ihrer Verschmiedung unter dem Hammer bei den angewendeten Schmiedetemperaturen Kerbschlag- und Zerreiβproben ausgeführt, die in Zahlentafel 6 wiedergegeben sind.

Insbesondere lassen die Kerbschlagproben die durch die Weiterverschmiedung erlangte hohe Zähigkeit dieser Stähle bei den Schmiedetemperaturen zahlenmäßig deutlich erkennen. Jedoch wird auch durch die bei verschiedenen hohen Temperaturen geprüften Zerreiβproben die erlangte höhere Zähigkeit in einer teilweise erheblichen Steigerung der Werte

× 300



Abbildung 2. Stahl Nr. 5. Gußgefüge. Aetzung II.

der Dehnung und Einschnürung gegenüber den nur gegossenen, nicht normal vorgeschmiedeten Warmzerreiβproben der Zahlentafel 4 deutlich zum Ausdruck gebracht.

Es war anzunehmen, daß dieses bemerkenswerte Verhalten der unter verschiedenen Verhältnissen verschmiedeten Stahlproben in einer Änderung des Gefügebauwerkes begründet war. Für diese Untersuchung wurde Stahl 5 ausgewählt, welcher sich bei sämtlichen drei Versuchstemperaturen beim Schmieden aus dem Rohzustand unter dem Hammer gut, unter der Presse jedoch schlecht verhalten hatte. Abb. 2 gibt das Gefüge des für die Schmiedeversuche verwendeten Stahles 5 im gegossenen Zustande

wieder und läßt eine perlitische Grundmasse mit Ledeburit erkennen.

Ferner wurde eine solche Probe des gleichen Stahles untersucht, welche unter dem Hammer bei 950° aus dem Rohzustand verschmiedet war und sich beim Schmieden gut verhalten hatte. Das Gefügebild (Abb. 3) zeigt, daß der ledeburitische Bestandteil in viele kleine Zementiteinschlüsse zerfallen war. Weiter erkennt man die Ränder sehr grober, langgestreckter Kristallgebilde, welche anscheinend den Primärkristallen entsprechen. Die Kristallgebilde selbst bestehen wiederum aus vielen kleinen Kristallen, welche normal ausgebildete, nicht gestreckte Polyeder darstellen und durch Rekristallisation des Ausgangsgefüges während der Verarbeitung entstanden sind. Die Bildung dieser vielen kleinen Kristalle ist in der Weise zu erklären, daß sich infolge der plötzlich vor sich gehenden Gleitung der einzelnen Teile der Primärkristalle eine große Anzahl neuer Kristallkeime bildeten. Diese Kristallkeime entwickelten sich während der Dauer der Warm-

bildeten, so daß hierdurch Gelegenheit zur Entstehung großer Kristalle gegeben war.

Die Erfahrung hat nun aber gelehrt, daß ein Stahl, welcher aus sehr groben Kristallen besteht, bei Raumtemperatur bedeutend spröder als der gleiche Stahl in feinkristallinischem Zustande ist. Dies trifft besonders dann zu, wenn der grobkörnige Stahl von sehr groben und spröden Fremdkörpern oder Gefügebestandteilen (in diesem Falle Ledeburit) durchsetzt ist. Befinden sich diese Bestandteile jedoch in dem gleichen, aber feinkörnigen Stahle in stark verkleinerter Form, so wird ihre Einwirkung auf die Zähigkeit des Stahles stark gemildert. Es ist daher nach vorstehendem leicht erklärlich, daß der verschiedenartige Aufbau des gleichen Stahles auch bei einer Beanspruchung bei höherer Temperatur einen verschiedenen hohen Grad der Zähigkeit bewirken muß. Dies mußte besonders auch bei der Untersuchung der nach normaler, unter dem Hammer erfolgter Verschmiedung unter dem Hammer und unter der Presse weiterverschmiedeten Proben in

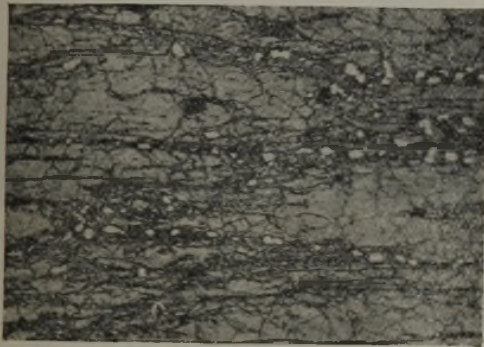


Abbildung 3.

Probe 5b, unter dem Hammer verschmiedet. Zertrümmerung des Ledeburits. Entstehung vieler kleiner Kristalle durch Rekristallisation. Aetzung II.

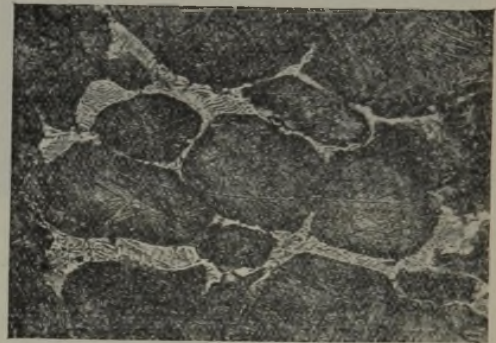


Abbildung 4. Probe 5b, unter der Presse verschmiedet. Keine Zertrümmerung des Ledeburits. Entstehung von wenigen großen Kristallen durch Rekristallisation. Aetzung II.

verarbeitung zu Kristallen, deren Wachstum durch die große Anzahl der entstandenen Kristallkeime erheblich beschränkt war, so daß sich in dem Stahl nur kleine Kristalle ausbilden konnten, ein Vorgang, wie er in ähnlicher Weise bereits bei der Rekristallisation eines polyedrischen Nickelstahls¹⁾ beschrieben wurde.

Wie bereits angegeben, hatte Stahl 5 sich bei der Verschmiedung aus dem Rohzustand unter der Presse sehr ungünstig verhalten, indem er eine große Anzahl tiefgehender Risse erhielt. Die Gefügeuntersuchung ergab, daß hierbei eine Zertrümmerung des Ledeburits noch nicht stattgefunden hatte, und daß sich im Gegensatz zu der unter dem Hammer verschmiedeten Probe nur verhältnismäßig wenige sehr grobe Kristalle durch die eingetretene Rekristallisation gebildet hatten. Die Erklärung hierfür ist in der von dem Hammer sehr verschiedenen Wirkungsweise der Presse zu finden, durch welche sich infolge der verhältnismäßig langsamen Gleitung der einzelnen Kristallteile nur wenig neue Kristallkeime

die Erscheinung treten, welche sich bei den angewendeten Schmiedetemperaturen sämtlich als sehr zäh erwiesen hatten. Während Abb. 5 das Gefüge der bei 950° unter dem Hammer auf 15 mm □ weiterverschmiedeten Probe 5 wiedergibt und einen sehr feinkörnigen Aufbau mit vollständig zertrümmertem Ledeburit erkennen läßt, zeigt Abb. 6 genau den gleichen Gefügebau, nachdem der gleiche unter dem Hammer vorgeschmiedete Stahl unter der Presse weiterverschmiedet worden war. Es stimmt daher der Aufbau dieser Proben vollkommen mit ihrem Verhalten beim Schmieden und dem Ergebnis der Prüfung ihrer Kerbzähigkeit und auch ihrer Zerreißeigenschaften überein. Es ist demnach das Verhalten hochlegierter Stähle bei der Warmformgebung wesentlich von der Gefügeänderung während der Verformung durch Rekristallisation und durch das Vorhandensein und Verhalten solcher Bestandteile abhängig, welche an der Rekristallisation nicht in gleichem Maße teilnehmen und infolge ihrer Beschaffenheit bei der Verformung hindern.

Fragt man nun allgemein nach der Ursache des verschiedenen Verhaltens mancher Edelmetalle unter

¹⁾ F. Schmitz: Ber. Nr. 29 Werkstoffausschuß V. d. Eisenh., S. 4.

Hammer und Presse, so ist zunächst auf die verschiedenartige Rekristallisation des den Stahl aufbauenden Grundgefüges hinzuweisen, ferner aber auch auf das verschiedene Verhalten des manche Stähle durchsetzenden Ledeburits einer schnellen oder langsamen Verformung gegenüber. Es muß aber auch noch eines Umstandes gedacht werden, der von besonderer Bedeutung sein kann, nämlich der bereits erwähnten Abkühlung des Stahles an der Oberfläche durch seine Berührung mit den Sätteln. Ein nur gegossener Stahl, welcher bei verschiedenen hohen Temperaturen große Zähigkeit besitzt, wird im allgemeinen sich sowohl unter dem Hammer als auch unter der Presse anstandslos verschmieden lassen. Besitzt er jedoch nur in einem engbegrenzten Temperaturgebiet eine höhere Zähigkeit, so ist von ihm

sätteln für die Vorschmiedung von Schnelldrehstählen günstiger als solche mit breiten Sätteln und flacher Bahn. Aus diesem Grunde kann auch beim Verschmieden dieser Stähle unter dem Hammer dem Spitzsattel der Vorzug gegeben werden. Es würde im Rahmen dieser Untersuchung zu weit führen, auch die einzelnen etwa beim Walzen auftretenden Erscheinungen einer Prüfung zu unterziehen. Es sei bemerkt, daß gerade ein besonderer Vorteil des Walzens dieser Stähle gegenüber dem Schmieden oder Pressen in der kurzen Dauer ihrer Berührung mit den bearbeitenden Flächen zu suchen sein wird, wenn den Verhältnissen der Querschnittsabnahme der Werkstücke und deren Verarbeitungstemperatur in der bereits angegebenen Weise Rechnung getragen wird.

× 300

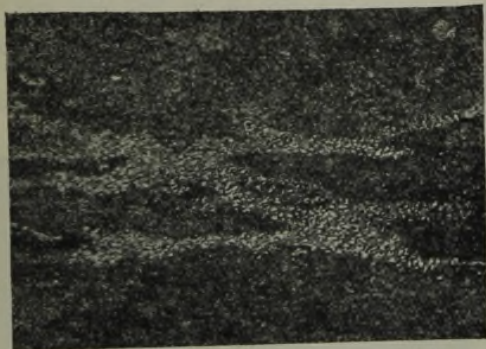


Abbildung 5. Probe 6b von Abbildung 3 unter dem Hammer auf 15 mm □ weiter verschmiedet. Entstehung sehr kleiner Kristalle durch Rekristallisation und zugleich sehr starke Zertrümmerung des Ledeburits. Aetzung II.

× 300

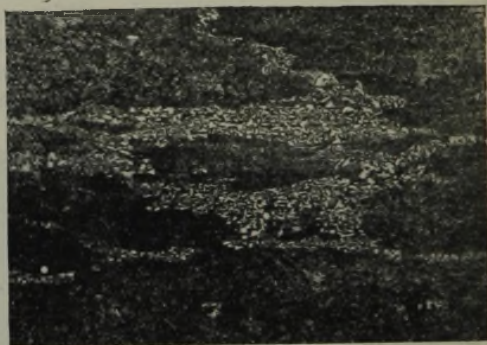


Abbildung 6. Probe 5b von Abbildung 3 unter der Presse auf 15 mm □ weiter verschmiedet. Auch hierbei nun Entstehung sehr vieler kleiner Kristalle durch Rekristallisation und sehr starke Zertrümmerung des Ledeburits. Aetzung II.

zu erwarten, daß er sich unter der Presse schlecht verhält und rissig wird, da die Dauer der Berührung seiner Oberfläche mit den beiden Sätteln der Presse eine beträchtliche ist, so daß das Arbeitsstück sich leicht unter die Temperatur seiner günstigen Zähigkeit abkühlt und an den abgekühlten Flächen und besonders Kanten bei der Verarbeitung aufplatzt. Ein häufiges Anwärmen eines derartigen empfindlichen Stahles während seiner Verschmiedung sowohl unter dem Hammer als auch der Presse ist daher unumgänglich notwendig, wobei zu beachten ist, daß die Verschmiedung selbst anfänglich nur mit leichten Drucken geschehen darf. Je kürzer die Dauer seiner Berührung mit den den Stahl bearbeitenden Flächen ist und je kleiner die Flächen selbst sind, um so geringer ist die Möglichkeit einer stärkeren oberflächlichen Abkühlung und um so weniger häufig treten bei empfindlichen Stählen Oberflächenrisse auf. Daher verhalten sich im allgemeinen Pressen mit schmalen Sattelflächen und mit Spitz-

Zusammenfassung der Ergebnisse.

Nach einem eingehend beschriebenen Versuchsplan wurden mit sechs verschieden hoch legierten Edeldählen Schmiede-, Kerbschlag- und Zerreißversuche ausgeführt. Es zeigte sich bei diesen Versuchen eine bemerkenswerte Uebereinstimmung der verschiedenen Schmiedbarkeit unter Hammer und Presse mit den Zahlenwerten der Warmkerbschlagproben und der Dehnung und Einschnürung von Warmzerreißproben. Ferner wurde der günstige Einfluß einer normalen Vorschmiedung unter dem Hammer auf das weitere Verhalten der Edeldähle bei der Warmverformung unter Hammer und Presse beschrieben. Als Ursache für das verschiedenartige Verhalten der Stähle unter Hammer und Presse wurden Rekristallisationserscheinungen, Zertrümmerung des Ledeburits, Abkühlung der Stähle durch die Schmiedesättel und die Wirkung verschiedener Schmiedetemperaturen und -drucke erkannt.

Ueber die Eigenschaften der Edelmstähle bei den technischen Formgebungsbedingungen.

Von Dr.-Ing. E. Siebel in Krefeld.

(Verhalten der Edelmstähle beim Schmieden und Walzen. Festigkeitsziffern von Edelmstählen bei hohen Temperaturen und statischer Beanspruchung. Untersuchungsverfahren zur Bestimmung der dynamischen Biegezugfestigkeit. Kaltversuche. Hoher Einfluß der Formänderungsgeschwindigkeit auf die Festigkeit beim Warmversuch. Verhalten der Edelmstähle beim dynamischen Warmbiegeversuch. Deutung der Festigkeitssteigerung bei dynamischer Beanspruchung. Folgerungen aus den Versuchsergebnissen.)

Die Eigenschaften des Stahls sind bei den durch die technischen Formänderungsprozesse gegebenen Bedingungen bisher noch wenig experimentell erforscht. Es gilt dies insbesondere hinsichtlich der Formänderungsgeschwindigkeiten, bei denen die betreffenden Versuche vorgenommen wurden. Man begnügte sich meist mit der Durchführung statischer Zerreißversuche, die aber selten über Temperaturen von 800° hinausgingen. Statische Stauchversuche bei 800 bis 1100°, welche der effektiven Beanspruchung bei den meisten technischen Formgebungsprozessen schon etwas näherkommen, wurden von Riedel¹⁾ und Siebel²⁾ durchgeführt. Der Einfluß der Formänderungsgeschwindigkeit blieb so aber ungeklärt. Der Versuch zur Ermittlung dieses Einflusses aus den im Auftrage des Vereins deutscher Eisenhüttenleute durchgeführten Walzversuchen von Puppe³⁾ wurde zuerst von Liss⁴⁾, dann von Siebel²⁾ gemacht. Von beiden wurde die Festigkeitserhöhung über die statische Festigkeit als annähernd der Wurzel der Formänderungsgeschwindigkeit proportional festgestellt. Das Ergebnis wird hier aber zu sehr durch die mannigfaltigen Ungenauigkeiten getrübt, die sich sowohl bei den komplizierten Messungen an der Walzstraße als auch bei der Auswertung der Versuche ergeben. Der Versuch zur Ermittlung dynamischer Festigkeitswerte wurde schließlich neuerdings durch F. Körber⁵⁾ und Ivar Bull Simonsen⁶⁾ mit Hilfe der Schlagzerreiprobe unternommen. Leider fehlt aber bei den hier ermittelten dynamischen Festigkeitswerten die Angabe der zugehörigen Formänderungsgeschwindigkeit. Auch hier tritt die aus dem Ergebnis der früheren Arbeiten zu erwartende Steigerung der Formänderungsfestigkeit bei dynamischer Formgebung klar in Erscheinung.

Die Beobachtungen beim Schmieden und Walzen der Edelmstähle lassen nun für diese ganz besonders interessante Festigkeitseigenschaften bei den in der Praxis gegebenen Formänderungsbedingungen vermuten. Es sei nur auf die außerordentlichen Widerstände hingewiesen, die dieselbe beim Ausschmieden und Walzen darbieten, und die nur

teilweise in den häufig verhältnismäßig niedrigen Formgebungstemperaturen ihre Erklärung finden können. Zu beachten bleibt auch die beschränkte Plastizität insbesondere der Schnelldreh- und hochgekohlten Werkzeugstähle, welche dieselben zu Bruch gehen läßt, wenn die Formänderungsgeschwindigkeit bestimmte Grenzen überschreitet. Es wurde deshalb der Versuch gemacht, experimentell zur Klärung dieser Fragen beizutragen.

Die Edelmstähle lassen sich hinsichtlich ihrer Verwendung in drei große Gruppen unterteilen, nämlich in Baustähle, Werkzeugstähle und Schnelldrehstähle. Die nach diesem Einteilungsprinzip zusammengehörigen Stähle sind im großen und ganzen ebenfalls zusammengehörig, und die Reihenfolge bleibt die

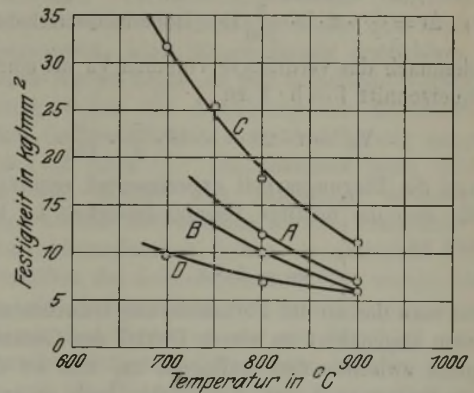


Abbildung 1. Statische Festigkeit beim Warmzerreiversuch.

gleiche, wenn man die Klassifizierung nach der Schmiedbarkeit vornimmt und in leicht, schwierig und schwer schmiedbare Stähle unterteilt. Es genügt also, um einen Einblick in das dynamische Verhalten der Edelmstähle zu erhalten, wenn zunächst von jeder Gruppe nur ein Stahl zur Untersuchung kam, dessen Verhalten auch für die übrigen Stähle der gleichen Gruppe als kennzeichnend angesehen werden kann. Als Vergleichsmaterial wurde außerdem ein niedriggekohter, unlegierter Einsatzstahl in Zahlentafel 1 wiedergegeben.

Statische Warmzerreiversuche ergaben für die Deutung der Formänderungsfähigkeit der Edelmstähle beim Schmieden und Walzen nicht den erwünschten Aufschluß. Wie Abb. 1 darlegt, fallen bei einer Temperatur von 900° die Festigkeitskurven sowohl des verhältnismäßig leicht schmiedbaren legierten Konstruktionsstahls A wie des schwierig schmiedbaren Werkzeugstahls B mit denjenigen des weichen

¹⁾ Riedel: Die Umformung bildsamer Körper. Dissertation, Aachen.

²⁾ Siebel: Grundlagen zur Berechnung des Kraft- und Arbeitsbedarfs beim Schmieden und Walzen. Bericht Nr. 28 Walzwerksaussch. V. d. Eisenh.

³⁾ Puppe: Versuche zur Ermittlung des Kraftbedarfs an Walzwerken (Düsseldorf: Verlag Stahleisen m. b. H. 1919.)

⁴⁾ Liss: Die Nutzarbeit des Walzvorgangs. St. u. E. 42 (1922), S. 689/97, 735/41, 768/72, 806/16, 891/6.

⁵⁾ F. Körber und I. B. Simonsen: Dynamische Prüfung des Stahls bei höheren Temperaturen. Mitt. K.-W.-Inst. Eisenforsch. 5 (1924) S. 21/36.

Zahlentafel 1. Zusammensetzung der untersuchten Stähle.

		Bestandteile in %								Bemerkungen
		C	Mn	Si	Ni	Cr	W	Mo	Va	
A	Konstruktionsstahl	0,36	0,65	0,25	3,8	0,95	—	—	—	Vergleichsmaterial
B	Werkzeugstahl	1,06	0,29	0,27	—	0,09	—	—	—	
C	Schnelldrehstahl	0,73	0,31	0,24	—	4,7	18,3	0,9	0,4	
D	Einsatzstahl	0,11	0,53	0,31	—	—	—	—	—	

Einsatzmaterials D zusammen. Nur der schwer schmiedbare Schnelldrehstahl C zeigt auch bei diesen hohen Temperaturen noch relativ hohe Festigkeitswerte. Jedenfalls reicht die so ermittelte Formänderungsfestigkeit bei weitem nicht an die praktisch beim Schmieden und Walzen auftretenden Festigkeitsziffern heran. Zur weiteren Erforschung wurden deshalb dynamisch ermittelte Werte herangezogen, und zwar wurden hierfür der einfachen Durchführbarkeit halber Biegeversuche benutzt.

Die rechnerischen Grundlagen sind dabei die folgenden: Den Querschnitt eines rechteckigen Stabes kann man sich bei der Biegung in eine gestauchte und eine gestreckte Hälfte zerlegt vorstellen. Bei einer Biegung um den Winkel φ berechnet sich dann die mittlere absolute Dehnung bzw. Stauchung jeder Querschnittshälfte zu

$$\text{Gl. 1) } \Delta l = \frac{1}{2} \cdot \pi \cdot h \cdot \frac{\varphi}{360} \quad (h = \text{Höhe des Querschnitts})$$

und demnach das verdrängte Volumen V_d bei einem Stabquerschnitt $f = b \cdot h$ zu

$$\text{Gl. 2) } V_d = f \cdot \Delta l = b \cdot h^2 \cdot \frac{\pi}{2} \cdot \frac{\varphi}{360}$$

Ist nun die Biegearbeit experimentell ermittelt, so läßt sich die mittlere Biegefestigkeit k_b berechnen zu

$$\text{Gl. 3) } k_b = A/V_d$$

Nimmt man das an der Formänderung teilnehmende Volumen angenähert zu einem Drittel des Gesamtvolumens zwischen den Auflagern an, und ist die Formänderung nach der Nebenachse halb so groß wie in der Formänderungshauptachse, so ergibt sich die Formänderungsgeschwindigkeit w_n zu

$$\text{Gl. 4) } w_n = \sim 0,75 \cdot \frac{h}{l^2} \cdot v,$$

worin l die Auflagerentfernung, v aber die mittlere Biegegeschwindigkeit in der Stabmitte bezeichnet.

Die Versuche gelangten nun so zur Durchführung, daß die Proben im Pendelschlagwerk bei hoher Formänderungsgeschwindigkeit durchgebogen wurden. Aus der so ermittelten Formänderungsarbeit war die dynamische Festigkeit alsdann nach Messung des Biegewinkels aus Gleichung 2 und 3 berechenbar. Die Schwierigkeit bei der Warmbiegeprobe lag darin, daß die Proben während des eigentlichen Versuchs nicht im Ofen belassen werden konnten. Der Ofen war vielmehr direkt neben dem Fallwerk aufgebaut, so daß die Proben an einem Draht mit einem Ruck vor die Widerlager gebracht werden konnten. Die Durchführung eines Versuchs dauerte so nur 5 bis 6 sek.

Die Berücksichtigung der in dieser Zeit stattfindenden Abkühlung war dabei in folgender Weise

Zahlentafel 2. Vergleich der Kaltfestigkeit bei Zug- und Biegebungsbeanspruchung.

Material D		Temperatur 20°		
Beanspruchung	Formänderungsgeschwindigkeit	Formänderungsfestigkeit		Probenform
		in $\frac{\text{mm}^2}{\text{mm}^2/\text{sek}}$	in $\frac{\text{kg}}{\text{mm}^2}$	
Zug, statisch	rd. 0		43,9	10 Φ
Biegung, statisch	rd. 0		46,0	10 \square
Biegung, dynamisch	rd. 4,2		62,5	10 \square

Zahlentafel 3. Einfluß der Formänderungsgeschwindigkeit beim Warmversuch.

Material D		Temperatur 900°		
Beanspruchung	Formänderungsgeschwindigkeit	Formänderungsfestigkeit		Probenform
		in $\frac{\text{mm}^3}{\text{mm}^2/\text{sek}}$	in $\frac{\text{kg}}{\text{mm}^2}$	
Zug	rd. 0		6,05	10 Φ
Biegung	rd. 1,3		14,0	10 \square
Biegung	rd. 4,6		20,0	10 \square

möglich. Bedeutet C die Strahlungszahl des Eisens = rd. 4,6, c seine spezifische Wärme = rd. 0,17 $\frac{\text{WE}}{\text{kg} \cdot ^\circ\text{C}}$ und T seine absolute Temperatur in $^\circ\text{C}$, so kann der sekundliche Temperaturabfall (ΔT) nach dem Stefan Boltzmannschen Gesetz angenähert berechnet werden zu

$$\Delta T = \frac{C}{3600} \cdot \frac{1}{c} \cdot \frac{F}{G} \cdot (T/100)^4,$$

worin F die Oberfläche des Körpers in m^2 und G sein Gewicht in kg bedeutet. Nach Einsetzung der Konstanten läßt sich diese Gleichung, wenn man den Umfang U in mm und den Querschnitt f in mm^2 einführt, auf die Form bringen

$$\text{Gl. 5) } \Delta T = \text{rd. } 9 \cdot \frac{U}{f} \cdot (T/1000)^4.$$

Es ergibt sich daraus für die 10- \square -Probe bei 900° eine sekundliche Abkühlung von rd. 7°, während dieser Wert bei der 15- \square -Probe bei 1000° 6° und bei 900° rd. 4,5° beträgt. Von der Gesamtversuchsdauer von 5 bis 6 sek waren die ersten 1 bis 2 sek für die Abkühlung zu vernachlässigen, da die Probe sich alsdann noch im Ofen befand. Zur Erlangung richtiger Versuchsergebnisse mußte also die 10- \square -Probe bei 900° um rd. 30° über die eigentliche Versuchstemperatur überhitzt werden, während diese Ziffer für die 15- \square -Probe bei 1000° rd. 25° und bei 900° rd. 20° beträgt.

Die erste Versuchsreihe wurde mit Material D bei Zimmertemperatur (rd. 20°) durchgeführt und gibt

einen Vergleich der durch den statischen Zerreißversuch, durch den statischen Biegeversuch und durch den dynamischen Biegeversuch ermittelten Festigkeitswerte (Zahlentafel 2). Wie wir sehen, ergeben sich dabei für die statische Zerreißfestigkeit und für die statische Biegefestigkeit gut übereinstimmende Werte, während die dynamische Biegefestigkeit um 35 bis 40 % höher liegt. Bei allen Biegeversuchen wurde auch im folgenden der Einfluß der an den Enden auftretenden Reibungskräfte nicht berücksichtigt; doch ist derselbe gering und kann das Ergebnis nicht wesentlich beeinflussen. Bei den Zerreiversuchen wurde die Festigkeit auf den Ausgangsquerschnitt bezogen.

Die zweite Versuchsreihe sollte den Einfluß wechselnder Formänderungsgeschwindigkeit auf die Festigkeit bei hohen Temperaturen darlegen. Zur Untersuchung gelangte auch hier das Material D. Das Ergebnis ist in Zahlentafel 3 wiedergegeben. Auch hier zeigt sich bereits bei geringer Geschwindigkeit eine starke Erhöhung der Formänderungsfestigkeit, die bei weiterer Erhöhung der Geschwindigkeit noch steigt. Die Festigkeitssteigerung ist dabei annähernd der Wurzel der Formänderungsgeschwindigkeit proportional. Dies zuerst von Liss⁶⁾ aufgestellte Gesetz scheint sich also zu bestätigen. Die prozentuale Steigerung der Festigkeit liegt ganz bedeutend über den beim Kaltversuch ermittelten Werten.

Die dritte Versuchsreihe schließlich sollte den Einfluß der Formänderungsgeschwindigkeit bei den eingangs durch den Warmzerreiversuch erprobten Edelmstählen klären. Die Versuche kamen bei 900 und 1000° mit 15-□-Biegeproben und einer Schlagenergie des Pendels von 85 mkg entsprechend einer Auftreffgeschwindigkeit von 6,8 m/sek und einer Formänderungsgeschwindigkeit von 5 bis 7 sek⁻¹ zur Durchführung. Als Vergleichswerte sind die bei 900° gefundenen Zerreifestigkeiten gegenübergestellt. Die prozentuale Steigerung der Festigkeit schwankt bei den Versuchsbedingungen zwischen 200 und 270 % und ist bei dem kohlenstoffarmen Einsatzstahl D wie bei dem Konstruktionsstahl A am geringsten, am stärksten aber bei dem hochgekohlten Werkzeugstahl B und dem Schnelldrehstahl C. Der spezifische Geschwindigkeitseinflu, bezogen auf die Quadratwurzel der Formänderungsgeschwindigkeit, ist bei dem Einsatzstahl D am kleinsten und erreicht bei dem Schnelldrehstahl C die bemerkenswerte Größe von 17 bis 18 kg · mm⁻² · sek^{-1/2}.

Wir können eine Deutung der geschilderten Ergebnisse auf zweierlei Art versuchen. Einmal kann die hohe Festigkeit beim dynamischen Versuch ein-

zig und allein darauf zurückgeführt werden, daß mit höheren Formänderungsgeschwindigkeiten die inneren Reibungswiderstände nach Art der Reibung zäher Flüssigkeiten in Abhängigkeit von der Verschiebungsgeschwindigkeit steigen⁹⁾. Was dagegen spricht, ist die verhältnismäßig geringe Zunahme der dynamischen gegenüber der statischen Festigkeit beim Kaltbiegeversuch (Zahlentafel 2). Zweitens kann man zur Erklärung noch den Einfluß der Formänderungsverfestigung hinzuziehen. Auch bei diesen hohen Temperaturen muß man mit primär auftretenden Verfestigungserscheinungen rechnen, die jedoch beim statischen Versuch stets durch die sofort eintretende Rekristallisation wieder rückgängig gemacht werden. Beim dynamischen Versuch scheint jedoch die Rekristallisationsgeschwindigkeit häufig unterhalb der Formänderungsgeschwindigkeit zu liegen, und in diesem Falle muß mit dem Auftreten einer wesentlichen Verfestigung beim dynamischen Versuch gerechnet werden.

Aus den Versuchsergebnissen vermag man nun eine Reihe von Folgerungen hinsichtlich des Verhaltens der betrachteten Stähle bei den technischen Formänderungsprozessen zu ziehen.

Ohne weiteres ist es ersichtlich, daß die bei den technischen Formgebungsprozessen auftretenden Formänderungswiderstände weit über den durch den Warmzerrei- oder Stauchversuch ermittelten statischen Werten liegen, da jede technische Warmformgebung wegen der Abkühlung des Materials mit hoher Geschwindigkeit zur Durchführung gelangen muß (vgl. Anm. 7). Die praktisch beim Schmieden und Walzen der Edelmstähle auftretenden hohen Drücke sind so ohne weiteres erklärbar. Die ganz außerordentlich hohen dynamischen Festigkeitsziffern des Schnelldrehstahls C¹⁰⁾ weisen darauf hin, daß insbesondere für derartige Stähle beim Walzen die Abnahmen nur ein Bruchteil der bei normalen Flueisenkalibrierungen üblichen sein dürfen und die Walzgeschwindigkeit wesentlich herabzusetzen ist, um eine Ueberbeanspruchung der Walzen zu vermeiden.

Bezeichnet man diejenige Beanspruchung des Materials, bei deren Ueberschreitung es zertrümmert wird, als „Bruchfestigkeit“¹¹⁾, diejenige Beanspruchung hingegen, bei der es sich bildsam verformt, als seine „Formänderungsfestigkeit“, so ist die Vorbedingung für das plastische Verhalten eines Körpers, daß seine Formänderungsfestigkeit unterhalb der Bruchfestigkeit liegt (Definition des Plastizi-

⁹⁾ Vgl. Siebel a. a. O.

¹⁰⁾ Ihre Erklärung finden diese hohen Ziffern wohl darin, daß die Schnelldrehstähle auch bei diesen hohen Temperaturen noch ungelöste Karbide enthalten.

¹¹⁾ Dieser Wert ist mit der Zerreißfestigkeit nicht identisch, da die Zertrümmerung auch durch Druckkräfte erfolgen kann. Man muß dies Zubruchgehen des Materials vielmehr auf sekundär auftretende Schubbeanspruchungen zurückführen, die durch die primär wirkenden Zug- oder Druckkräfte unter 45° zu diesen geneigt ausgelöst werden. Die Bruchfestigkeit wird demgemäß auch durch eine Spannungsdifferenz in zwei zueinander ⊥ stehenden Kraftfeldern charakterisiert. Sie ist eine Funktion des hydrostatischen Drucks, unter dem der Körper steht.

⁶⁾ Vgl. Liss a. a. O.

⁷⁾ Bei den von Liss und Siebel ausgewerteten Walzversuchen schwankte die Formänderungsgeschwindigkeit zwischen 1 und 40 sek⁻¹.

⁸⁾ Die Zahlen sind mit den bei der 10-□-Biegeprobe gewonnenen Werten nicht völlig vergleichbar. Doch sind die beim Material D gefundenen Abweichungen keine wesentlichen. Eine nähere Prüfung des Einflusses verschiedener Probenquerschnitte war zurzeit nicht möglich.

Zahlentafel 4. Verhalten der Edelstähle bei der dynamischen Warmbiegeprobe.

Material	Temperatur	Mittlere Schlaggeschw.	Formänderungsarbeit		Formänd. Geschwind.	Statische Festigkeit	Dynam. Festigkeit		Festigkeitssteigerung	Spezifischer Geschwindigkeits-einfluß	Proben
			in mm · kg	in mm ³ /sek			in mm/kg	in mm ²			
	in °C	in mm/sek			in mm ³ /sek	in kg/mm ²	in mm/kg	in mm ²	in %	in kg · mm ⁻² · sek ^{-1/2}	
A	900	5700	46 600	44 800	6,4	7,0	23,3	22,4	220—230	5,8—6,2	15 mm □
	1000	6000	35 800	37 100	6,7		17,9	18,5			
B	900	5800	44 600		6,5	6,05	22,2		270	5,8	um 135° 30'
	1000	6100	32 000		6,9		16,0				
C	900	4300	78 500		4,8	11,0	39,2		255	17,4	gebogen
	1000	5000	66 000		5,6		33,0				
D	900	5900	38 500	36 900	6,6	6,05	19,2	18,5	205—220	4,8—5,1	V _d = 2000 mm ³
	1000	6100	31 000	30 500	6,9		15,5	15,2			

tätsbegriffes). Während die Bruchfestigkeit als von der Formänderungsgeschwindigkeit unabhängig anzunehmen ist, steht die Formänderungsfestigkeit in der durch Zahlentafel 3 und 4 charakterisierten Beziehung zu dieser Größe. Es ist leicht ersichtlich, daß die Formänderungsgeschwindigkeit bei allen Formgebungsprozessen ein bestimmtes Maß nicht überschreiten darf, damit der betreffende Werkstoff seine Bildsamkeit behält¹²⁾. Die Gefahr einer Ueberschreitung dieser „Formänderungsgrenzgeschwindigkeit“ ist natürlich von den untersuchten Werkstoffen beim Schneldrehstahl mit seiner außerordentlich hohen relativen wie absoluten dynamischen Festigkeitssteigerung am größten. Es wird denn auch gerade hier in der Praxis das Vorhandensein einer solchen Formänderungsgrenzgeschwindigkeit bestätigt, die weder beim Schmieden noch beim Walzen überschritten werden darf, ohne das Material zu schädigen.

Streckung und Breitung beim Walzprozeß sind das Ergebnis von Gleichgewichtszuständen, die sich in der durch den Walzspalt bestimmten Formänderungszone ausbilden. In erster Linie sind dabei die Reibungswiderstände beim Abfließen des verdrängten Materials relativ zur Walzenoberfläche von Bedeutung, denn während dieselben in der Streckrichtung wegen der schmalen Ausbildung der Formänderungszone (annähernde Linienberührung zwischen Walzen und Walzgut) nur gering sind, ist ein Abfließen in die Breite durch den hier sehr großen Fließwiderstand fast ganz verhindert. Naturgemäß wirkt aber die durch die Formänderungsgeschwindigkeit bewirkte Festigkeitssteigerung dieser Erscheinung oft entgegen, da diese Größe in der Stauch-Streckebene meist einen hohen Wert besitzt, während

¹²⁾ Hier liegt wohl auch die Erklärung für das Wesen der Kerbschlagprobe, bei der die Bruchfestigkeit durch die Kerbwirkung künstlich erniedrigt ist, während die Formänderungsfestigkeit durch die dynamische Versuchsdurchführung erhöht wird. Sie ist also ein Maß der Bildsamkeit bei dynamischer Beanspruchung.

sie in der Stauch-Breiteebene nur klein zu sein pflegt. Für Edelstähle mit relativ hoher Abhängigkeit der Festigkeit von der Formänderungsgeschwindigkeit (vgl. Zahlentafel 4) steht also meist unter sonst gleichen Bedingungen eine stärkere Breitung zu erwarten als bei weichem Material.

Es würde zu weit führen und wohl auch in Anbetracht des beschränkten Versuchsmaterials verfrüht sein, weitere Schlüsse aus dem Verhalten der Edelstähle beim dynamischen Biegeversuch zu ziehen. Jedenfalls scheint hier aber ein Weg gegeben zu sein, um uns sowohl in der Erkenntnis des Wesens der bildsamen Formgebung einen Schritt weiter zu bringen, als auch die Vorausbestimmung des Verhaltens unserer Konstruktions- und Werkzeugmaterialien bei den technischen Formgebungsprozessen zu ermöglichen.

Zusammenfassung.

1. An Hand von dynamischen Warmbiegeversuchen wurde der Einfluß der Formänderungsgeschwindigkeit auf die Formänderungsfestigkeit von Edelstählen untersucht, wobei sich bei mittleren in der Technik gebräuchlichen Geschwindigkeiten Festigkeitssteigerungen von 200 bis 300 % gegenüber dem Warmzerreißeversuch ergaben.

2. Es wurde eine Deutung der Ergebnisse einmal durch Vergleich des bildsamen Zustandes mit dem Verhalten zäher Flüssigkeiten, dann aber unter Berücksichtigung der Verfestigungserscheinungen und der Rekristallisationsgeschwindigkeit zu geben versucht.

3. Es wurden aus den Versuchsergebnissen Schlüsse auf das Verhalten der Edelstähle bei den technischen Formgebungsprozessen gezogen, wobei insbesondere die hohen technischen Formänderungswiderstände, die Empfindlichkeit gegen das Ueberschreiten einer Grenzformänderungsgeschwindigkeit und die Gleichgewichtszustände in der Formänderungszone besprochen wurden.

Formungsvorgänge beim Rundwalzen von Stahl mit wechselndem Kohlenstoffgehalt.

Von O. Emicke und M. Rodenbach in Remscheid-Hasten.

(Einfluß von Kohlenstoffgehalt, Walzgeschwindigkeit und Temperatur auf die Querschnittsabnahme.)

Auf die richtige Kalibrierung der Vorkaliber, besonders des Quadrats und des Schlichtovals zur Erzielung eines guten Endproduktes wird für das Walzen von Rundeisen mehrfach hingewiesen¹⁾. Beim Walzen von hartem Stahl liegen, wenn es sich um Rundquerschnitte in Stabform handelt, andere Verhältnisse vor als beim weichen Stahl: der hohe Kohlenstoffgehalt verbietet hohe Vorwärmtempera-

sind die Pausen zwischen den Stichen durch die Bedienung von Hand und dadurch die Abkühlung größer.

Die Erscheinung, daß bei gleicher Kaliberstellung, Walztemperatur und Walzgeschwindigkeit, aber wechselndem Kohlenstoffgehalt und Legierungsbestandteilen ein verschiedenes Enderzeugnis erhalten wurde, führte zu Versuchen, welche zunächst einmal den Einfluß des Kohlenstoffgehaltes, der Walzgeschwindigkeit und der Temperatur erfassen sollten.

Die Versuche wurden an einer 280er Doppelduostraße durchgeführt. Die Walzpausen zwischen den Stichen waren normal; bei den niedrigen Temperaturen wurde nach dem Quadratstich pausiert und Oval- und Fertigstich bei 600° vorgenommen. Es sind die Erscheinungen beim Walzen der Rundquerschnitte 9 mm herausgegriffen worden, doch gilt das gleiche für alle die Querschnitte, die über das Schlichtoval aus der Quadratform entstehen. In Zahlentafel 1 sind die näheren Angaben zusammengefaßt. In Abb. 1 ist die Abhängigkeit des Breitungskoeffizienten vom Quadrat zum Schlichtoval a mit der Walzgeschwindigkeit und b mit der Walztemperatur zusammengestellt. Mit zunehmender Walzgeschwindigkeit (a) nimmt im allgemeinen die Breitung ab. Eine Ausnahme bildet das Material mit niedrigem Kohlenstoffgehalt und hoher Walztemperatur. Hoher Kohlenstoffgehalt und niedrige Walztemperatur ergeben wesentlich geringere Breitung als hohe Walztemperaturen. Mit steigender Walztemperatur, aber fallendem Kohlenstoffgehalt vergrößert sich die Breitung, und zwar bei niedrigen Walzgeschwindigkeiten mehr als bei hohen.

Der gleiche Zusammenhang jedoch für die Breitungsvorgänge vom Schlichtoval zum Fertigkaliber ist in Abb. 2 a und b zusammengestellt. Hier ist die mittlere Breitung nach Geuze 0,35 (H—h) mit eingetragen worden. Die Breitungsunterschiede in Abhängigkeit von der Walzgeschwindigkeit (a) sind nicht wesentlich. Auffällig ist allerdings die dem hohen Kohlenstoffgehalt eigentümliche, gleichmäßig große Breitung bei niedriger Temperatur. Mit steigender Temperatur (b) fällt die Breitung; der hohe Kohlenstoffgehalt erwirkt die größere Breitung.

In Abb. 3 a und b sind die prozentualen Querschnittsabnahmen vom Quadrat- zum Schlichtovalkaliber a mit steigender Walzgeschwindigkeit, b mit zunehmender Temperatur zusammengestellt. Während der Werkstoff mit niedrigem Kohlenstoffgehalt und steigender Walzgeschwindigkeit (a) im Querschnitt abnimmt, verhält sich das Material mit hohem Kohlenstoffgehalt umgekehrt. Eine Temperaturerhöhung (b) bringt bei höherem Kohlenstoffgehalt eine Zunahme der Querschnittsverminderung mit sich, bei niedrigem Kohlenstoffgehalt bleibt mit

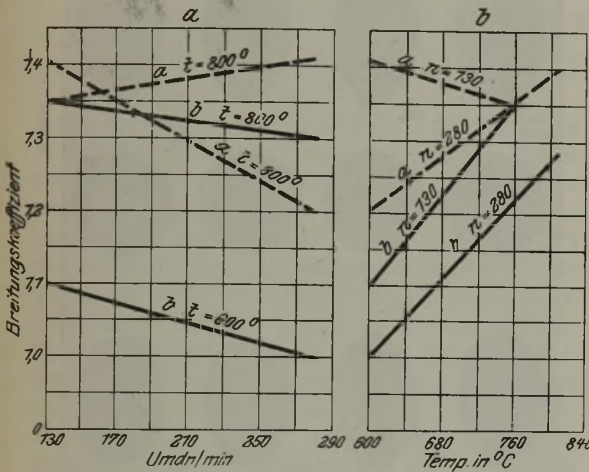


Abbildung 1. Breitung von 9 mm Ø vom Quadratstich zum Schlichtoval.

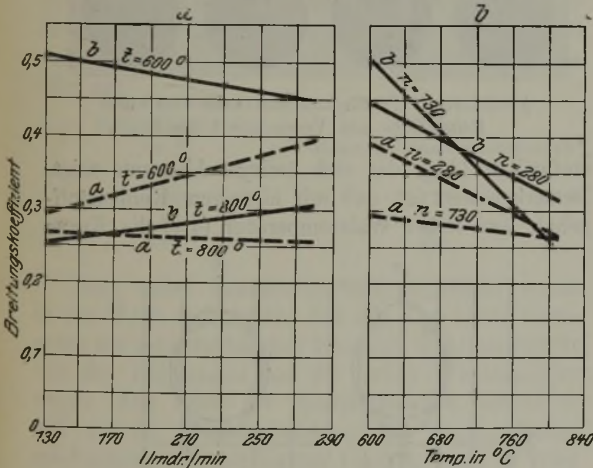


Abbildung 2. Breitung beim Walzen von 9 mm Ø vom Schlichtoval zum Fertig-Rundkaliber.

turen und lange Vorwärmezeiten infolge der Gefahr des Verbrennens oder der Entkohlung, und bei gegebener Kaliberform zu hohe Walzgeschwindigkeiten infolge des schlechten Fassens des Walzgutes; auch

¹⁾ Wüst und Braun: Ueber das Walzen von Rundeisen; Mitt. K.-W.-Inst. Eisenforsch., I. Band. — W. Tafel: Walzen und Walzenkalibrieren; (Dortmund: Fr. Wilh. Ruhfus: 1923).

Zahlentafel 1. Versuche über das Walzen verschieden harter Stähle.

Versuch Nr.	Werkstoff Nr.	Umdreh. je min	Temp. Cels.	Maße der Querschnitte in mm					Breitungs-koeffizient		Querschnittsinhalt mm ²			Querschnitts-abnahme in %	
				□	B. c > H.	H. φ B.	□ - c >	c > - φ	□	c >	φ	□ - c >	c > - φ		
1	a	130	780	9,65	12,15	7,80	8,85	8,68	1,35	0,268	93,13	70, —	62,22	24,8	11,1
2	b	130	780	9,65	12,30	7,68	8,95	8,77	1,35	0,254	93,13	70, —	64,44	24,8	7,85
3	a	130	600	9,65	12,05	7,95	8,94	8,86	1,41	0,293	93,13	70,44	64,44	24,36	8,5
4	b	130	600	9,65	11,57	7,92	9,31	9,07	1,10	0,510	93,13	75,55	68,88	18,87	8,8
5	a	280	810	9,65	12,30	7,78	8,78	8,68	1,41	0,256	93,13	75,55	65,55	18,87	13,2
6	b	280	810	9,65	12,13	7,75	8,80	8,77	1,30	0,306	93,13	68,88	61,22	26	11,1
7	a	280	600	9,65	11,65	8, —	8,95	9,06	1,20	0,393	93,13	73,33	66,66	21,2	9,09
8	b	280	600	9,65	11,28	8,05	9,05	9,09	1, —	0,447	93,13	73,33	65,55	21,2	10,6

Chemische Zusammensetzung. C: a) 0,45, b) 1,45%. Mn: a) 0,60, b) 0,35%. Si: a) 0,40, b) 0,25%.

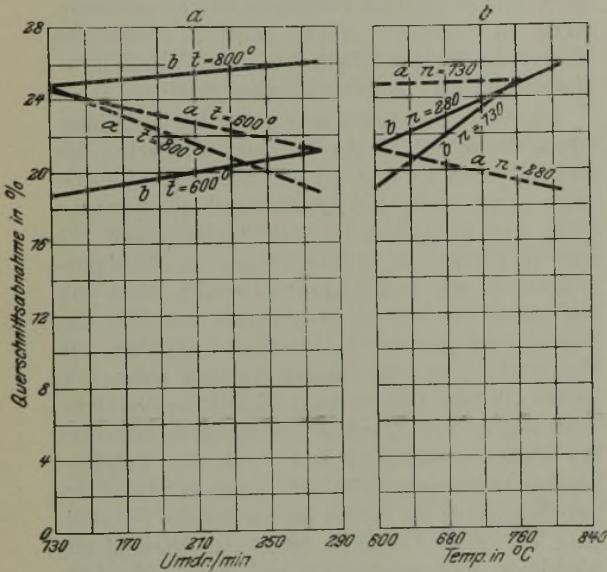


Abbildung 3. Querschnittsabnahme in % vom Quadrat zum Schlichtovalkaliber.

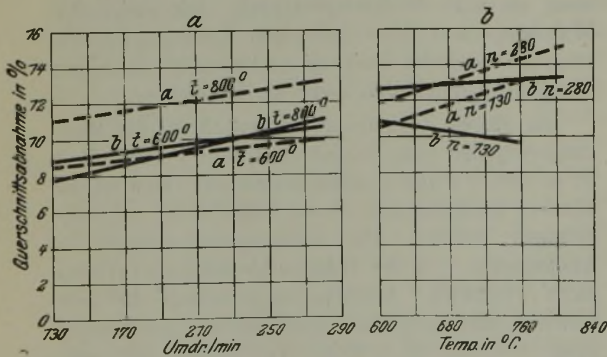


Abbildung 4. Querschnittsabnahme in % vom Schlichtoval zum Fertig-Rundkaliber.

niedriger Umdrehzahl die Querschnittsabnahme unverändert; sie nimmt bei hoher Umdrehzahl etwas ab und liegt unter der vorher genannten.

Die Abb. 4 a und b geben die gleichen Zusammenhänge wie Abb. 3, jedoch für die Umformung vom Schlichtoval zum Fertiggrundprofil, wieder. Mit steigender Walzgeschwindigkeit (a) und zunehmender Temperatur wächst unabhängig vom Kohlenstoffgehalt die Querschnittsabnahme. Eine Ausnahme bildet lediglich der Werkstoff mit hohem Kohlen-



Abbildung 5. Profilquerschnitte der Oval- und Rundstiche aus Versuchen 1 bis 8.

stoffgehalt (4 b), der eine geringe Abnahme zeigt. Bemerkenswert ist, daß mit niedrigem Kohlenstoffgehalt und hoher Walztemperatur (4 a) die Kurve

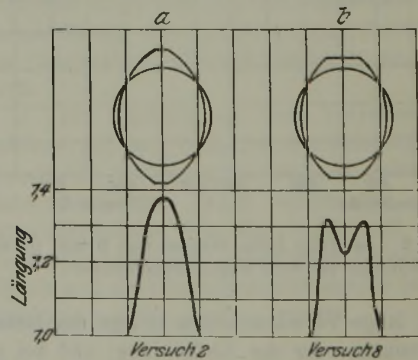


Abbildung 6. Längungsdiagramm.

der Querschnittsabnahme nicht unbeträchtlich über den drei anderen eng zusammengedrängten liegt.

Hohe Walzgeschwindigkeit und niedrige Temperatur ergeben die geringsten Toleranzen beim Fertig-

material, obwohl der Ovalstich die schlechteste Füllung aufweist (vgl. Abb. 5, in der die Profilquerschnitte des Oval- und Rundkalibers wiedergegeben sind). In Abb. 6 sind zur Konstruktion der Längungsdiagramme die Fälle der größten (a) und der kleinsten (b) Füllung des Okalkalibers herausgegriffen. (Versuch 2 und 8 aus Zahlentafel 1.) Bei idealer Füllung (a) liegt der Hauptdruck und damit die größte Längung in der Mitte des Profils. Die Breitung ist eine unvollkommenere, weil durch den hohen Druck in der Mitte das seitliche Material in die Länge gezogen wird und so ein Leerbleiben im Fertigkaliber erfolgt. Bei mangelhafter Füllung des Okalkalibers (b) sind

die Drücke an sich kleiner, der Hauptdruck liegt nicht mehr in der Mitte, sondern an den Seiten, dadurch wird die Breitung und Füllung des Fertigkalibers eine vollkommenerere.

Aus dem Vorhergesagten kann allgemein gefolgert werden, daß bei gegebener Quadratform mit wachsendem Kohlenstoffgehalt der Querschnitt des Ovalstiches sich vermindert; trotzdem wird das Endprodukt größer und genauer als bei Material mit niederem Kohlenstoffgehalt, bei welchem der Ovalquerschnitt größer ist. Auf den Einfluß von Temperatur und Walzgeschwindigkeit ist hingewiesen worden.

Die Rekristallisation von Kohlenstoffstählen und legierten Stählen.

Von Dr.-Ing. W. Schneider in Düsseldorf und Dr.-Ing. E. Houdremont in Crefeld.

(Verfolgung der Rekristallisation durch Warmzerreiversuche. Einfluß der Anlaßtemperatur auf die mechanischen Eigenschaften nach Kaltverformung.)

In dem bisherigen Schrifttum ist nur der Rekristallisation kalt verformten reinen Eisens und Flußeisens mit verhältnismäßig niederen Kohlenstoffgehalten Beachtung geschenkt worden. In eingehender Weise haben P. Oberhoffer und W. Oertel¹⁾ sich mit der Rekristallisation kaltverformten Elektrolyteisens befaßt. Sie führten ihre Versuche an kleinen zylindrischen Stäbchen von 18 mm Höhe und 9 mm Durchmesser aus, bei denen die Verformung durch Stauchen der Versuchskörper erreicht wurde. Die bei den nachfolgenden Glühungen fortschreitende Rekristallisation wurde durch Feststellung der Brinellhärte und mikroskopische Beobachtungen (Kornzählung) verfolgt. Sie kamen bei diesen Versuchen zu dem Schluß, daß die Rekristallisation bei um so höherer Glühtemperatur einsetzt, je geringer die vorangegangene Verformung gewesen ist. Den wahren Beginn der Rekristallisation geben sie wie folgt an:

Höhenabnahme in %	Wahre Rekristallisationstemperatur
5	480
25	470
50	380
75	370

Diese wahre Rekristallisationstemperatur wurde in der Weise festgestellt, daß die Kurve der Korngröße des rekristallisierten Materials in Abhängigkeit von der Temperatur auf die Größe 0 extrapoliert wurde. Das Ende der Rekristallisation, soweit es sich um die Wiedererreichung der ursprünglichen mechanischen Eigenschaften handelt, kann in etwa aus den Kurven der Härte der verformten Körper in Abhängigkeit von der Temperatur ersehen werden. Bei der um 75 % gestauchten Probe ändert sich die Härte nach einer Glühung bei 500° nur noch unwesentlich, während bei den um 50 und 25 % gedrückten Körpern diese Temperatur bei 600° liegt. Die Probe A schließlich mit nur 5 % Höhenvermin-

derung hat erst bei etwa 700° die Härte der anderen Proben erreicht. Sehr umfangreich ist das Schrifttum über Untersuchungen an kaltverformtem Flußeisen, die sich in der Hauptsache mit dem nach kritischer Verformung bei bestimmten Temperaturen (zwischen A_{c1} und A_{c2}) auftretenden sehr starken Kornwachstum beschäftigen²⁾. Mit der Veränderung der mechanischen Eigenschaften kaltgewalzten Flußeisens durch steigende Anlaßtemperaturen beschäftigten sich u. a. P. Goerens³⁾, O. Bauer⁴⁾ und in jüngerer Zeit P. Oberhoffer und H. Jungbluth⁵⁾. P. Goerens führte seine Untersuchungen an einem Flußeisen von 0,08 % C und 0,39 % Mn aus, das durch Ziehen eine Querschnittsverminderung von 85 % (von 7 mm ϕ auf 2,7 mm ϕ) erfahren hatte. Nach Anlassen auf Temperaturen bis 1100° wurden die Versuchsstäbe einer eingehenden Untersuchung ihrer mechanischen und physikalischen Eigenschaften unterworfen. Er konnte feststellen, daß nach Glühen bei 520° sämtliche Eigenschaften eine mehr oder weniger ausgeprägte plötzliche Änderung erfahren und den Werten des Ausgangszustandes zustreben, wobei auch die sehnige Struktur wieder in die körnige überging. Die Glühdauer spielte nur eine untergeordnete Rolle. O. Bauer untersuchte ein härteres Flußeisen mit 0,29 % C und 0,98 % Mn, das in einem Zuge von 41,5 mm ϕ auf 39 mm ϕ heruntergezogen war, also eine Querschnittsverminderung von 18 % erfahren hatte. Durch die folgenden Anlaversuche wurden die Festigkeitseigenschaften wieder auf ihre ursprünglichen Werte zurückgeführt, und zwar setzte die Veränderung nach einer Glühung bei 400° ein und

¹⁾ Vgl. u. a. A. Pomp: Kritische Wärmebehandlung nach kritischer Kaltformgebung von kohlenstoffarmem Flußeisen; St. u. E. 40 (1920), S. 1261/9, 1366/78 u. 1403/15.

²⁾ P. Goerens: Ueber den Einfluß der Wärmebehandlung auf die Eigenschaften von kalt bearbeitetem Flußeisen; Ferrum 10 (1912/13), S. 226/33 u. 260/70.

³⁾ O. Bauer: Einige Versuche mit kaltgezogenem und wieder angelassenem Flußeisen; Mitt. Materialprüf. 33 (1915), S. 395.

⁴⁾ P. Oberhoffer und H. Jungbluth: Die Rekristallisation des technischen Eisens; St. u. E. 42 (1922), S. 1513/9.

⁵⁾ P. Oberhoffer und W. Oertel: Die Rekristallisation des Eisens; St. u. E. 39 (1919), S. 1061/7. Die Rekristallisation des Elektrolyteisens; St. u. E. 44 (1924), S. 560/1.

war mit gleichmäßigem Abfall bei 700° beendet. Die Festigkeit und Proportionalitätsgrenze erfuhren durch ein Glühen bei 300° eine geringe Erhöhung. Oberhoffer und Jungbluth führten ihre Versuche in ähnlicher Weise durch, wie dies Oberhoffer und Oertel⁶⁾ bei ihrer Arbeit an Elektrolyteisen getan hatten. Ihre Untersuchungen, die sie an vier verschiedenen Flußeisensorten von 0,07 bis 0,18 % C ausführten, lassen erkennen, daß der Beginn der mikroskopisch erkennbaren Rekristallisation sich mit wachsendem Mangangehalt zu höheren Temperaturen verschiebt. Bei dem Weicheisen mit 0,08 % C und 0,13 % Mn waren die ersten neugebildeten Körner schon nach einer Glühung bei 400° zu erkennen, wenigstens soweit es sich um die Proben handelt, die eine stärkere Höhenabnahme erfahren haben (50 und 75 %), das zweite Flußeisen mit praktisch demselben Kohlenstoffgehalt (0,09 %), aber höherem Mangangehalt (0,33 %) zeigte die erste Neubildung erst bei 500°, und zwar nur bei der um 75 % gestauchten Probe, während bei der um 50 % in ihrer Höhe verminderten Probe die erste Neubildung erst zwischen 500 und 600° stattfand. Der letzte untersuchte Werkstoff schließlich mit 0,18 % C und 0,52 % Mn zeigte die ersten Neubildungen der Kristalle nach Glühung bei 600°, und zwar sowohl bei der um 25,50 und 65 % gestauchten Probe. Wieweit hier jedoch auch dem höheren Kohlenstoffgehalt eine Rolle zufällt, läßt sich nicht sagen.

Das weite Gebiet der Stähle mit höheren Kohlenstoffgehalten und der legierten Stähle ist in dem bisherigen Schrifttum mit Bezug auf Rekristallisation nach vorangegangener Kaltbearbeitung noch nicht behandelt worden. Mit vorliegender Arbeit sollte der Zweck verfolgt werden, auch das Verhalten dieser Stähle einer näheren Prüfung zu unterziehen und die Beziehungen zwischen Kaltbearbeitung und Rekristallisationstemperatur — Beginn und Ende — sowie deren Beeinflussung durch Legierungselemente festzulegen.

Da das von Oberhoffer und Oertel⁷⁾ angewandte mikroskopische Verfahren bei den Stählen mit höheren Kohlenstoffgehalten wegen der Schwierigkeit einer klaren Kornätzung nicht anwendbar war, wurde zunächst so vorgegangen, daß mit dem zu untersuchenden Werkstoffe Warmzerreiβversuche ausgeführt und hierbei die während des Rekens auftretenden Verfestigungen festgestellt wurden. Bekanntlich ist bei einem Zerreiβversuch durch die Koordinaten des Höchstlastpunktes (Beginn der Einschnürung) der weitere Verlauf der Kurve bis zum Bruch gekennzeichnet, und zwar ist dieser Teil des Zerreiβdiagramms eine Gerade, wenn man als Ordinate die auf den jeweiligen Querschnitt bezogenen wahren Spannungen, als Abszisse aber $\ln \frac{Q}{Q'}$ (Q = Anfangsquerschnitt, Q' = jeweiliger zu der betreffenden Spannung gehöriger Querschnitt) aufträgt⁸⁾. Bei normalem Verlaufe des Zerreiβ-

vorganges und der durch die Verformung erfolgenden Verfestigung ist der Neigungswinkel α dieser Geraden zu der Abszisse also durch den Höchstlastpunkt festgelegt. Liegt nun die Versuchstemperatur oberhalb des Beginns der Rekristallisation, so wird der Winkel α ein kleiner werden und den Wert Null erreichen, wenn die Rekristallisationsgeschwindigkeit die Verformungsgeschwindigkeit erreicht. Es tritt dann keine Verfestigung ein, die Festigkeit des durch den Zerreiβvorgang verformten Werkstoffs ist dieselbe wie die des nicht deformierten Stoffes⁹⁾.

Als Versuchsmaterial dienten Zerreiβproben von 10 mm ϕ eines Manganstahles A, eines hochchromhaltigen Stahles B und eines Chrom-Wolfram-Stahles C, deren Zusammensetzung aus Zahlentafel 1 hervorgeht.

Zahlentafel 1. Zusammensetzung der Stähle für die Warmzerreiβversuche.

	C	Mn	Si	W	Cr	P	S
A	0,52	1,08	0,22	—	—	0,023	0,027
B	2,12	0,42	0,26	—	11,8	0,020	0,014
C	0,46	0,43	0,20	3,50	0,95	0,018	0,009

Die Proben wurden in einem die Stäbe eng umschließenden Chrom-Nickel-Widerstandsofen langsam auf die gewünschte Temperatur erhitzt, eine Viertelstunde auf Temperatur gehalten und im Ofen zerrissen. Die Temperaturverteilung im Ofen wurde an verschiedenen Stellen mittels Thermoelementen kontrolliert, sie war über die Länge des Probestabes vollkommen gleichmäßig. Die Größe des Verfestigungswinkels ergab sich einmal aus dem Höchstlastpunkt, dessen Abszisse sich aus der Dehnung, die ja bis zu dieser Belastung gleichmäßig über den ganzen Stab ist, ableiten läßt, und aus der Bruchlast, deren zugehöriger Querschnitt aus der Kontraktion zu entnehmen ist. Die Versuchsergebnisse gehen aus den Abb. 1 bis 3 hervor. Die eingetragenen Linien sind Mittel aus je zwei Parallelversuchen.

Bis zu Temperaturen von 400° tritt keine Verkleinerung von α ein; bei den Stählen A und C ergibt sich sogar im Blabruchgebiet (200 bis 300°) eine deutliche Vergrößerung von α (bei Stahl A bei 200°, bei Stahl C bei 300°), gegenüber dem durch die Koordinaten des Einschnürpunktes gegebenen theoretischen Wert, die auf die bekannte Erscheinung der höheren Festigkeit in diesem Gebiet zurückzuführen ist. Es treten also in diesem Temperaturgebiet zu den durch die mechanische Verformung erzielten Verfestigungen noch zusätzliche Spannungen hinzu, die einen steileren Verlauf der Kurve bedingen. Bemerkenswert ist, daß bei dem Stahl B diese Erscheinung nicht auftritt. Bei 500° tritt bereits bei allen Stählen eine wesentliche Ver-

auch F. Körber und W. Rohland: Ueber den Einfluß von Legierungszusätzen und Temperaturveränderungen auf die Verfestigung von Metallen; Mitt. K.-W.-Inst. Eisenforsch. 5 (1924), S. 55/68.

⁹⁾ Vgl. auch W. Schneider: Erörterung zum Bericht 29 Werkstoffaussch. V. d. Eisenh. von F. Schmitz: Die Abhängigkeit der mechanischen Eigenschaften unterperlitischer Kohlenstoffstähle von ihrem Kohlenstoffgehalt, der Schmiedetemperatur und der Wärmebehandlung.

⁶⁾ A. a. O.

⁷⁾ A. a. O.

⁸⁾ E. Siebel: Ueber die Kaltverformung kristalliner Körper; Z. Phys. 20 (1923), S. 45/53. Vgl.

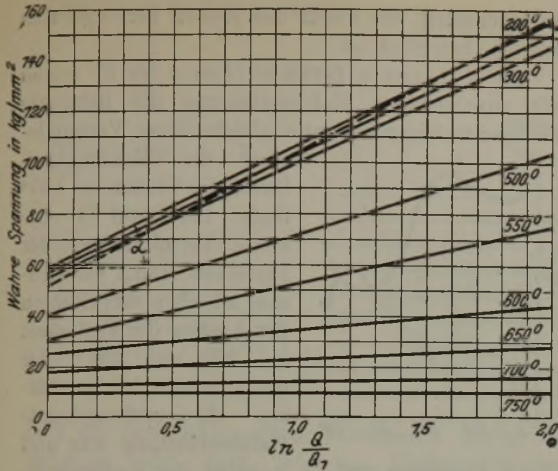


Abbildung 1. Verlauf der Verfestigungskurven bei verschiedenen Temperaturen. Stahl A (0,52 % C, 1,08 % Mn).

kleinerung des Winkels α ein, die bei Stahl B am größten, beim Stahl C und A am geringsten ist, was auf eine verringere Wirkung des Wolframs und Mangans auf die Rekristallisationsgeschwindigkeit gegenüber Chrom hinzudeuten scheint. Doch wird die sonstige Zusammensetzung der Stähle, die hier, insbesondere was den Kohlenstoffgehalt anbetrifft, sehr verschieden ist, gleichfalls das Ergebnis beeinflussen können. Vollständige Rekristallisation $\alpha = 0^\circ$ wurde bei den Proben A und B erst bei 700° , bei Probe C erst bei 750° festgestellt; auch hier zeigt sich die verzögernde Wirkung des Wolframs.

Das bei den vorstehenden Versuchen angewandte Verfahren hatte den Nachteil, daß es sehr schwierig war, die Formänderungsgeschwindigkeit bei den Warmzerreißversuchen zu messen, deren Werte man ja feststellen mußte, wenn man die Rekristallisationsgeschwindigkeit aus der Veränderung des Winkels α zahlenmäßig erfassen wollte, und daß ferner nicht die Möglichkeit besteht, die Verformungsgeschwindigkeit in weiten Grenzen verändern zu können und die Zerreißversuche über größere Zeitintervalle bei

gleicher Verformungsgeschwindigkeit vollständig gleichmäßig auszudehnen. Da nun nach den Ergebnissen anderer Forschungen über Rekristallisation an weichem Material die Rekristallisationsgeschwindigkeit bei den tieferen Temperaturen verhältnismäßig klein ist, so erhellt daraus, daß bei dem angewandten Verfahren die wirkliche Lage der unteren Rekristallisationstemperatur nicht zu erfassen ist, eben weil die Formänderungsgeschwindigkeit die Rekristallisationsgeschwindigkeit übertreffen wird, weshalb auch die angeführten Ergebnisse naturgemäß eine gewisse Einschränkung erfahren müssen. Erwähnt sei noch, daß in gewisser Beziehung die von A. Pomp¹⁰⁾ an Flußeisen bei verschiedenen Temperaturen ausgeführten Walzversuche mit den durch die Warmzerreiversuche erhaltenen Ergebnissen vergleichbar sind. Während bei den Warmzerreißversuchen durch die Verfolgung des Zerreivorganges direkt der Betrag der eingetretenen Verfestigung festgestellt wurde, ist von A. Pomp die

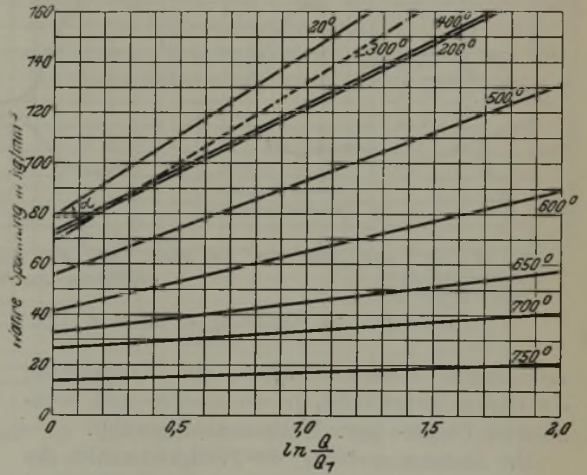


Abbildung 3 wie Abbildung 1. Stahl C (0,46 % C, 3,60 % W, 0,95 % Cr).

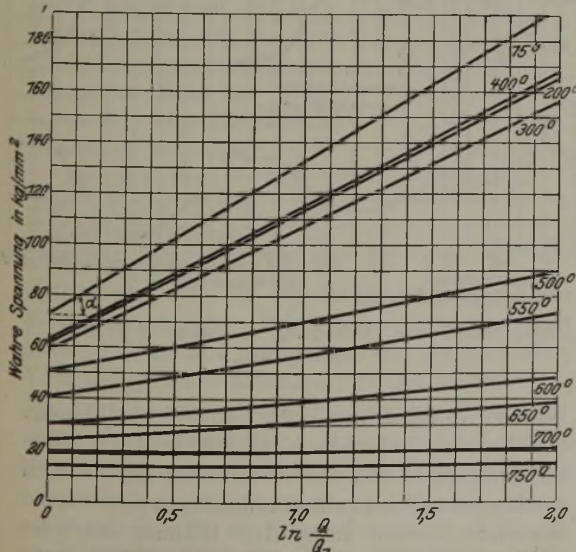


Abbildung 2 wie Abbildung 1. Stahl B (2,12 % C, 11,8 % Cr).

eingetretene Verfestigung an dem Versuchsstück nach Abkühlung auf Zimmertemperatur gemessen worden, wobei hier naturgemäß die mehr oder weniger langsame Abkühlung von der Versuchstemperatur die Werte beeinflussen kann, eben weil die Zeit der während des Versuches wirkenden Rekristallisation (Walzvorgang) nur gering ist und die Zeit, während welcher sich das Versuchsstück noch nach dem Verformungsvorgang in dem Temperaturbereich eintretender Rekristallisation befindet, in ihrer Wirkung zu der Dauer des eigentlichen Verformungsvorganges hinzukommt. Andererseits bietet dieses Verfahren eine bequemere Messung der Verformungsgeschwindigkeit, wenn auch eine größere Veränderung derselben ebenfalls sehr schwierig sein wird.

Aus allen diesen Erwägungen heraus wurde schließlich der Weg gewählt, der auch wohl die größte praktische Bedeutung hat. Die Versuchstangen wurden auf der Ziehbank in mehreren Zügen ohne Zwischenglühung auf immer kleinere Durchmesser heruntergezogen und nach jedem Zuge einzelne Stäbe von der Versuchsstange abgetrennt,

¹⁰⁾ A. a. O.

bei wachsenden Temperaturen 2 st lang geglüht und dann bei Raumtemperatur zerrissen.

Um einen Ueberblick über das Verhalten der üblichen vorkommenden Legierungselemente erhalten zu können, wurden als Versuchsmaterial drei

Eigenschaften, die durch das Ziehen hervorgerufen wurden, beigefügt ist.

Die Kohlenstoffstähle (Abb. 4 bis 6) zeigen mit zunehmender Kaltbearbeitung die bekannte Festigkeitssteigerung unter gleichzeitiger Verminderung

der Kontraktion. Durch das Glühen bei 100° findet bei Stahl D eine kleine Verminderung der Festigkeit statt. Gemeinsam ist allen drei Stählen der Anstieg der Festigkeit bei 200 und 300°, der um so größer ist, je stärker die vorhergehende Kaltbearbeitung war und je höher der Kohlenstoffgehalt des betreffenden Stahles ist. Es fiel beim Zerreißen dieses bei 200 und 300° geglühten Materials auf, daß es nicht an der Stelle größter Einschnürung, sondern ober- oder unterhalb dieser Stelle plötzlich zum Bruch kam. Nach der 400°-Glühung sind die bei 200 und 300° beobachteten Erscheinungen wieder verschwunden, die Festigkeitswerte sind den Ausgangsfestigkeiten nahezu gleich.

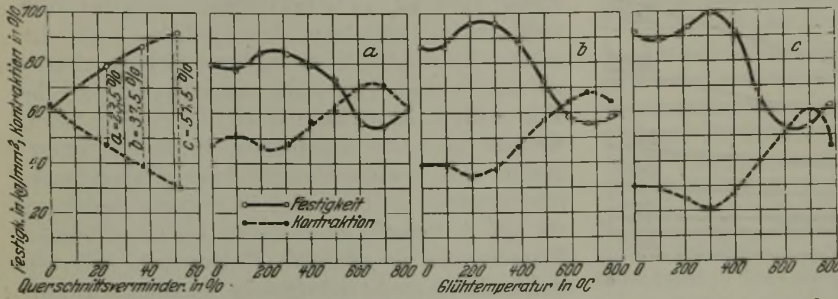


Abbildung 4. Veränderung von Festigkeit und Kontraktion durch Kaltziehen und der Einfluß einer nachträglichen Glühung. Stahl D (0,68 % C, 0,50 % Mn).

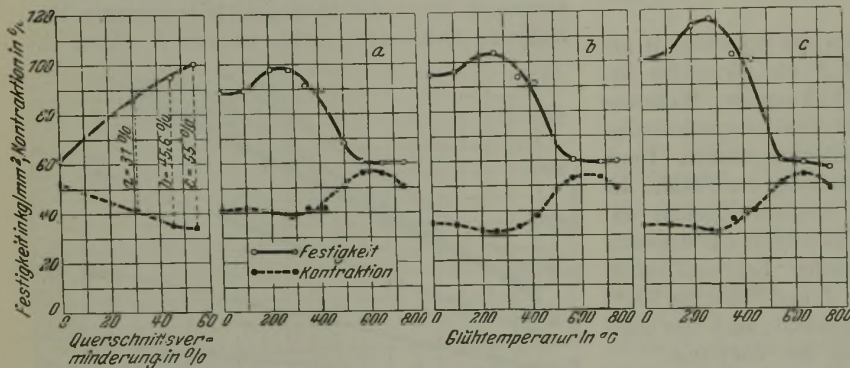


Abbildung 5 wie Abbildung 4. Stahl E (1,02 % C, 0,32 % Mn).

verschiedene Kohlenstoffstähle, ein Manganstahl, ein Chrom-Nickel-Stahl, je ein niedrig- und hochlegierter Chrom- bzw. Wolframstahl gewählt.

Die Zusammensetzung, die Festigkeitszahlen des Ausgangsmaterials und der Grad der Kaltbearbeitung gehen aus Zahlentafel 2 hervor. Die einzelnen Versuchsstähle wurden in den Dimensionen, wie sie für die Zieherei vorlagen, ausgewählt und ohne Zwischenglühung auf verschiedene kleinere Durchmesser (d_1, d_2, d_3 usw.) heruntergezogen. Die prozentuale Querschnittsverminderung ist gleichfalls in Zahlentafel 2 eingetragen. Es war leider nicht möglich, alle Materialien mit genau denselben Querschnittsabnahmen zu ziehen. Von den gezogenen Probemengen wurden jedesmal, um gleich einen Parallelversuch zu haben, zwei Stäbe von etwa 16 mm abgeschlagen, 2 st im elektrischen Ofen bei der gewünschten Temperatur geglüht und von jedem Stab Festigkeit und Kontraktion bestimmt. Von der Messung der Dehnung wurde wegen des sich stets ändernden Durchmessers der Stäbe Abstand genommen. Vorversuche hatten gezeigt, daß auch hier eine Verlängerung der Glühdauer über 2 st keinen wesentlichen Einfluß mehr hatte.

Bei 500° hat bereits eine Rekristallisation eingesetzt, die um so größer ist, je stärker die Kaltbearbeitung war, was wiederum in Einklang mit den früheren Befunden an Flußeisen steht. Bei Stahl E ist sie bereits

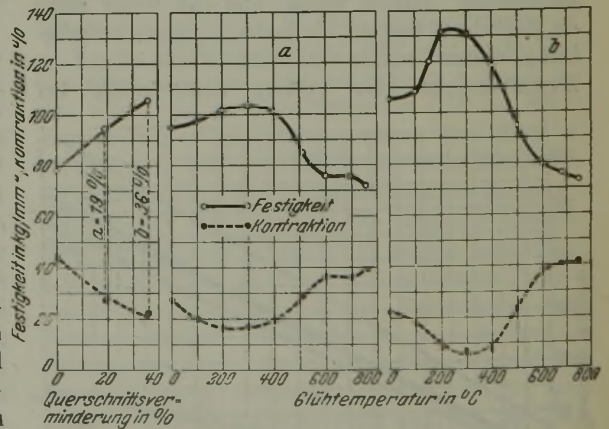


Abbildung 6 wie Abbildung 4. Stahl F (1,32 % C, 0,40 % Mn).

Die Ergebnisse der Untersuchungen gehen aus den Abb. 4 bis 12 hervor, in denen die Zahlen für Festigkeit und Kontraktion in Funktion der Glüh-temperatur für jede Querschnittsabnahme und jeden Stahl aufgetragen sind, wobei noch jedem Diagramm eine Darstellung der Veränderungen der

bei einer Abnahme von 55% (Abb. 5c) vollständig. 650° kann als die praktisch vollständige Rekristallisationstemperatur aller Kohlenstoffstähle angesprochen werden, die auch bei geringen Abnahmen als genügend bezeichnet werden kann. Die Glühung bei 680° bringt keine weitere wesentliche Veränderung mehr hervor. Oberhalb A_{c1} bei 750° geglüht, verhalten

Zahlentafel 2. Chemische Zusammensetzung und mechanische Eigenschaften der untersuchten Stähle im Ausgangszustande.

Bezeichnung	Analyse								Festigkeit kg/mm ²	Kontraktion %	Abmessungen								
	C	Mn	Si	Cr	W	Ni	P	S			Ausgangszustand	Zug 1		Zug 2		Zug 3		Zug 4	
												d ₁ mm	Querschnittsverminderung %	d ₂ mm	Q-Q ₂ %	d ₃ mm	Q-Q ₃ %	d ₄ mm	Q-Q ₄ %
D	0,68	0,50	0,24					0,018	0,015	£1,5	63	3,0 ∅	2,6	23,5	2,35	37,5	2,07	51,5	
E	1,02	0,32	0,27					0,025	0,028	61,5	52,5	3,8 ∅	3,15	31,0	2,8	45,0	2,55	55,0	
F	1,32	0,40	0,22	0,10				0,028	0,017	78,4	44,5	10,0 ∅	9,00	19,0	8,7	36,0			
G	0,50	1,20	0,29					0,019	0,012	71,0	51,5	15,0 ∅	13,8	14,4	12,7	33,5	11,1	45,5	
H	0,13	0,63	0,29	0,72				0,018	0,017	59,0	75,5	8,5 ∅	8	11,4	7,45	23,2	7,0	32,0	
J	1,05	0, C	0,22	0,80				0,015	0,012	79,0	45,0	5,0 ∅	4,4	22,0	4,00	36,0	3,75	44	
K	0,45	0,32	0,19	15,7				0,014	0,008	78,5	56,0	5,35 ∅	5	12,5	4,6	26,0	4,2	38,4	
L	1,25	0,32	0,22	0,12	1,05			0,022	0,012	81,5	40,0	10,4 ∅	10	7,5	9,6	14,8	9,8	22,3	
M	0,67	0,28	0,18	3,9	16,2			0,012	0,007	88,0	25,0	4,9 ∅	4,6	11,9	4,3	23,0	4,2	26,5	

sich die drei Stähle etwas verschieden infolge der teilweise oder ganz erfolgten Umkristallisation. Stahl D zeigt einen Wiederanstieg der Festigkeit bei gleichzeitiger Kontraktionsverminderung, Stahl E bleibt nahezu unverändert, nur zeigt auch hier die Kontraktion fallende Tendenz. Stahl F hingegen weist bessere Festigkeitszahlen auf. Letzteres ist auf ungenügendes Glühen vor dem Ziehen des Ausgangswerkstoffes zurückzuführen, was gleichfalls aus der hohen Ausgangsfestigkeit des Stahls F von 78,4 kg/mm² hervorgeht. Während nämlich das Gefüge im Ausgangszustande noch hauptsächlich aus lamellarem Perlit bestand, war nach der Rekristallisation nur noch kugeliges Zementit vorhanden. Bekanntlich geht ja diese Zusammenballung nach Kaltbearbeitung sehr leicht vor sich, während der nicht deformierte lamellare Perlit unterhalb A_{c1} nur nach sehr langer Glühdauer einigermaßen in körnigen Perlit übergeführt werden kann¹¹⁾. Es sei hierbei jedoch ausdrücklich darauf hingewiesen, daß nach Ueberschreiten von A_{c1} der Abkühlungsgeschwindigkeit neben der Höhe der Glüh-temperatur eine überragende Bedeutung zukommt.

Manganstahl G, Abb. 7 (0,50 % C, 1,20 % Mn). Der Verlauf der Kurven ist ein ähnlicher wie bei den Kohlenstoffstählen, nur ist die Festigkeitszunahme bei 200° geringer, der Rekristallisationsbeginn liegt höher, z. B. bei 14,4 % Abnahme erst oberhalb 500°. Vollständige Rekristallisation tritt erst bei 680° ein; bei 750° besteht wieder Neigung zur Verschlechterung der Eigenschaften. Mangan scheint mithin einen verzögernden Einfluß auf die Rekristallisation

auszuüben. Dasselbe Ergebnis zeigten die Ergebnisse der Untersuchungen von Oberhoffer und Jungbluth¹²⁾.

Chromnickelstahl H, Abb. 8 (0,13 % C, 0,72 % Cr, 3,66 % Ni). Der Beginn der Rekristallisation liegt bei 500°, das Ende derselben nach schwacher Kaltbearbeitung bei 680°, nach stärkerer Verformung erniedrigt sich die Temperatur auf 600°. Der Festigkeitsanstieg bei 200 und 300° ist viel

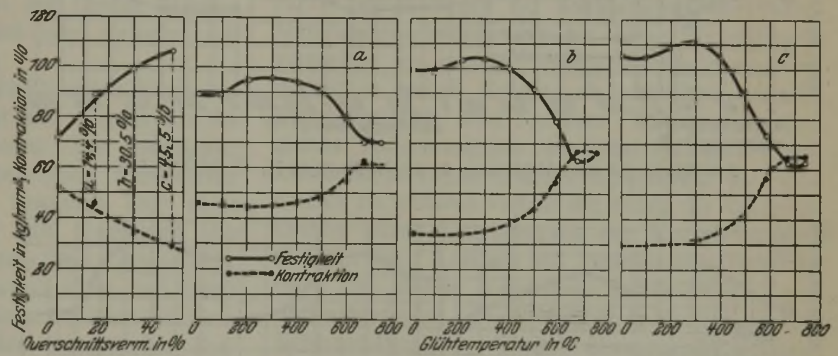


Abbildung 7 wie Abbildung 4. Stahl G (0,50 % C, 1,20 % Mn).

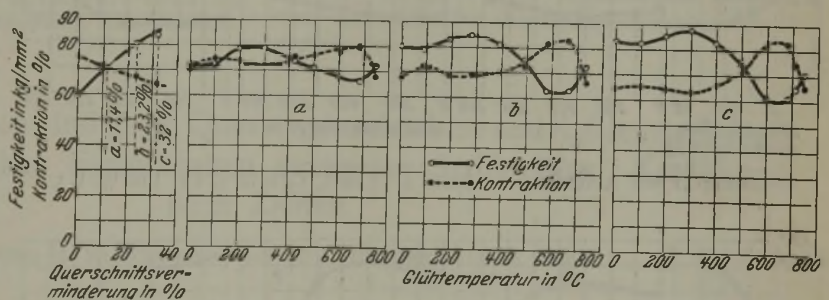


Abbildung 8 wie Abbildung 4. Stahl H (0,13 % C, 0,63 % Mn, 0,72 % Cr, 3,66 % Ni).

geringer als bei den Kohlenstoffstählen. Oberhalb A_{c1} findet eine wesentliche Verschlechterung der Eigenschaften statt, trotzdem die Proben sehr langsam bis auf 500° abgekühlt wurden; es macht sich hier der härtende Einfluß der Legierungsbestandteile bemerkbar.

Chromstahl J, Abb. 9 (1,05 % C, 0,80 % Cr), entspricht im Kurvenverlauf den Kohlenstoffstählen. Der Beginn der Rekristallisation liegt bei etwa 500°

¹¹⁾ W. Schneider u. H. Eicken: Ueber den körnigen Perlit. Ber. Nr. 31 Werkstoffaussch. V. d. Eisenh. — Zu beziehen durch den Verlag Stahleisen m. b. H., Düsseldorf.

¹²⁾ A. a. O.

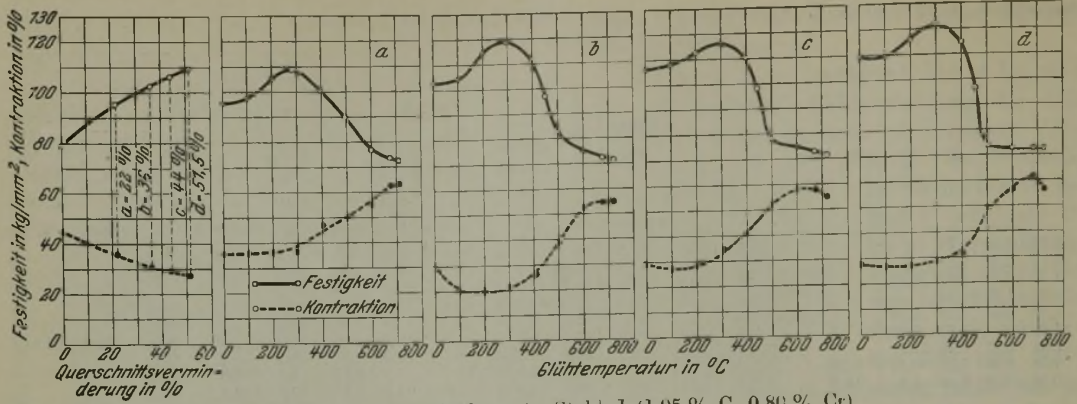


Abbildung 9 wie Abbildung 4. Stahl J (1,05 % C, 0,80 % Cr).

bei stärkeren Deformationen ist sie bei dieser Temperatur schon vollständig beendet. Die gesamte Rekristallisation verläuft dann zwischen 400 und 500 °, während bei den schwächeren Bearbeitungsgraden noch bis bis 710 ° ein deutlicher Abfall der Einschnürung eintritt. Die Festigkeitszunahme im Blabruchgebiet ist wieder erheblich größer als bei den vorhergehenden Stählen, sie entspricht ungefähr der des Kohlenstoffstahls E, mit dem sie auch im Kohlenstoffgehalt übereinstimmt.

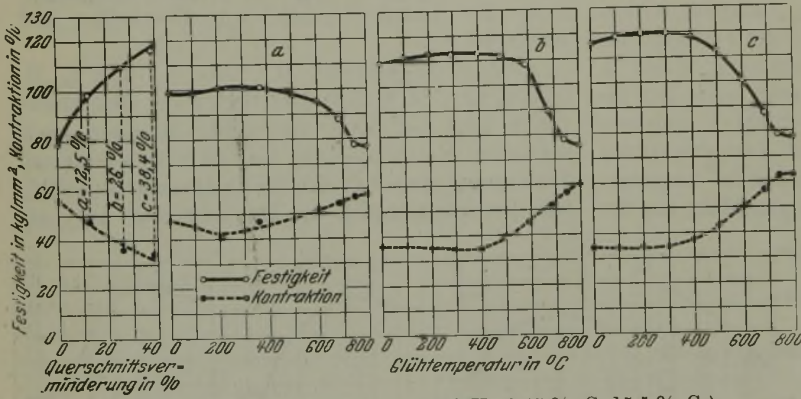


Abbildung 10 wie Abbildung 4. Stahl K (0,45 % C, 15,7 % Cr).

Ein ganz anderes Bild ergibt indessen Chromstahl K, Abb. 10 (0,45 % C, 15,7 % Cr). Dieser hohe Chromgehalt in Verbindung mit dem niedrigen Kohlenstoffgehalt scheint verzögernd auf die Rekristallisation einzuwirken. Der Beginn derselben für schwächere Abnahmen liegt oberhalb 600 °; erst bei 38,4 % Querschnittsverminderung tritt bei 500 ° ein geringer Festigkeitsabfall ein. Das Ende der Rekristallisation liegt bei 750 °. Daß hierbei nicht nur der Chromgehalt, sondern auch der Kohlenstoffgehalt von Einfluß ist, zeigt der Vergleich mit Stahl B, der annähernd gleiche Zusammensetzung nur mit höherem Kohlenstoffgehalt hat. Stahl B zeigte bei der verhältnismäßig nur kurzen Dauer des Zerreißversuches bereits bei 700 ° vollständige, bei 650 ° nahezu vollständige Rekristallisation, so

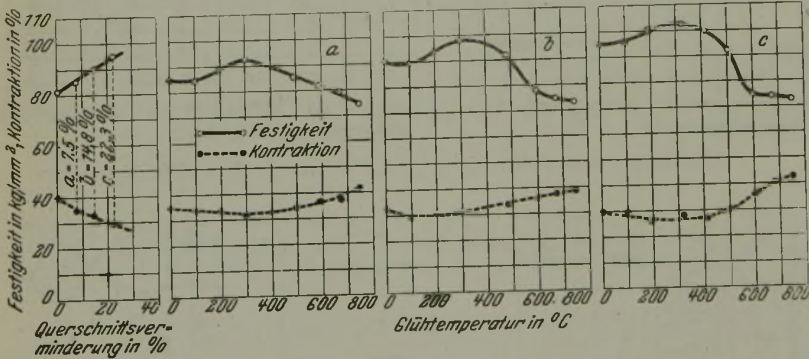


Abbildung 11 wie Abbildung 4. Stahl L (1,25 % C, 0,12 % Cr, 1,05 % W).

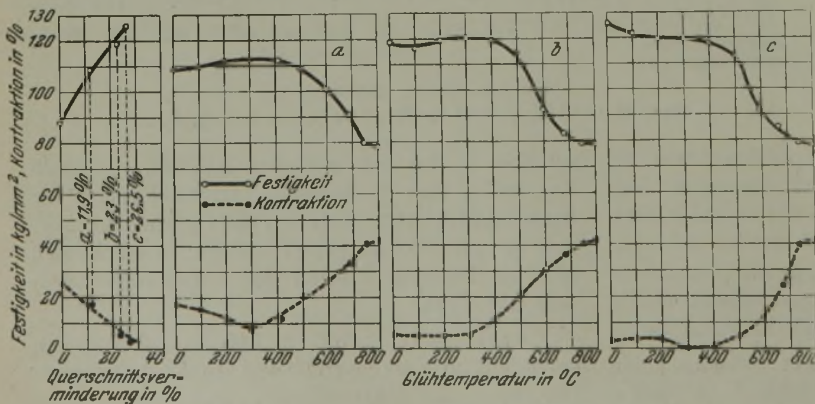


Abbildung 12 wie Abbildung 4. Stahl M (0,67 % C, 3,9 % Cr, 16,2 % W).

daß man hiernach annehmen könnte, daß bei Chromstählen ein hoher Kohlenstoffgehalt die Rekristallisationstemperatur herabsetzt. Eine Festigkeitssteigerung im Blaubruchgebiet tritt bei Stahl K kaum mehr in Erscheinung; die höhere Legierung von Chrom scheint hier von besonderem Einfluß zu sein.¹⁾

Abb. 11 und 12 endlich geben die Ergebnisse wieder, die an den Wolframstählen L und M erhalten wurden. Stahl M kann zwar nicht als reiner Wolframstahl angesprochen werden, doch wird immerhin das Wolfram hier das ausschlaggebendere Legierungselement sein, das nach den vorliegenden Ergebnissen ebenfalls als hemmend in bezug auf die Rekristallisation bezeichnet werden kann. Der schwach legierte Stahl L (1,25 % C, 1,05 % W) zeigt bereits flacheren Kurvenverlauf; bei höheren Streckgraden fängt erst zwischen 500 und 600° die Rekristallisation an. Sie ist allerdings bei 650° nahezu beendet. Auch hier ist eine deutliche Erniedrigung der Endrekristallisationstemperatur mit steigendem Reckgrad zu beobachten. Stahl M (0,67 % C, 3,99 % Cr, 16,2 % W) zeigt die Verzögerung in noch stärkerem Maße. Die Endtemperatur liegt hier wie bei Stahl K bei ungefähr 750°. Die Festigkeitssteigerung bei 200 bis 300° ist auch in diesem Falle wie bei den mit Chrom, Mangan und Nickel legierten Stählen eine geringere mit steigendem Legierungszusatz.

Betrachtet man nun die vorliegenden Ergebnisse im Zusammenhang, so ergibt sich hieraus für die praktische Anwendung folgendes: Zur Beseitigung der durch den Verformungsvorgang veränderten mechanischen Eigenschaften brauchen 700° nicht überschritten zu werden mit Ausnahme der sehr hoch legierten Schnelldreh- und Chromstähle. Es ist also keine Umkristallisation nötig, und damit entgeht man der Gefahr einer bei der Glühung durch oxydierende Atmosphäre eintretenden Entkohlung des Glühgutes¹³⁾. Auch stärkere Reck-

¹³⁾ E. H. Schulz und P. Niemeyer: Ueber die Randentkohlung beim Glühen von Stahl; Mitt. Versuchsanstalt Dortmund. Union 1 (1923), S. 110/9.

grade, als im praktischen Betriebe allgemein üblich, sind vom Materialstandpunkt aus zulässig, wie aus dem Verhalten der Kontraktion, auch nach starker 55prozentiger Reckung und genügender Rekristallisationsglühung, hervorgeht. Alle untersuchten Proben (mit Ausnahme des Stahls D bei 52 % Querschnittsverminderung) erreichten stets die Ausgangskontraktion, manchmal, wie z. B. bei Chrom-Nickel-Stahl, noch höhere Werte; dies wäre nicht der Fall gewesen, wenn schon teilweises Ueberziehen eingetreten wäre. Allerdings wird sich eine stärkere Querschnittsabnahme beim Ziehen aus Gründen eines durch die hohen Festigkeiten hervorgerufenen Zieheisenverschleißes, der dann genaue Maßhaltigkeit beim Ziehen nicht mehr gestattet, wenigstens beim härter legierten Material, von selbst verbieten.

Zusammenfassung.

Durch Ausführung von Warmzerreißversuchen und Verfolgung der oberhalb der Höchstlast eintretenden Verfestigung wurde versucht, die Rekristallisationsvorgänge zu erfassen. Dieses Verfahren führte jedoch wegen der Schwierigkeit, die Formänderungsgeschwindigkeit bei den Warmzerreißversuchen zu messen, die Verformungsgeschwindigkeit in weiten Grenzen zu verändern und die Zerreißversuche über größere Zeitintervalle bei gleicher Verformungsgeschwindigkeit gleichmäßig ausdehnen, zu keinen exakten Ergebnissen. Es wurde deshalb im weiteren Verlauf der Arbeit die Rekristallisation durch Untersuchung der Festigkeitseigenschaften nach Anlassen auf verschiedene Temperaturen des durch Kaltziehen deformierten Werkstoffes bestimmt. Diese Messungen wurden an drei Kohlenstoffstählen, einem Manganstahl, einem Chrom-Nickel-Stahl und je einem niedrig- und hochlegierten Chrom- bzw. Wolframstahl ausgeführt und die erhaltenen Ergebnisse schaubildlich dargestellt.

Einfluß von Ziehgeschwindigkeit, Querschnittsabnahme und Kohlenstoffgehalt auf die mechanischen Eigenschaften gezogener Stahldrähte. Kraftbedarf beim Ziehen.

Von Dipl.-Ing. H. Eicken und Dr.-Ing. W. Heidenhain in Hagen.

Infolge der Vielseitigkeit der beim Kaltziehprozeß auftretenden Erscheinungen und der hierbei sich auf kleinstem Raume abspielenden Vorgänge sind die Verhältnisse dieses Arbeitsvorganges bei weitem nicht so geklärt, wie es bei dem großen Schwestergebiete des Kaltziehens, dem Warmwalzprozeß, der Fall ist. Der Vorgang des Kaltziehprozesses ist demgegenüber bislang stiefmütterlich behandelt worden, und es wird vieler eingehender Untersuchungen und großer Anstrengungen bedürfen, um unsere Kenntnisse dieses Vorganges so zu erweitern, wie es der Bedeutung desselben für die weiterverarbeitende Stahlindustrie entspricht.

Im folgenden ist nun ein erster Versuch unternommen, den Einfluß der Ziehgeschwindigkeit, der Querschnittsabnahme und des Kohlenstoffgehalts auf die mechanischen Eigenschaften beim Ziehen festzustellen sowie den Einfluß dieser Faktoren auf den Kraftbedarf für diesen Arbeitsvorgang zu ermitteln.

Zur Vornahme der Versuche stand ein direkt angetriebener Drahtzug zur Verfügung, Motorstärke 15 PS, $n = 950$. Ein vorgelegtes Zahnradgetriebe gestattete, eine zwölfwache Variation der Umlaufgeschwindigkeiten der Ziehtrommel vorzunehmen. Die Ermittlung der Zugkraft erfolgte direkt von dem

Zahlentafel 1. Einfluß der Ziehgeschwindigkeit auf die mechanischen Eigenschaften.

Stahl B (0,26 % C)							Stahl D (0,83 % C)				
gezogen von an mm Ø	Ziehgeschw. m/sek	Bruchfestigkeit kg/mm ²	Streckgrenze kg/mm ²	Dehnung L=11,3√q	Anzahl der		Bruchfestigkeit kg/mm ²	Streckgrenze kg/mm ²	Dehnung L=11,3√q	Anzahl der	
					Biegungen	Verwindungen				Biegungen	Verwindungen
1	2	3	4	5	6	7	3	4	5	6	7
A. 15 % Querschnittsabnahme je Zug											
5,0 — 4,6	0,42	85	76	9,0	5	28	146	121	5,3	3	13
	0,57	76	76	9,0	5	33	146	123	5,1	3	14
	1,00	84	76	9,1	5	29	146	122	5,1	3	14
	1,40						150	125	5,5	3	13
4,6 — 4,3		90	79	9,1	5	26	150	126	5,0	4	14
		93	79	9,1	5	30	153	126	6,7	4	13
		90	80	8,6	5	30	152	126	6,2	4	12
4,3 — 4,0							154	127	6,7	3	12
		91	82	8,9	6	31	158	132	6,7	4	19
		91	80	8,9	6	29	158	133	6,7	4	18
		92	80	8,9	6	42	156	133	7,0	4	18
4,0 — 3,7							156	133	6,7	4	7
		101	83	9,1	6	37	162	140	8,7	5	13
		101	83	8,6	6	33	162	140	8,9	5	20
		101	82	8,6	6	41	164	140	7,0	5	21
3,7 — 3,4							162	143	7,1	5	21
		101	89	8,6	7	35	170	142	6,0	5	18
		101	90	8,6	7	34	169	140	6,0	6	22
		102	90	8,6	7	34	169	138	6,3	5	18
3,4 — 3,1							169	142	6,0	5	19
		101	90	8,6	7	32	180	151	5,0	6	22
		101	92	8,0	7	36	180	150	5,7	6	24
		102	91	8,0	8	34	178	151	5,3	6	27
3,1 — 2,9							180	151	5,7	6	27
		103	92	8,3	7	38					
		103	92	8,3	8	38					
2,9 — 2,7		103	90	8,3	8	40					
		105	92	5,6	8	38					
		109	93	5,6	8	36					
		110	91	5,6	8	36					
B. 25 % Querschnittsabnahme je Zug											
5,0 — 4,3	0,42	88	78	7,8	5	27	152	131	6,0	3	10
	0,57	89	78	7,6	5	28	151	132	6,5	3	8
	1,00	89	78	7,6	5	29	153	129	6,0	3	11
	1,40						152	132	6,2	3	13
4,3 — 3,7		98	83	6,3	6	30	171	135	5,9	4	17
		99	84	6,9	6	31	172	132	6,3	4	13
		98	84	6,9	6	32	171	137	7,7	4	17
3,7 — 3,2							169	131	6,3	4	17
		103	90	8,3	7	34	181	156	4,7	5	16
		104	92	8,0	7	32	182	150	5,0	5	17
		104	91	8,0	7	36	184	153	5,0	5	18
3,2 — 2,8							180	157	5,3	5	21
		110	94	7,3	8	34	196	170	4,5	6	23
		110	94	8,0	8	35	192	176	4,7	6	27
		109	94	8,0	8	35	192	173	4,7	6	20
2,8 — 2,45							193	172	4,0	5	21
		112	97	7,6	8	35	218	190	5,6	6	14
		112	98	7,2	8	32	218	193	5,2	6	7
		113	97	7,6	8	30	218	186	5,2	6	7
2,45 — 2,1							215	189	4,8	6	10
		121	110	7,0	9	34					
		122	111	7,2	8	36					
2,1 — 1,8		122	110	7,2	9	34					
		130	119	6,5	10	40					
		130	120	6,5	11	44					
1,8 — 1,6		130	119	6,5	10	38					
		136	125	5,0	11	45					
		136	126	5,1	11	55					
		136	124	4,9	10	51					

auf Dreikantschneiden drehbar gelagerten Zieheisenhalter aus, dessen Hebelarm mit Meßdose und angeschlossenen Manometern in unmittelbarer Verbin-

dung stand. Die Stromaufnahme des Motors wurde bei allen Versuchen durch ein selbstregistrierendes Präzisionswattmeter festgehalten. Die Auswahl des

Zahlentafel 1. Einfluß der Ziehgeschwindigkeit auf die mechanischen Eigenschaften. (Fortsetzung.)

Stahl B (0,25 % O)							Stahl D (0,83 % C)				
gezogen von an mm Ø	Ziehgeschw. m s. k	Bruchfestigkeit kg/mm ²	Streckgrenze kg/mm ²	Dehnung L=11,3√q	Anzahl der		Bruchfestigkeit kg/mm ²	Streckgrenze kg/mm ²	Dehnung L=11,3√q	Anzahl der	
					Biegungen	Verwindungen				Biegungen	Verwindungen
1	3	3	4	5	6	7	3	4	5	6	7
C. 35 % Querschnittsabnahme je Zug											
5,0 — 4,0	0,42	90	83	8,8	6	35	158	136	5,8	5	11
	0,57	90	82	8,8	6	45	157	138	7,0	4	18
	1,00	92	83	8,3	6	39	156	137	5,2	4	17
	1,40						156	138	5,5	3	16
4,0 — 3,2	..	104	96	7,3	7	33	183	166	4,6	4	19
	..	105	97	8,0	7	35	183	166	4,6	4	18
	..	105	97	7,3	7	33	183	166	4,3	4	14
3,2 — 2,6	..	115	100	5,6	8	29	206	196	3,6	4	4
	..	115	102	5,2	8	27	206	196	4,8	5	3
	..	115	101	5,6	8	30	206	196	4,8	5	2
2,6 — 2,1	..	121	111	5,0	8	33	205	196	4,4	4	2
	..	121	110	5,0	8	35	nicht mehr durchführbar, Draht reißt im Zieheisen ab.				
	..	121	111	5,0	10	38					
2,1 — 1,7	..	134	123	3,3	10	43					
	..	133	122	3,3	11	44					
	..	134	123	3,3	10	42					

Zusammensetzung der untersuchten Stähle.

Stahl	C %	Mn %	P %	S %	Si %
A	0,10	0,54	0,012	0,023	0,06
B	0,26	0,76	0,031	0,035	0,20
C	0,54	0,56	0,022	0,024	0,25
D	0,83	0,61	0,024	0,035	0,32
E	1,01	0,72	0,025	0,027	0,18

Versuchsmaterials für die Ziehversuche geschah nach folgenden Gesichtspunkten.

Um nach Möglichkeit einen Ueberblick über das ganze Gebiet der gewöhnlich verarbeiteten Kohlenstoffstähle zu gewinnen, wurden fünf Kohlenstoffstähle aus Siemens-Martin-Material von folgenden Analysen gewählt:

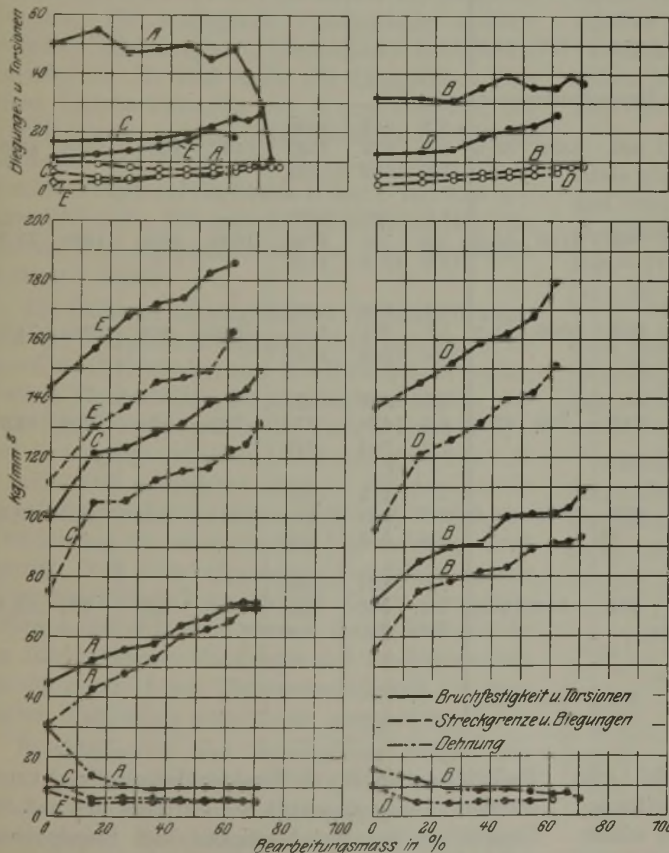


Abbildung 1. Einfluß der Querschnittsverminderung auf die mechanischen Eigenschaften; Abnahme bei jedem Zug 15 %.

Die für die Versuchszwecke bestimmten Knüppel wurden im Drahtwalzwerk auf 5,3 mm vorgewalzt und sodann auf 5 mm vorgezogen. Die vorgezogenen Drähte wurden in Blei patentiert, um in diesem Zustande als Ausgangsmaterial für die Versuche zu dienen. Dem patentierten Drahtring wurde deshalb der Vorzug für die Durchführung der Versuche vor dem weichgeglühten bzw. luftgekühlten Ring gegeben, weil er die größtmögliche Gewähr für die Gleichmäßigkeit des Gefügestandes bietet und sich auch den Verhältnissen der Praxis am besten anpaßt.

Jede der fünf Drahtsorten wurde in einer Reihe von Zügen ohne weitere Zwischenbehandlung bis zur praktischen Undurchführbarkeit weiteren Ziehens verjüngt, unter Beibehaltung einer ausgangs gewählten, stets gleichbleibenden Querschnittsverminderung. Es ergaben sich auf diese Weise für die fünf Stahlsorten je drei Versuchsreihen mit den Querschnittsabnahmen von 15, 25 und 35 %.

Um den Einfluß der Reckgeschwindigkeit auf die mechanischen Eigenschaften der Stähle festzustellen, wurden die Ziehgeschwindigkeiten für jede der fünf Versuchsreihen variiert. Gewählt wurden den Verhältnissen der Ziehpraxis entsprechend Ziehgeschwindigkeiten von 0,42 m/sek, 0,57

Zahlentafel 2. Einfluß der Ziehgeschwindigkeit und Querschnittsabnahme auf den Gesamtverformungsdruck.

Stahl C (0,54 % C)									Stahl E (1,1 % C)								
gezogen von an	Zieh- geschw.	Leistung		Gesamt- verfor- mgsdr.	Mittel aus 5	Verformgsdr. eff. = Ge- samtdruck x Wirkgr.	Streck- grenze absol.	7:8	Leistung	Gesamt- verfor- mgsdr.	Mittel aus 5	Verformgsdr. eff. = Ge- samtdruck x Wirkgr.	Streck- grenze absol.	7:8			
mm Ø	m/sek	Kw.	m/sek	kg	kg	kg	kg	%	Kw.	m/sek	kg	kg	kg	%			
1	2	3	4	5	6	7	8	9	3	4	5	6	7	8	9		
A. 15% Querschnittsabnahme je Zug																	
5,0—4,6	0,42	3,2	326	776	801	674	1746	38,5	4,8	489	1163	1112	946	2158	44,0		
	0,57	4,7	479	840					6,4	653	1145						
	1,00	7,7	786	786					10,1	1029	1029						
4,6—4,3	..	3,1	316	754	766	642	1535	41,8	4,6	469	1115	1075	915	1990	46,0		
	..	4,2	428	752					6,2	633	1110						
	..	7,9	790	790					9,9	1001	1001						
4,3—4,0	..	3,1	316	754	726	610	1421	43,0	3,8	388	924	929	772	1828	42,0		
	..	4,2	428	752					5,4	550	965						
	..	6,6	673	673					8,8	898	898						
4,0—3,7	..	3,0	316	729	710	596	1289	46,0	3,5	357	874	841	706	1560	45,0		
	..	4,0	407	720					4,6	468	824						
	..	6,8	693	693					8,1	826	826						
3,7—3,4	..	2,6	265	632	612	512	1058	48,2	2,9	296	705	754	632	1315	48,0		
	..	3,6	367	645					4,2	428	752						
	..	5,6	561	561					7,9	806	806						
3,4—3,1	..	2,4	245	584	563	471	926	51,0	2,8	286	681	678	577	1230	47,0		
	..	3,1	316	555					3,8	388	680						
	..	5,4	550	550					6,6	673	673						
3,1—2,9	..	2,0	204	486	483	407	842	48,2	2,7	275	683		
	..	2,7	275	483					4,7	479	479						
	..	4,7	479	479										
2,9—2,7	..	1,4	143	341	322	274	759	36,0	1,9	195	341		
	..	1,9	195	341					2,8	285	285						
	..	2,8	285	285										
B. 25% Querschnittsabnahme je Zug																	
5,0—4,3	0,42	4,1	418	998	1000	840	1535	54,6	6,3	642	1530	1532	1280	1503	85,0		
	0,57	5,6	572	1004					8,6	876	1535						
	1,00	9,8	999	999					15,0	1532	1532						
4,3—3,7	..	3,7	378	900	936	786	1190	66,0	5,3	540	1285	1303	1095	1420	77,0		
	..	5,2	530	930					7,3	745	1310						
	..	9,5	968	968					12,9	1315	1315						
3,7—3,2	..	3,2	326	778	776	652	1009	65,0	4,4	448	1067	1060	900	1220	74,0		
	..	4,4	448	787					5,9	601	1052						
	..	7,5	764	764					10,4	1062	1062						
3,2—2,8	..	2,4	245	584	583	481	759	63,0	3,0	306	729	749	635	1009	63,0		
	..	3,2	326	572					4,3	438	770						
	..	5,8	592	592					7,3	744	744						
2,8—2,45	..	1,9	194	463	444	373	670	56,0	2,7	275	655	651	546	865	63,0		
	..	2,6	265	465					3,5	357	626						
	..	4,0	407	407					6,6	673	673						
2,45—2,1	..	1,4	143	340	355	301	510	59,0	2,2	224	533	542	457	719	63,5		
	..	2,0	204	358					3,1	316	554						
	..	3,6	367	367					5,8	540	540						
2,1—1,8	..	1,2	122	291	298	254	375	68,0	1,6	163	286		
	..	1,6	163	286					3,1	316	554						
	..	3,1	316	316										

m/sek, 1,0 m/sek. und 1,40 m/sek. Zahlentafel 1 gibt den Einfluß der verschiedenen Geschwindigkeiten auf die mechanischen Eigenschaften der Drähte wieder. Die Feststellung dieser Einflüsse ist den praktischen

Bedürfnissen der für die Drahtprüfung in Frage kommenden Größen angepaßt, sie erstreckt sich auf die Ermittlung der Bruchfestigkeit, der Streckgrenze und Dehnung sowie der Biege- und Verwindzahlen.

Zahlentafel 2. Einfluß der Ziehgeschwindigkeit und Querschnittsabnahme auf den Gesamtverformungsdruck. (Fortsetzung.)

Stahl C (0,54 % C)									Stahl E (1,1 % C)								
gezogen von an	Zieh- geschw. m/sek	Leistung		Gesamt- verfor- mungsdr. kg	Mittel aus 5 kg	Verformungsdr. eff. = Ge- samtdruck × Wkgr. kg	Streck- grenze absol. kg	7:8 %	Leistung	Gesamt- verfor- mungsdr. kg	Mittel aus 5 kg	Verformungsdr. eff. = Ge- samtdruck × Wkgr. kg	Streck- grenze absol. kg	7:8 %			
mm Ø		Kw.	m/sek						Kw.	m/sek							
1	2	3	4	5	6	7	8	9	3	4	5	6	7	8	9		
C. 35% Querschnittsabnahme je Zug																	
5,0—4,0	0,42	5,5	562	1338	1350	1140	1370	83,0	7,3	745	1770	1770	1470	1845	79,8		
	0,57	7,6	774	1359					n.b.	—	—						
	1,00	13,2	1349	1349					—	—	—						
4,0—3,2	„	4,5	459	1092	1094	928	1100	84,0	5,9	602	1432	1425	1210	1520	79,8		
	„	6,1	622	1089					n.b.	—	—						
	„	10,8	1101	1102					—	—	—						
3,2—2,6	„	3,4	345	820	807	676	709	95,0	4,1	418	995	1032	868	1174	74,2		
	„	4,5	458	805					5,9	601	1050						
	„	7,8	796	796					10,3	1050	1050						
2,6—2,1	„	2,4	245	583	583	494	527	94,0	3,0	306	729	724	608	910	67,0		
	„	3,2	326	573					4,0	407	720						
	„	5,0	592	592					7,1	724	724						
2,1—1,7	„	1,7	173	412	392	334	415	80,0	—	—	—	—	—	—	—		
	„	2,1	214	376													
	„	3,8	387	387													
1,7—1,4	„	1,2	122	290	278	236	320	74,0	—	—	—	—	—	—	—		
	„	1,5	152	269													
	„	2,7	275	275													

Die Bestimmung der letzteren erfolgt in der Praxis nur in Abhängigkeit vom Durchmesser des gezogenen Drahtes. Für vorliegende Untersuchung erschien es jedoch wünschenswert, vergleichbare Zahlenwerte zu erhalten. Es sind daher alle Biegeproben über einen Biegebackenradius von 5 mm ermittelt, alle Verwindzahlen auf eine freie Drahtlänge von 200 mm bestimmt. Die Wiedergabe der gewonnenen Zahlen beschränkt sich auf die Stähle B und D mit 0,26 % C bzw. 0,83 % C. Die anderen Stähle haben ähnliche Zahlenreihen ergeben, so daß auf ihre Wiedergabe verzichtet wurde.

Ein Blick auf die aufgeführten Zahlentafeln zeigt, daß die Ziehgeschwindigkeiten 0,42 m/sek bis 1,0 m/sek praktisch keinen Einfluß auf die mechanischen Eigenschaften der untersuchten Drähte ausübt. Die Versuche sind für den Stahl D mit 0,83 % C auf die eingangs erwähnte Geschwindigkeit von 1,40 m/sek weiter ausgedehnt worden. Die gewonnenen physikalischen Zahlen zeigen, daß auch hierbei eine Veränderung der mechanischen Eigenschaften nicht eintritt. Von einer allgemeinen Durchführung mit dieser Geschwindigkeitsstufe auf alle fünf Versuchsreihen mußte abgesehen werden, da die Meßbereiche der angeschlossenen Manometer und des Wattmessers bei der relativ hohen Ziehgeschwindigkeit für diese harten Stahldrähte nicht mehr ausreichten.

Bruchfestigkeit und Streckgrenze steigen mit dem Kohlenstoffgehalt und der Querschnittsverminderung derart, daß die Streckgrenze sich mit zunehmender Verfestigung der Bruchlast nähert.

Die Dehnung und Kontraktion fallen stark nach dem ersten Zuge, um dann im weiteren Verlaufe einen ziemlich konstanten Wert beizubehalten. Biege- und Verwindzahlen steigen mit fallendem Querschnitt, sinken jedoch bei Ueberschreitung des inneren Arbeitsvermögens des Drahtes rasch ab.

Die Abb. 1 bis 3 geben an Stelle weiterer Zahlentafeln einen Gesamtüberblick über den Einfluß der drei verschiedenen Querschnittsabnahmen auf die physikalischen Eigenschaften der einzelnen Stähle. Die Werte sind als Funktion des Bearbeitungsmaßes $(\frac{q_1 - q_2}{q_1} \times 100)$ dargestellt und der besseren Uebersicht halber in verschiedene Teildarstellungen auseinander gezogen. Um Ueberschneidungen der Linienzüge zu vermeiden, sind stets die Stähle A, C und E sowie B und D übereinander vereinigt.

Auffallend ist die größere Verfestigung der Drähte bei gleichem Anfangs- und Endquerschnitt, sofern die Querschnittsverminderung mit wenigeren aber stärkeren gegenüber mehreren aber schwächeren Zügen erfolgte. So ergab:

Stahl	gezogen von mm Ø	auf mm Ø	Zahl der Züge	Bruch- festigkeit kg/mm ²	Streck- grenze kg/mm ²
A	5	2,1	4	87	79
A	5	2,1	6	85	77
C	5	2,1	4	180	155
C	5	2,1	6	162	145
E	5	2,1	4	247	240
E	5	2,1	6	221	201

Die Erscheinung ist aus der Praxis bekannt, aber noch kaum geklärt¹⁾, sie bedarf noch eingehender Untersuchungen.

Die gesamten bisher besprochenen Zugversuche sind in jedem Falle von eingehenden Ermittlungen über den jeweils für den Versuch benötigten Kraftbedarf²⁾ begleitet gewesen. Die Versuchseinrichtung gestattete an den direkt mit den Zieh-eisenhaltern verbundenen Manometern Erhebungen über die bei den einzelnen Versuchen entstehenden Drücke zu machen. Gleichzeitig konnte mit Hilfe des selbstregistrierenden Präzisionswattmeters die gesamte dem Aggregat jeweils zugeführte Energiemenge gemessen werden. Die Kontrolle des Versuchsverlaufs war somit eine gegenseitige. Die Auswertung des gewonnenen Zahlenmaterials erfolgte nach folgenden Gesichtspunkten.

Zur Durchführung der gesamten Ziehversuche wurden normale, dem Betrieb entnommene Ziehwerkzeuge und Schmiermittel verwandt, um die Versuche den Betriebsverhältnissen möglichst anzugleichen. Sämtliche Parallelversuche sind bei den fünf Versuchsreihen mit gleichen Werkzeugen und Schmiermitteln durchgeführt. Erwähnt sei noch, daß die Zieh-löcher mit selbsttätig geschliffenen Dornen gestellt wurden, so daß die Mantellinie des Lochreibungskegels eine gleichbleibende Neigung von 6° aufwies.

Die Versuchsdurchführung ergab, daß die Druckanzeigen an den Manometern zur einwandfreien Ermittlung der Verformungsarbeit nicht herangezogen werden

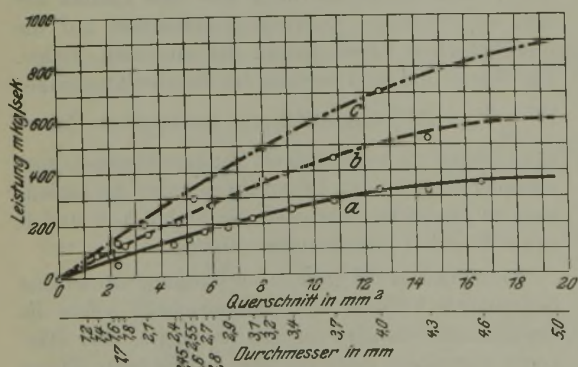
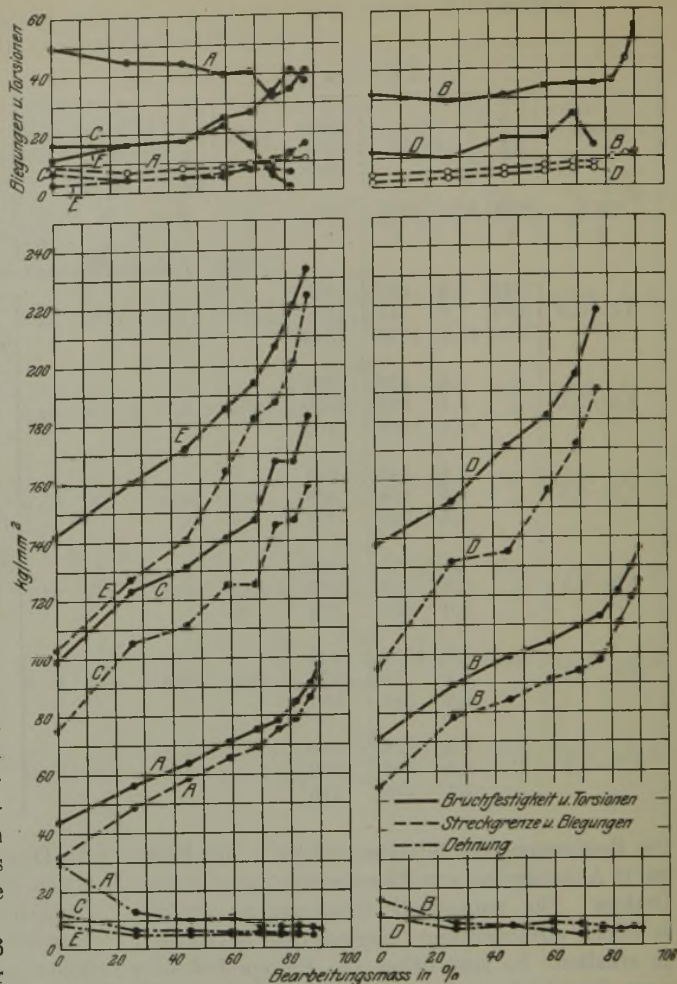


Abbildung 4. Stahl A (0,10 % C). Ziehgeschwindigkeit = 1 m/sek.
 Leistungskurve a für 15 % Abnahme
 " " b " 25 % "
 " " c " 35 % "

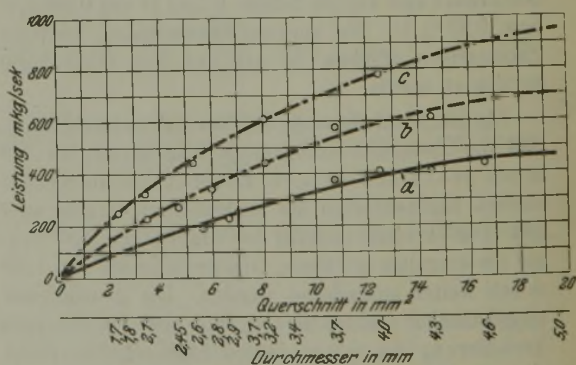


Abbildung 5. Stahl B (0,26 % C). Ziehgeschwindigkeit = 1 m/sek.
 Leistungskurve a für 15 % Abnahme
 " " b " 25 % "
 " " c " 35 % "

konnten. Die Anzeigen waren den Schwankungen, die in der Art der Versuchseinrichtung begrün-

det liegen, zu stark unterworfen. Eine eindeutige Bestimmung der reinen Verformungsarbeit aus der manometrischen Anzeige läßt sich nicht durchführen, da diese stets eine in der Zugrichtung liegende Teilkomponente der Aufwickelarbeit enthält. Die reine Verformungsarbeit kann somit nicht unmittelbar

¹⁾ P. Goerens: Ferrum 10 (1912/13), S. 65/81, 112/21 u. 137/61.

²⁾ Weiß: Z. Metallk. 14 (1922), S. 160. Doerinckel: Z. Metallk. 14 (1922), S. 189.

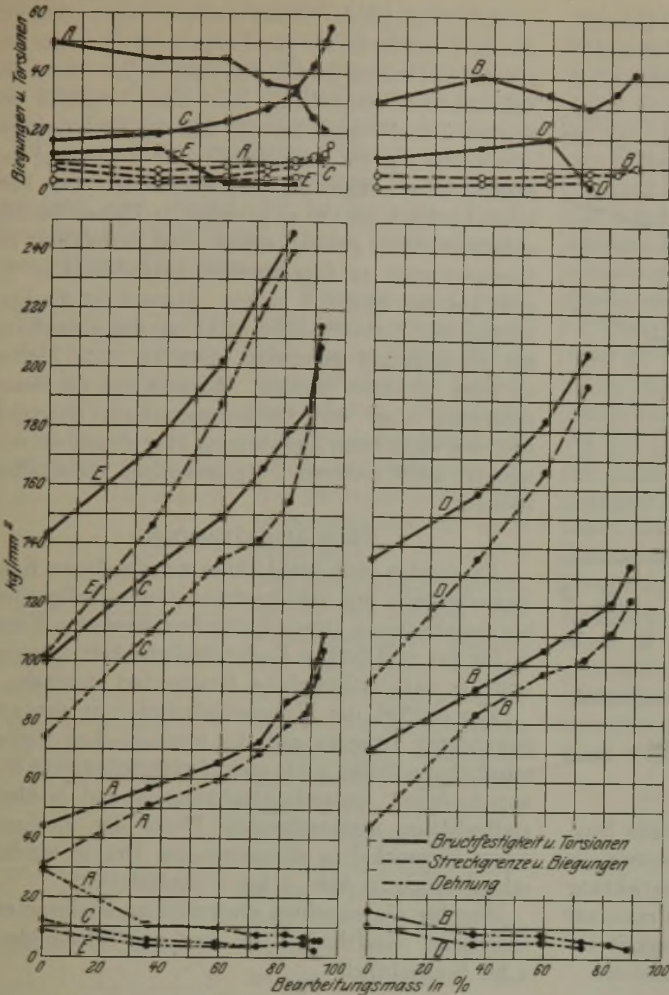


Abbildung 3. Einfluß der Querschnittsabnahme auf die mechanischen Eigenschaften; Abnahme bei jedem Zug 35 %.

Infolgedessen wurde für die Auswertung auf die Anzeigen des Wattmessers zurückgegriffen. Die Uebereinstimmung der manometrischen Anzeigen mit denjenigen des Wattmessers war immerhin so gut, daß erstere mit Vorteil zu Kontrollzwecken herangezogen werden konnten.

Um von den Anzeigergebnissen des Wattmessers zu brauchbaren, von der Eigenart der Versuchseinrichtung möglichst unabhängigen Kurven für die Verformungsarbeit zu gelangen, wurde zunächst für jede der verschiedenen Ziehgeschwindigkeiten die Leerlaufarbeit des Aggregats ermittelt und von der Gesamtanzeige in Abzug gebracht.

Nach Umrechnung der verbleibenden Energiemenge in die zugehörige Leistung wurde aus dieser die Verformungsarbeit für die Einheit der Ziehgeschwindigkeit (in diesem speziellen Falle 1 m/sek) für alle Fälle errechnet. Die Mittelwerte hieraus sind nach Umrechnung mit dem der jeweiligen Belastung des Aggregats entsprechenden Wirkungsgrade des Antriebes für die Stähle C und E in der Zahlentafel 2 zusammengestellt.

Angeführt sind nur die Zahlenreihen, soweit sie für den in den Abb. 4 bis 8 dargestellten Verlauf der Verformungsarbeiten in Frage kommen. Diese umfassen außerdem die wegen Raummangels zahlenmäßig hier nicht aufgeführten Stähle A, B und D. Die graphische Darstellung erfolgte in Abhängigkeit vom Querschnitt des Drahtes. Zur Erleichterung der Uebersicht ist ein Maßstab der Ziehstufen in mm ϕ

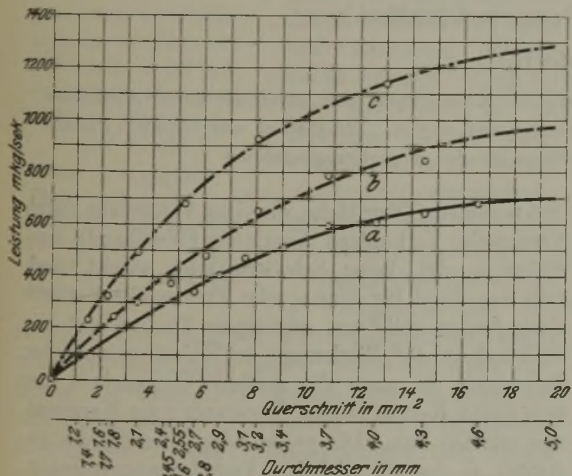


Abbildung 6. Stahl C (0,54 % C), Ziehgeschwindigkeit 1 m/sek.

Leistungskurve a für 15% Abnahme
 " b " 25% "
 " c " 35% "

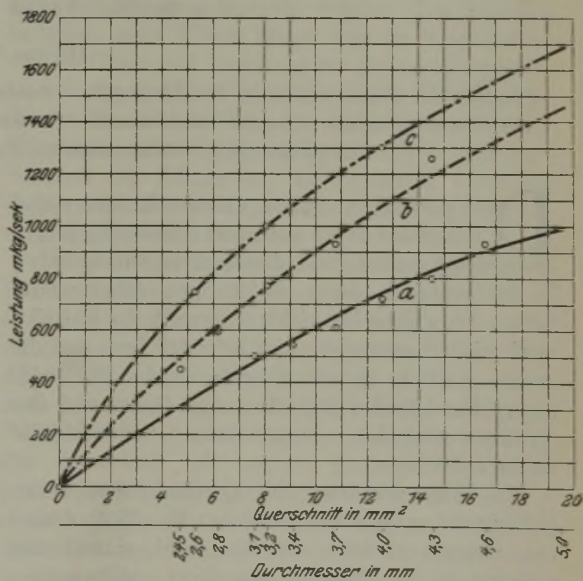


Abbildung 7. Stahl D (0,83 % C), Ziehgeschwindigkeit = 1 m/sek.

Leistungskurve a für 15% Abnahme
 " b " 25% "
 " c " 35% "

festgestellt werden, sie ist hier als Summe der verschiedenen Teilarbeitsvorgänge als Gesamtverformungsarbeit ermittelt und festgehalten.

angefügt. Die Linien stellen den Verlauf der Gesamtverformungsarbeit für die fünf Stähle bei den Abnahmestufen von 15, 25 und 35 % dar. Die Linien

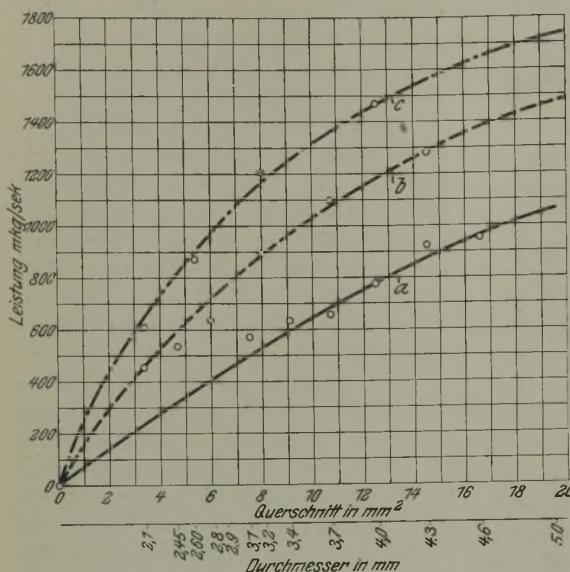


Abbildung 8. Stahl E (1.01 % C). Ziehgeschwindigkeit = 1 m/sek.
 Leistungskurve a für 15 % Abnahme
 " b " 25 % "
 " c " 35 % "

sind gleichzeitig der Maßstab für den jeweils herrschenden Gesamtverformungsdruck und können, da sie losgelöst von der Eigenart der Versuchseinrichtung unter Anlehnung an die Verhältnisse der Praxis zur Darstellung gelangt sind, allgemeine Gültigkeit beanspruchen.

Ein Vergleich des Gesamtverformungsdruckes mit der zu jeder Ziehstufe zugehörigen Streckgrenze des gezogenen Drahtes ist aus den Spalten 7, 8 und 9 der Zahlentafel 2 ersichtlich. Aus dem Vergleich der Spalten 7 und 8 geht hervor, daß der Verformungsdruck stets nur ein Bruchteil des zur Erreichung der Streckgrenze nötigen Kraftaufwandes ist. Der Verformungsdruck ist um so geringer, je kleiner das Abnahmeverhältnis gewählt wurde. Das Verhältnis Verformungsdruck zu Streckgrenze, ausgedrückt in %, geht aus der Spalte 9 hervor. Danach ist die Einleitung des Ziehvorganges nicht an die Erreichung der Streckgrenze gebunden, sondern stets kleiner als diese gefunden worden. Wieweit sich die Beanspruchung über den Gesamtquerschnitt erstreckt, bzw. wie diese beim Ziehvorgang über denselben verteilt ist, muß weiteren Untersuchungen vorbehalten bleiben.

Zusammenfassung.

Es wurden fünf Stahldrähte verschiedenen Kohlenstoffgehalts mit verschiedenen Geschwindigkeiten bei verschiedenen Querschnittsabnahmen (von 5 mm ϕ bis zur praktischen Undurchführbarkeit) gezogen und der dazu erforderliche Kraftbedarf ermittelt.

Ein Einfluß der Ziehgeschwindigkeit in den angewendeten Grenzen auf die mechanischen Eigenschaften des Drahtes war nicht festzustellen. Die den verschiedenen Querschnittsabnahmen und Kohlenstoffgehalten entsprechenden Werte der mechanischen Eigenschaften der gezogenen Drähte wurden schaubildlich in Abb. 1 bis 3 dargestellt.

Der für die einzelnen Querschnittsabnahmen erforderliche Kraftbedarf ist aus den Schaubildern 4 bis 8 ersichtlich.

Das Kaltwalzen von Edelmetall.

Von Dr.-Ing. Anton Pomp in Düsseldorf.

(Hierzu Tafel 11.)

(Vorteile des Bandes gegenüber den Blechtafeln. Aenderung der Eigenschaften von Bandstahl durch Kaltwalzen und Glühen. Kugeliges Zementit in Bandstahl. Bearbeitbarkeit und Gefüge. Härtebarkeit und Gefüge. Chrom-Nickel-Bandstahl. Siliziumlegiertes Bandeseisen für den Transformatorbau.)

Die Erzeugung von kaltgewalztem Bandeseisen und Bandstahl ist ein noch verhältnismäßig junger Zweig der Eisenindustrie, dessen erste Anfänge etwa in die achtziger Jahre des vorigen Jahrhunderts fallen. Die rasche Entwicklung, welche die Kaltwalzerei seitdem genommen, ist in erster Linie auf die großen Vorteile zurückzuführen, welche die „endlosen“ Bandstreifen gegenüber den bisher von den Metallwarenfabriken verarbeiteten Schwarzblechtafeln aufweisen.

Das Band gestattet eine kontinuierliche Verarbeitung auf automatisch bedienten Maschinen (Scheren, Stanzen u. dgl.); der Ring wird, einmal vom Arbeiter in die Maschine eingeführt, völlig selbsttätig verarbeitet; ein Arbeiter kann eine Reihe von Maschinen bedienen, wodurch erhebliche Ersparnisse an Lohn und Arbeitszeit gemacht werden. Durch das Kaltwalzen erhält das Band eine blanke, zunder-

und porenfreie Oberfläche, die einer Veredelung durch Vernickeln, Verkupfern, Verzinnen (Weißband), Verzinken u. dgl. keine Schwierigkeiten macht, und, falls das Band für Stanz- oder Ziehzwecke Verwendung finden soll, von günstigem Einfluß auf die Haltbarkeit der Werkzeuge ist. Von wesentlicher Bedeutung ist auch die größere Genauigkeit, die sich durch Kaltwalzen im Gegensatz zum Warmwalzen erzielen läßt. Die große Länge des Bandes gestattet es ferner, wichtige Vergütungsoperationen, beispielsweise das Härten, kontinuierlich am Bande vorzunehmen, wodurch für manche Industriezweige erhebliche Vereinfachungen erzielt werden. Die Herstellung gehärteter Stahlbänder beispielsweise führte zu einer großen Vereinfachung in der Bandsägen-Industrie, da für die Sägenfabriken nunmehr nur noch die rein maschinelle Verarbeitung, das „Zahnen“ und Schränken, übrig bleibt, während das große Kennt-

nisse und Erfahrungen erfordernde Härten für sie wegfällt. Von Wichtigkeit ist auch die Möglichkeit, je nach dem Verwendungszweck jede beliebige Härte herzustellen. Endlich bewirkt das Kaltwalzen tiefgreifende Verbesserungen der Eigenschaften des Bandes.

Während die erstgenannten Vorzüge des Bandes dem Blech gegenüber ohne weiteres in die Augen springend sind, bedarf der letztgenannte Punkt, die durch das Kaltwalzen erzielte Gütesteigerung, eines näheren Eingehens.

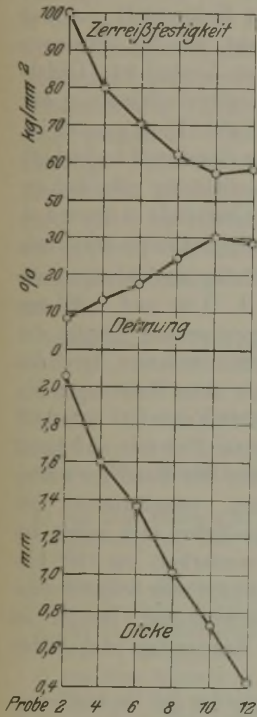


Abbildung 3.

Änderung der Festigkeitseigenschaften von Bandstahl mit 1,2 % C durch Kaltwalzen und Glühen (Hanemann und Lind).

- Probe 2 = gegläht
 - Probe 4 = 1 ×
 - Probe 6 = 2 ×
 - Probe 8 = 3 ×
 - Probe 10 = 4 ×
 - Probe 12 = 5 ×
- } kaltgewalzt und gegläht

zwischen den einzelnen Verformungsstufen eingeschalteten Glühungen findet eine weitgehende Zerteilung des Zementitnetzwerkes und der Zementitlamellen in kleine, gleichmäßig in der ferritischen Grundmasse verteilte Zementitknötchen statt, wie das aus Abb. 2 (vgl. Tafel 11) zu ersehen ist. In diesem Zustand besitzt der Stahl seine größte Weichheit, Dehnbarkeit und Formänderungsfähigkeit. Während Bandstahl mit 1,2 % C im warmgewalzten Zustand eine Zugfestigkeit von etwa 100 kg/mm² aufweist, besitzt er, wie aus den Untersuchungen von Hanemann und Lind¹⁾ hervorgeht, nach viermaligem Kaltwalzen

Warmgewalzter Bandstahl besitzt ein perlitisch-sorbitisches Gefüge mit, je nach der Höhe des Kohlenstoffgehaltes, mehr oder weniger großen Anteilen an freiem Ferrit oder Zementit. Ein derartiges Gefüge, wie es beispielsweise für einen Stahl mit 1,2 % C in Abb. 1 (vgl. Tafel 11) dargestellt ist, ist für die meisten Verwendungszwecke ungeeignet. Die groben, von hartem Zementit eingefassten Zellen sowie der im Innern dieser Zellen ausgeschiedene streifige Perlit setzen eine Verarbeitung durch spanabhebende Werkzeuge einen erheblichen Widerstand entgegen. Die hohe Härte des Zementits führt einen vorzeitigen Verschleiß der Werkzeuge herbei, seine große Sprödigkeit verursacht ein Ausbröckeln der Zellen, wodurch eine rauhe und unsaubere Schnittfläche entsteht. Auch für das Kaltwalzen ist ein derartiges Gefüge unerwünscht, da es nur geringe Querschnittsveränderungen zuläßt und bei stärkeren Drücken reißt.

Durch das Kaltwalzen in Verbindung mit den

und Glühen eine Zugfestigkeit von nur noch 58 kg/mm²; gleichzeitig nimmt die Dehnung von 8 auf 30 % zu (Abb. 3). In diesem Zustand ist daher das Kaltwalzen mit dem geringsten Arbeitsaufwand und mit der geringsten Gefahr einer dauernden Schädigung des Materials möglich.

Auch für die Bearbeitung durch Fräsen o. dgl. ist der Bandstahl nunmehr hervorragend geeignet; die winzigen Zementitkügelchen werden vom Werkzeug beiseite gedrückt, es entsteht eine saubere Schnittfläche, die Werkzeuge werden geschont.

Die Größe und Verteilung der Zementitkügelchen ist für das Härten insbesondere übereutektoider Bandstähle von großer Wichtigkeit. Für diese Stähle liegt die günstige Härtetemperatur unterhalb der ES-Linie, also bei Temperaturen, bei welchen der Zementit noch nicht vollständig in Lösung gegangen ist. Die in der harten Grundmasse von Martensit bzw. Troostit eingelagerten sehr harten Zementitkügelchen verleihen dem gehärteten Bandstahl die große Schneidfähigkeit und Schneidhaltigkeit, wie sie beispielsweise Rasierklingen, Metallsägen, Schlitzfräser u. dgl. erfordern. Es ist dabei keineswegs gleichgültig, ob der Zementit in Form weniger grober (Abb. 4, Tafel 11) oder aber zahlreicher äußerst fein verteilter (Abb. 5, Tafel 11) Kügelchen im ungehärteten Band vorhanden ist, da beim Härten die einzelnen

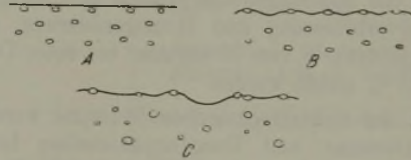


Abbildung 6. Abnutzung von Rasiermesserklingen.

Kügelchen durch teilweise Auflösung nur verkleinert, aber nicht, wie bei untereutektoiden Stählen, gänzlich zum Verschwinden gebracht werden. Die Schneidhaltigkeit einer Klinge hängt aber im wesentlichen von der Größe und Verteilung der Zementitkügelchen ab, wie das in Abb. 6 angedeutet ist²⁾. Eine Klinge, die den Zementit in Form von gleichmäßig verteilten Kügelchen aufweist (A), wird sich nach B abnutzen, während eine Klinge mit ungleichmäßig verteilten großen und kleinen Zementitknötchen zur Bildung einer ausgezackten Schneide C führen wird.

Der kugelige Zementit ist nur sehr schwer in Lösung zu bringen. Glühversuche an Rasierklingen (1,1 % C) ergaben, daß selbst nach 15 min langem Erhitzen auf 900° die Zementitknötchen nach der Abkühlung noch vorhanden waren, und daß selbst nach kurzem Erhitzen auf 1000° neben streifigem Perlit sich immer noch kugelige Zementit vorfand. Ein Bandstahl mit wenigen großen Zementiteinschlüssen wird daher eine längere Erhitzung erfordern als ein Stahl mit vielen, aber kleinen Zementitknötchen, damit eine gleich große Menge Zementit in Lösung geht, d. h. damit dieselbe Härtewirkung erzielt wird. Klagen über nicht genügende Härtbar-

²⁾ Siehe auch K. Daeves: Präzision (1923), S. 16. C. H. Desch und A. T. Roberts: J. Iron Steel Inst. 107 (1923), S. 249/66. St. u. E. 43 (1923), S. 1017.

¹⁾ St. u. E. 33 (1913), S. 551/5.

keit von Bandstahl, dessen Kohlenstoffgehalt auf Grund der chemischen Analyse sich als hinreichend hoch erweist, sind häufig auf zu grobe Ausbildung des Zementits zurückzuführen.

Die Erzielung eines gleichmäßigen und feinkörnigen kugeligen Zementits ist daher eine der wichtigsten Aufgaben beim Kaltwalzen von Edelbandstahl. Starke Walzdrücke, niedrige Glühtemperaturen und Vermeidung unnötig langer Glühzeiten sind hierbei von wesentlicher Bedeutung. Außer diesen Betriebsfaktoren ist die chemische Zusammensetzung des Stahles von großem Einfluß auf das Zusammenballen des Zementits. Aus den Untersuchungen von Piwowarsky³⁾ und Körber und Köster⁴⁾ geht hervor, daß Phosphor-, Nickel- und Wolframzusatz die Ballungsfähigkeit des Zementits nicht oder nur unwesentlich beeinflußt, während sie durch Silizium-, Mangan- und vor allem Chromzusatz in steigendem Maße behindert wird.

Im Flugzeugbau findet neuerdings ein Chrom-Nickel-Stahl mit etwa 0,30 % C, 1,5 % Cr und 3,5 bis 4 % Ni in Bandform Verwendung, der zu U-förmigen Profilen gebogen für Verstrebungen benutzt wird. Hohe Festigkeit in Verbindung mit guter Dehnung ist Bedingung, letztere vor allem auch deshalb, weil die Profilierung im kalten Zustande vorgenommen wird. Auch dieser Stahl erfährt durch das Kaltwalzen und Glühen eine weitgehende Gefügeverbesserung und Homogenisierung, so daß Festigkeitswerte von 75 kg/mm² bei einer Dehnung von 15 % erzielt werden.

In der elektrotechnischen Industrie werden für den Dynamo- und Transformatorenbau fast ausschließlich Bleche verwendet, die für die Weiterverarbeitung zunächst in Streifen geschnitten werden müssen. Aus den Streifen werden dann Rondelle und sonstige Stanzteile herausgearbeitet. Es dürfte ohne weiteres einleuchten, daß gerade für diese Zwecke die Verarbeitung aus dem Bande große Vorteile mit sich bringt. Wenn trotzdem das Band in diesen Industriezweig noch wenig Eingang gefunden hat, so hat das seinen Grund darin, daß das Kaltwalzen der für diesen Zweck verwandten Eisen-Silizium-Legierung auf große Schwierigkeiten stößt, sobald der Siliziumgehalt 4 % überschreitet. Selbst bei geringen Querschnittsverminderungen reißt das Band beim Kaltwalzen auf oder bricht bei leichten Biegungen ab. In letzter Zeit ist es nun Verfasser gelungen, auch Legierungen mit höherem Siliziumgehalt als 4 % im Kaltwalzwerk zu „endlosen“ Bändern zu verarbeiten⁵⁾, und zwar dadurch, daß das Walzen bei Zimmertemperatur nur wenig überschreitenden Wärmegraden vorgenommen wird. Hierzu reichen Temperaturen von 50 bis 250°, je nach der Höhe des Siliziumgehaltes des Bandes, aus. Die schwache Erwärmung des Walzgutes erhöht seine Formänderungsfähigkeit derart, daß selbst Legierungen

mit über 4 % Si sich fast mit derselben Leichtigkeit walzen lassen wie weiches Flußeisen. So wurde eine Eisen-Silizium-Legierung mit 4,6 % Si, die auf 200° im Oelbade vorgewärmt worden war, ohne Zwischenglühung in fünf Stichen von 1,75 auf 0,80 mm gewalzt, was einer Querschnittsverminderung von 55 % entspricht.

Auch in diesem Falle sind die durch das Kaltwalzen erzielten Eigenschaftsverbesserungen sehr beachtenswert. Das wiederholte Kaltwalzen und Glühen hat die Wirkung, daß der wenn auch nur in geringer Menge vorhandene Kohlenstoff praktisch vollständig in Graphit übergeht, was für bestimmte magnetische Eigenschaften von Vorteil ist. Gleichzeitig tritt eine weitgehende Gefügeverfeinerung ein, wie aus den Abb. 7 bis 10 (s. Tafel 11), zu ersehen ist. Abb. 7 zeigt das warmgewalzte Band im Längsschliff. Die Körner sind in der Walzrichtung erheblich gestreckt. Daß das Band in diesem Zustande zu einem Aufreißen in der Längsrichtung neigt, ist leicht erklärlich.

Abb. 8 bis 10 zeigen die Gefügebildungen, die nach einem Auswalzen auf 1, 0,30 und 0,20 mm Stärke eintreten. Die langgestreckten Körner der Abb. 8 sind, wie Abb. 9 u. 10 erkennen lassen, durch das Ausgleichen in zahlreiche nach allen Richtungen hin ziemlich gleichmäßig ausgebildete Kristallite unterteilt (Abb. 10). Es dürfte leicht verständlich sein, daß damit auch die hohe Sprödigkeit, die das Band im warmgewalzten Zustande aufweist, verschwunden ist. Streifen von 0,2 mm Stärke ließen sich selbst bei Siliziumgehalten von 4,6 % wiederholt um 180° biegen, ohne zu brechen. Ein Stanzen oder Schneiden der nach diesem Verfahren hergestellten Bänder ist möglich, ohne daß hierbei Kantenrisse sich bilden oder Teile ausbröckeln.

Von besonderer Bedeutung ist die Verbesserung, welche die magnetischen Eigenschaften erfahren. Für den Transformatorenbau ist vor allem der Wattverlust von Wichtigkeit. Es hat sich nun gezeigt, daß die Verlustziffer bei den nach obigem Verfahren gewalzten und sodann geglühten Bändern außerordentlich günstige Werte annimmt. So wurde eine Legierung mit 4,6 % Si, die auf 0,20 mm Stärke ausgewalzt und sodann längere Zeit bei 800° geglüht worden war, mit dem Epsteinschen Apparat nach dem Wattmeter-Verfahren geprüft und ergab eine Verlustziffer V_{10} , d. h. für den Wattverlust je kg und 50 Perioden bei der Induktion $\mathfrak{B} = 10\,000$, von 0,94.

Zusammenfassung.

Es wird auf die Vorteile hingewiesen, die das Band in vielen Fällen den Blechtafeln gegenüber besitzt. Die beim Kaltwalzen von Bandstahl eintretenden Gefügeveränderungen werden besprochen und ihr Einfluß auf die Formänderungsfähigkeit und Härtebarkeit erörtert. Endlich werden die durch das Kaltwalzen erzielten Verbesserungen wichtiger Eigenschaften bei einigen Sonderlegierungen (Chrom-Nickel-Stahl, Eisen-Silizium) geschildert.

³⁾ Bericht Nr. 31 Werkstoffaussch. V. d. Eisenh.

⁴⁾ Mitt. K.-W.-Inst. Eisenforsch. 5 (1924), S. 145.

⁵⁾ Patentanmeldung D 43 683, Kl. 18 c, Gr. 8.

Wärmebehandlung bei der Einsatzhärtung.

Von Oberingenieur F. Brüsewitz in Willich.

(Hierzu Tafel 12.)

(Wesen der Einsatzhärtung. Verschiedene Behandlung nach dem Einsetzen. Nachteil der langsamen Erhaltung. Bedeutung der Zwischenglühung.)

Zementation, Einsatzhärtung und Oberflächenhärtung werden häufig im gleichen Sinne gebraucht. Das ist, streng genommen, nicht richtig und kann leicht zu Irrtümern führen, insbesondere in der ausländischen Fachwelt. Unter Zementieren oder Einsetzen ist das Glühen von Eisen in einem Kohlenstoff abgebenden Mittel zu verstehen. Zur Einsatzhärtung (Zementationshärtung) gehört der eben genannte Glühvorgang mit einer Schlußhärtung. Diese ist nämlich nicht immer mit dem Zementieren verbunden, so z. B. wenn das zementierte Eisen als solches in den Handel kommt oder bei gewissen Nickelstählen, die schon durch das Zementieren hart werden, ohne daß ein Abschrecken erfolgt.

sowie Hanson und Hurst³⁾ hin. Die beiden letzteren erwähnen auch das Verfahren, direkt aus dem Einsatzkasten zu härten, um bei übereutektoider Kohlenstoffaufnahme die Bildung des Zementitnetzes zu vermeiden.

Oberhoffer²⁾ nennt die Zwischenglühung als Mittel zur Regenerierung.

Oertel⁴⁾ gibt nach langsamer Abkühlung nach dem Einsetzen der Rückfeinung durch Ausgleich bei Temperaturen kurz unterhalb der PSK-Linie⁵⁾ vor anderen Verfahren den Vorzug.

Durch eigene Versuche sollte der Einfluß der verschiedenen Behandlung nach dem Einsetzen festgestellt und durch Vergleich der Kerbzähigkeit, der Härte und des Kleingefüges dem Stahlverbraucher

Zahlentafel 1. Härte, Kerbzähigkeit und Kleingefüge bei verschiedener Wärmebehandlung des Einsatzgutes.

Behandlung	Kugeldruckhärte im Kern	Kerbzähigkeit mkg/cm ²	Kleingefüge des Randes
a) aus dem Einsatz in Oel gehärtet	387	7,6	Austenit mit Martensitnadeln (Abb. 1, Tafel 12)
b) aus dem Einsatz in Oel gehärtet und diese Härtung bei 780° wiederholt	391	6,6	grobnadeliger Martensit und Austenit (Abb. 2, Tafel 12)
c) aus dem Einsatz in Oel gehärtet, bei 600° 1 st geglüht, Schlußhärtung bei 780° in Oel	387	7,7	Hardenit (Abb. 3, Tafel 12)
d) aus dem Einsatz an Luft erkaltet und bei 600° 1 st geglüht	232	17,8	Perlit
e) aus dem Einsatz an Luft erkaltet und bei 780° in Oel gehärtet	391	5,0	Martensit und Austenit
f) aus dem Einsatz an Luft erkaltet, bei 600° 1 st geglüht und bei 780° in Oel gehärtet	391	5,6	Hardenit
g) aus dem Einsatz an Luft erkaltet, bei 880° in Oel gehärtet, bei 600° 1 st geglüht	252	17,4	Perlit
h) wie unter g mit Schlußhärtung bei 780° in Oel	391	4,9	Hardenit

Das Wort Oberflächenhärtung statt Einsatzhärtung sollte man vermeiden. Abgesehen davon, daß von einer gewissen Stärke an jeder Werkzeugstahl nur auf der Oberfläche hart wird, bleibt diese Bezeichnung besser auf die mit den sogenannten Aufstreupulvern (Ferrozyankalium) bewirkte Härtung beschränkt, wobei nur ein oberflächliches Einbrennen, aber kein Eindringen des Kohlenstoffs in meßbarer Tiefe erfolgt.

Ueber die Wärmebehandlung nach beendigtem Zementieren finden sich im Schrifttum folgende Angaben.

Guillet¹⁾ empfiehlt Abkühlung bis unter den Umwandlungspunkt und eine zweimalige Härtung, zuerst bei 900° (für den kohlenstoffarmen Kern) und dann bei 750 bis 800° für die Oberfläche.

Auf die Gefahren einer langsamen Abkühlung nach beendigtem Zementieren weisen Giolitti²⁾

die zweckmäßigste Wärmebehandlung angegeben werden. Insbesondere handelte es sich darum, zu wissen, ob das Einsatzgut schnell erkalten soll oder langsam abkühlen kann.

Als Versuchswerkstoff diente ein Nickelchromstahl mit 0,12 % C, 0,45 % Mn, 0,15 % Si, 1,50 % Cr und 4 % Ni.

Die Proben hatten einen Querschnitt von 30 × 10 mm mit 4 mm Bohrung für den Kerb (15 × 10 mm Schlagquerschnitt) und stammten aus einer geschmiedeten Stange.

Das Einsetzen erfolgte bei 850° in einer Mischung von 60 % Holzkohle und 40 % Bariumkarbonat.

Nach Erreichen einer Einsatztiefe von ½ mm, die durch Kontrollstab und Vorproben ermittelt wurde, wurden die Proben, wie in der Zahlentafel 1 angegeben, behandelt.

¹⁾ St. u. E. 29 (1909), S. 1580; 30 (1910), S. 1309.

²⁾ Oberhoffer: Das schmiedbare Eisen (Berlin: J. Springer 1920), S. 323 u. 325.

³⁾ St. u. E. 40 (1920), S. 625.

⁴⁾ St. u. E. 43 (1923), S. 494.

⁵⁾ Vgl. Ber. Nr. 42 Werkstoffaussch. V. d. Eisenh.

Das früher viel geübte Verfahren a, nur aus dem Einsatz zu härten ohne jede weitere Rückfeinung, gibt wohl eine hohe Kerbzähigkeit für den Kern, aber das überhitzte Gefüge der Oberfläche wirkt höchst ungünstig auf die Lebensdauer (vgl. Abb. 1, Tafel 12).

Selbst eine zweite Härtung bei einer für die Oberfläche normalen Temperatur (Verfahren b) hebt dieses überhitzte Gefüge noch nicht auf (Abb. 2, Tafel 12). Die viel verbreitete Ansicht, daß man auf die hohe Härtung für den kohlenstoffarmen Kern gleich die normale Härtung folgen lassen kann, ist keinesfalls richtig. Das zementierte Stück ist auf der Oberfläche zu Stahl geworden, und kein Härtefachmann wird einen Stahl zweimal hintereinander härten, ohne ihn vor der zweiten Härtung auszuglühen, da er sonst infolge Spannungen leicht zu Härterissen und Absplitterungen auf der Oberfläche neigt. Die verminderte Zähigkeit kommt auch durch einen kleineren Wert der Kerbschlagarbeit zum Ausdruck.

Erst durch die Zwischenglühung (Verfahren c) hat eine vollständige Wiederherstellung stattgefunden und zum Höchstwert der Kerbzähigkeit sowie zu dem feinsten Gefüge (Abb. 3, Tafel 12) geführt.

Wegen der Befürchtung, daß bei komplizierten und schwachen Stücken die Härtung direkt aus dem Einsatz leicht zum Verziehen führen könnte, wurden statt dessen die Proben nach dem Einsetzen an Luft langsam abgekühlt und ohne bzw. mit Zwischenglühung (Verfahren e und f) normal gehärtet. Ein deutlicher Verlust in der Kerbzähigkeit ist die Folge. Noch größer ist dieser Abfall, wenn der Einsatz im Kasten erkaltet, ein Verfahren, welches auch noch angewandt wird. Durch die langsame Abkühlung entsteht ein sehr grobes Korn, was durch schnelle Abkühlung vermieden wird. Außerdem ist bei laufender Fabrikation mit der Möglichkeit eines über-eutektoiden Kohlenstoffgehaltes in der zementierten Schicht zu rechnen. Bei langsamer Abkühlung könnte nun das gelöste Eisenkarbid sich als Zementitnetz abscheiden. Dieses Zementitnetz würde die Zähigkeit der Oberfläche vermindern. Bei der Härtung direkt aus dem Einsatz wird dagegen das Eisenkarbid in dem gelösten Zustand festgehalten.

Der durch die hohe Härtetemperatur direkt aus dem Einsatz entstandene grobe Martensit der zementierten Schicht geht bei der Zwischenglühung bei 600° in körnigen Perlit über. Da das Karbid in dieser Form sich bei der Erwärmung verhältnismäßig schwer löst, so bleibt beim Erhitzen auf Härtetemperatur ungelöster Zementit übrig, der, selbst fein verteilt, nun seinerseits als Keim für ein feines Härtegefüge (Hardenit) wirkt.

Außerdem wird durch die Zwischenglühung der Übergang von dem zementierten Rand nach dem nicht zementierten Kern allmählicher. Man vergleiche daraufhin Abb. 4, Tafel 12 (im Kasten erkaltet) mit Abb. 5, Tafel 12 (nach der anschließenden Glüfung bei 600°). Je weniger scharf der zementierte Rand abgesetzt ist, je geringer ist die Gefahr des Abplatzens der Einsatzschicht.

Wie groß der Einfluß der ersten Härtung direkt aus dem Einsatz ist, geht auch daraus hervor, daß sie sich nicht durch eine nachträgliche Härtung bei gleich hoher Temperatur ersetzen läßt, wenn der Einsatz erst erkaltet ist. Bei Verfahren h ist das an Luft erkaltete Einsatzgut zuerst bei 880° in Oel gehärtet, aber trotz Rückfeinung bei 600° bleibt ein ziemlicher Verlust in der Kerbzähigkeit.

Versuche mit einem unlegierten Einsatzmaterial ergaben gleichfalls für direkte Härtung aus dem Einsatz in Oel mit Zwischenglüfung und Härtung bei 780° in Wasser die höchste Kerbschlagarbeit sowie das beste Bruchaussehen und Feingefüge (kleines, gleichmäßig verteiltes Perlitkorn im Kern). Bei diesem Werkstoff war sogar die Kerbzähigkeit der im Einsatzkasten erkalteten Proben nur halb so groß wie bei den aus dem Einsatz in Oel gehärteten bei gleichzeitiger Zwischenglüfung und Schlußhärtung.

Zusammenfassung.

Es wurden Kerbschlagproben nach dem Zementieren verschiedener Wärmebehandlung unterworfen und ihre Zähigkeitswerte sowie das Kleingefüge miteinander verglichen. Das beste Verfahren ist: Härtung direkt aus dem Einsatz in Oel, Zwischenglüfung bei 600° 1 st., Schlußhärtung bei 765 bis 800° in Wasser oder Oel je nach der Größe des Werkstoffes.

Ueber das Härten von Stahl.

Von Dr.-Ing. F. Rapatz und Dr.-Ing. H. Pollack in Düsseldorf.

(Hierzu Tafel 13.)

(*Schneidfähigkeit, Härte, Zähigkeit; Tiefe der Härteschicht; Feuerempfindlichkeit und ihre Ursache; Raum- und Formänderungen. Härtefehler. Härtemessung. Härtetheorien.*)

Folgende Eigenschaften sind für das Verhalten gehärteten Stahles im Hinblick auf seine Verwendung und für das Härten selbst wichtig. Es sind dies:

1. Schneidfähigkeit, Härte und Zähigkeit;
2. Tiefe der Härteschicht;
3. größere oder geringere Neigung zur Empfindlichkeit beim Härten;
4. Raum- und Formänderungen.

Schneidfähigkeit, Härte und Zähigkeit sind Eigenschaften, die sehr eng miteinander zusammenhängen.

Die beim Abschrecken entstehende Härte ist bei Wasserhärtung in den meisten Fällen an der Oberfläche 600 Brinell-Einheiten und darüber, entspricht also der Glashärte. Diese Härten sind sehr schwer zu messen und können nach den jetzigen Prüfverfahren nur geschätzt werden. Die härtesten Wasserhärter, wie etwa Riffelstähle, haben vielleicht 800 Brinell-Einheiten. Oelhärter, d. h. solche Stähle, die zur Vermeidung von Härteausschuß in Oel gehärtet werden müssen, sind durchschnittlich etwas weniger hart, obwohl auch meist 600 Brinell-Einheiten und

sogar mehr erreicht werden. Bei niedriger legierten, vor allem kohlenstoffarmen Oelhärtern erreicht man oft nur 500 Brinell-Einheiten und weniger. Die geringe Härte zeigt sich vor allem bei großen Stücken, die infolge der großen Masse nicht rasch genug abkühlen können.

Die Schneidfähigkeit hängt nicht allein von der Härte ab, sondern bei stärkerer Beanspruchung auch von der Härtebeständigkeit bei der durch die Reibungsarbeit entstehenden höheren Temperatur. Im allgemeinen sind die Stähle um so härtebeständiger, je mehr sie legiert sind. Am leistungsfähigsten in dieser Hinsicht sind die Schnellstähle, die bis 600° hart bleiben. Härte und Härtebeständigkeit allein ergeben aber noch keine Schneidfähigkeit, wenn nicht genügend Zähigkeit vorhanden ist, die das Brechen des Werkzeuges und das Ausbröckeln der Schneide verhindert.

Ein wichtiger Umstand, der oft zu wenig Beachtung findet, ist die Tiefe der Härteschicht. Wann ein Werkzeug oder Maschinenteil durchhärten soll und wann nicht, muß in jedem einzelnen Falle besonders beurteilt werden. Nicht durchhärtende Stähle zeichnen sich dadurch aus, daß sie bei einem zähen ungehärteten Kern an der Oberfläche hart sind, während durchhärtende durch den ganzen Querschnitt ungefähr dieselbe Härte haben.

Diejenige Größe, welche die Tiefe der Härteschicht bestimmt, ist die „kritische Abkühlungsgeschwindigkeit“. Sie ist die Temperatursenkung in einer Sekunde im Temperaturbereich von A_1 (etwa 700°), die notwendig ist, um bei der Abschreckung Martensit zu erzeugen. Bei Kohlenstoffstählen ist die kritische Abkühlungsgeschwindigkeit ungefähr 100 bis 120°/sek¹⁾. Die Abkühlung muß daher sehr rasch vor sich gehen, und die Härtung tritt deshalb bei normaler Abschrecktemperatur nur in der äußeren Randschicht auf. Zusatz von Legierungselementen erniedrigt die kritische Abkühlungsgeschwindigkeit, so daß auch im Innern großer Querschnitte Martensit entstehen kann. Abb. 1, Tafel 13, zeigt den Härtebruch eines durchhärtenden und eines nicht durchhärtenden Werkzeugstahles.

Für die Praxis ist es wichtig, zu wissen, in welchem Maße die einzelnen Legierungselemente die kritische Abkühlungsgeschwindigkeit erniedrigen. Es wird allerdings weniger von Belang sein, die Abkühlungsgeschwindigkeit in Grad/Sekunden zu wissen, als die Tiefe der Härteschicht bei normaler Abschreckung. Es seien hier deshalb die Ergebnisse einiger Versuche mitgeteilt, die den Verlauf der Härte bei Stählen verschiedener Zusammensetzung zeigen²⁾.

Proben von ungefähr 100 mm Länge und 20 mm im Quadrat wurden in einer Sandverpackung auf Härtetemperatur gebracht und hierauf an einer Stirnfläche kräftig abgeschreckt. Der Verlauf der Härte wurde mit Hilfe der Brinellschen Härteprobe über die ganze Stablänge ermittelt. Abb. 2 bis 6

zeigen schaubildlich den Härteverlauf. Auf der Abszissenachse sind hierbei die Entfernungen von der abgeschreckten Fläche aufgetragen, während die Ordinaten den jeweiligen Wert der Härtezah nach Brinell angeben.

In Abb. 2 zeigt sich, daß mit dem höheren Kohlenstoffgehalt bei sonst gleicher Zusammensetzung sowohl die Härte als auch die Tiefe der Härteschicht zunimmt; das gleiche geht auch aus Abb. 3 hervor. Beim Vergleich des Härteverlaufes des weichen Werkzeug-Kohlenstoff-Stahles in Abb. 2 mit dem des harten Maschinenstahles in Abb. 3 ersieht man bei annähernd gleichem Kohlenstoff- und Siliziumgehalt den erheblichen Einfluß einer verhältnismäßig geringen Menge Mangan auf die Tiefe der Härteschicht.

Abb. 4 stellt den Einfluß von Chrom und Wolfram dar. Beide Stähle haben ungefähr den gleichen Kohlenstoffgehalt bei 1,2 % Chrom bzw. Wolfram. Es zeigt sich, daß Chrom stärker als Wolfram wirkt.

Auch aus dem Härteverlauf der beiden Vergütungsstähle in Abb. 5 ist der härtesteigernde Einfluß des Chroms deutlich zu ersehen.

Der Verlauf der Härte in Schnellstahl und hochprozentigem Chromstahl bei Härtung im Preßluftstrom (Abb. 6) zeigt nur einen geringen Abfall derselben.

Durch Fehlbehandlung, hauptsächlich Ueberhitzung, entsteht beim Härten grobes Korn, womit Sprödigkeit und Neigung zum Reißen verbunden sind. Bei nicht durchhärtenden Stählen äußert sich dies meist auch in stärkerer Einhärtung. Die Stähle verhalten sich in dieser Hinsicht sehr verschieden. Wird der Stahl schon bei geringer Ueberschreitung der Härtetemperatur verdorben, so ist er „feuerempfindlich beim Härten“. Die Abb. 7, Tafel 13, zeigt die Härtebrüche eines feuerunempfindlichen Kohlenstoffstahles und die eines feuerempfindlichen Stahles gleicher Zusammensetzung. Die Proben links im Bilde stellen die Härtebrüche bei der normalen Härtetemperatur von 780°, die in der Mitte die bei einer solchen von 830° (50° überhitzt) und die Proben rechts die bei einer Härtetemperatur von 880° (100° überhitzt) dar. Wie der Vergleich der drei Härtebrüche des feuerunempfindlichen Stahles ergibt, verändert eine Ueberschreitung der Härtetemperatur um 100° das Bruchaussehen nur wenig; in allen drei Fällen ist der ungehärtete Kern geblieben. Beim feuerempfindlichen Stahl hingegen zeigt sich schon beim Vergleich der linken und mittleren Probe eine sehr starke Verkleinerung der ungehärteten Zone. Bei einer Härtetemperatur-Ueberschreitung von 100° härtet dieser Stahl vollkommen durch und reißt. Es ist klar, daß Feuerempfindlichkeit von großem Nachteil ist, weil solche Stähle schon bei geringer Fehlbehandlung Härteauswurf oder vorzeitigen Bruch des Werkzeuges zur Folge haben.

Es entsteht nun die Frage, welche Umstände die Feuerempfindlichkeit beim Härten begünstigen und welche sie verhindern. Zunächst ist zu unterscheiden zwischen der Erscheinung eines starken Härterandes und der eines groben Aussehens des Härtebruches. Meist gehen beide Erscheinungen Hand in Hand. Die größte Wirkung in bezug auf starke Einhärtung

¹⁾ W. Schneider: St. u. E. 42 (1922), S. 593.

²⁾ Zur Untersuchung wurde mit wenig Abänderung das Verfahren angewandt, wie es Charpy und Grenet angeben. Comptes rendus 175 (1922), S. 1273/6; St. u. E. 43 (1923), S. 534.

und Einengung der Härtetemperaturgrenzen haben die Legierungsmetalle. Bei Kohlenstoffgehalten über etwa 0,60% fördern Mangan, Nickel und Silizium die Feuerempfindlichkeit. Bei einem Stahl mit 1% Kohlenstoff ist eine Härtetemperatur-Ueberschreitung von 50° im Härtebruch bereits merkbar, wenn der Stahl mehr als etwa 0,50% Mangan oder Nickel oder Silizium enthält.

Man wird also bei Werkzeugstählen, wenn man die Feuerempfindlichkeit verhindern will, Mangan und Silizium niedrig halten müssen oder den Einfluß dieser Elemente durch Zusatz anderer zurückdrängen.

der Bildung einer tiefen Härteschicht, sondern hauptsächlich auch in der Bildung eines groben Kornes und unschönen Bruchaussehens.

Außer der chemischen Zusammensetzung und der Sorgfalt beim Schmelzen führt auch zu hohe Schmiedetemperatur häufig zu grobem Härtebruch, besonders bei übereutektoiden Stählen. Es hängt dies damit zusammen, daß durch zu hohe Schmiedetemperatur bzw. zu langsame Abkühlung aus dieser Temperatur grobes Zementit-Netzwerk entsteht, das beim Härten nicht verschwindet; denn die Härtung erfolgt bei allen übereutektoiden Stählen knapp

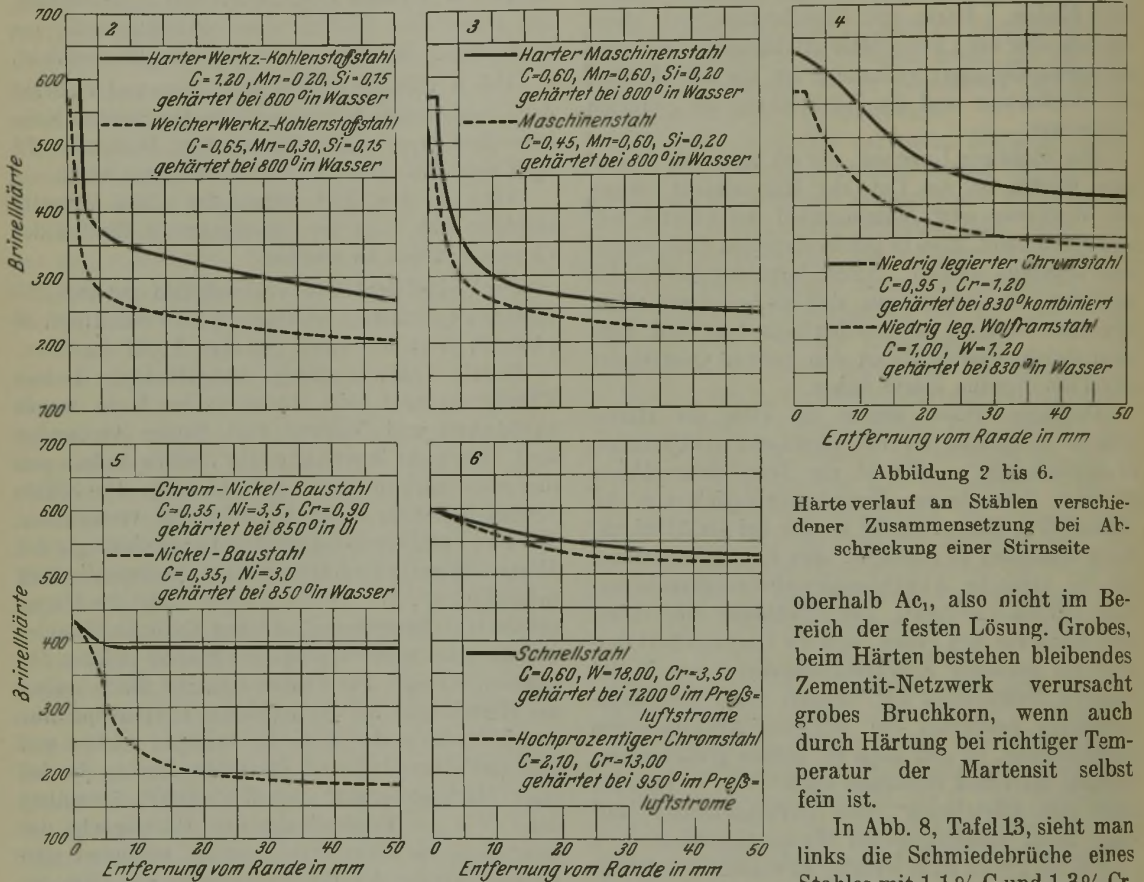


Abbildung 2 bis 6.

Härteverlauf an Stählen verschiedener Zusammensetzung bei Abschreckung einer Stirnseite

oberhalb A_c , also nicht im Bereich der festen Lösung. Grobes, beim Härten bestehendes bleibendes Zementit-Netzwerk verursacht grobes Bruchkorn, wenn auch durch Härtung bei richtiger Temperatur der Martensit selbst feiner ist.

In Abb. 8, Tafel 13, sieht man links die Schmiedebrüche eines Stahles mit 1,1% C und 1,3% Cr.

Bei niederen Kohlenstoffgehalten (Baustählen) ist die Feuerempfindlichkeit, hervorgerufen durch diese Elemente, nicht von Bedeutung. Außer diesen Legierungsmetallen fördern, wie Maurer³⁾ ausführt, noch andere als Verunreinigungen vorkommende Elemente die Feuerempfindlichkeit.

Es kann aber auch ein Stahl, der sehr arm an Mangan, Silizium und Nickel und der von Maurer genannten Elemente ist, feuerempfindlich sein. Der in Abb. 7 (siehe Tafel 13) gezeigte feuerempfindliche Stahl hatte nach der üblichen chemischen Untersuchung eine vollkommen einwandfreie Zusammensetzung. Die metallographische Untersuchung dieses Stahles ergab das Vorhandensein zahlreicher Einschlüsse. Ob die Einschlüsse selber oder etwa gelöster gebliebener Sauerstoff die Ursache ist, bleibe dahingestellt. Die durch Schlackeneinschlüsse hervorgerufene Feuerempfindlichkeit äußert sich nicht nur in

Der untere Bruch ist beim Schmieden überhitzt, der obere hat normalen feinen Schmiedebruch. Rechts befinden sich die dazugehörigen Härtebrüche des bei richtiger Temperatur (830°) gehärteten Stahles. Es ist zu ersehen, daß der beim Schmieden überhitzte Stahl auch nach dem Härten grobes Korn zeigt. Die Folgen überhitzten Schmiedens können teilweise wieder gutgemacht werden, wenn das Zementit-Netzwerk durch Glühen in Temperaturen oberhalb A_c kugelig gemacht wird.

Einige Metalle erweitern den Härtetemperaturbereich. Vor allen sind Wolfram, Chrom, Molybdän und Vanadium in dieser Hinsicht günstig. Diese Elemente machen auch die durch Mangan, Nickel oder Silizium erzeugte Feuerempfindlichkeit zum Teil wieder rückgängig. Auf Abb. 9, Tafel 13, sieht man unten die Härtebrüche einer Probe mit etwa 0,90% C, 1% Mn und 0,50% Cr, oben die einer Probe mit ungefähr 0,90% C, 1% Mn, 1% Cr und 1,5% W. Die

³⁾ Siehe S. 1720 vorliegenden Heftes.

Dr. Jng. Anton Pomp: Das Kaltwalzen von Edelstahl.

× 500

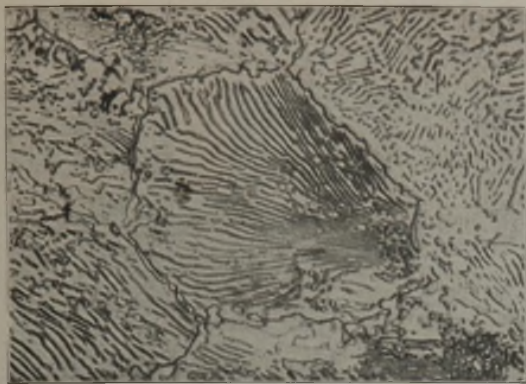


Abbildung 1. Schreibfeder-Bandstahl mit 1,2 % C, warmgewalzt, 2 mm stark.

× 500

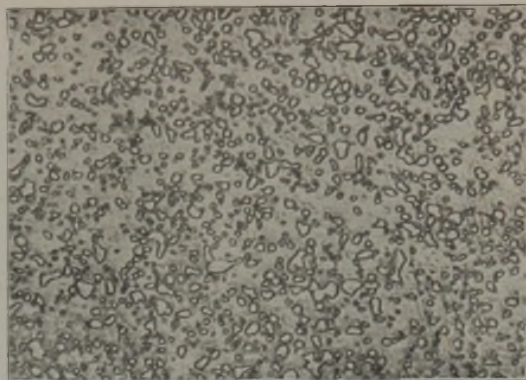


Abbildung 2. Derselbe Bandstahl auf 0,8 mm kaltgewalzt und geglüht.

× 500

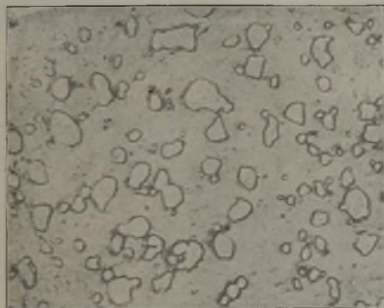


Abbildung 4. Rasierklingen Bandstahl mit 1,1 % C. Sehr grobe Zementitkugelchen in geringer Zahl. Schlechte Härbarkeit und Schneidfähigkeit.

× 500

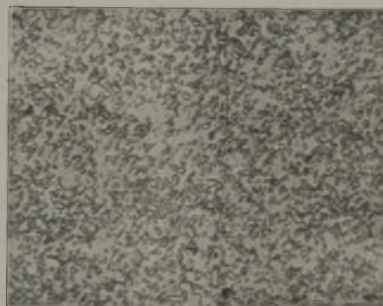


Abbildung 5. Derselbe Bandstahl. Zahlreiche, äußerst fein verteilte Zementitkugelchen. Gute Härbarkeit und Schneidfähigkeit.

× 100



Abbildung 7. Eisensiliziumband mit 4,6 % Si, warmgewalzt, 2 mm stark. Aetzung II.

× 100

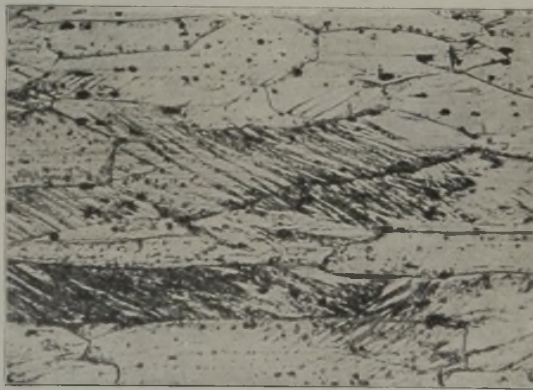


Abbildung 8. Dasselbe Band auf 1 mm gewalzt. Aetzung II.

× 100

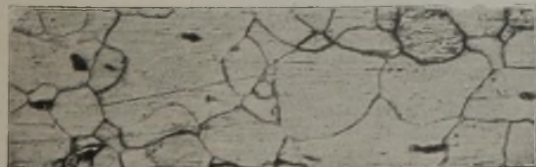


Abbildung 9. Dasselbe Band auf 0,3 mm gewalzt und geglüht. Aetzung II.

× 100

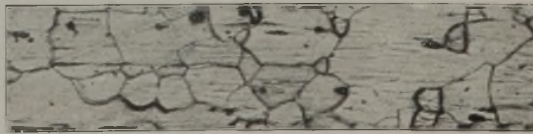


Abbildung 10. Dasselbe Band auf 0,20 mm gewalzt und geglüht. Aetzung II.

Oberingenieur Franz Brüsewitz: Wärmebehandlung bei der Einsatzhärtung.



Abbildung 1. Aus dem Einsatz in Oel gehärtet. Austenit mit Martensitnadeln. Aetzung II.



Abbildung 2. Wie Abbildung 1, aber mit Schlußhärtung bei 780° grobnadl. Martensit und Austenit. Aetzung II.

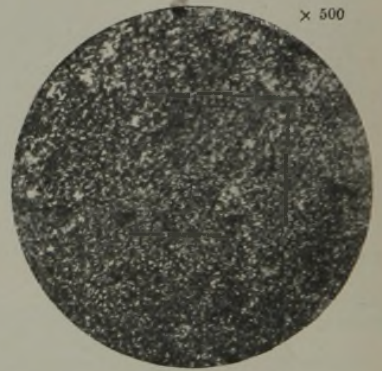


Abbildung 3. Wie Abbildung 2, aber mit Zwischenglühung bei 600°. Hardenit. Aetzung II.

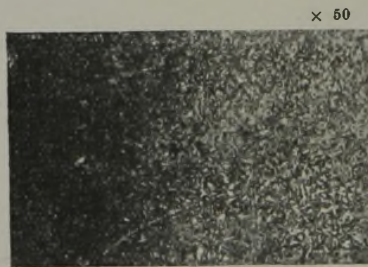


Abbildung 4. Im Einsatzkasten erkaltet. Aetzung II.

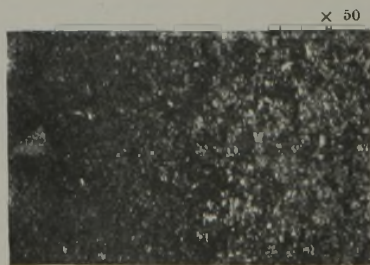


Abbildung 5. Wie Abbildung 4 mit anschließender Glühung bei 600° Aetzung II.

Dr.-Ing. F. Rapatz und Dr.-Ing. H. Pollack: Ueber das Härten von Stahl.



Abbildung 1.
Härtebruch eines durchhärtenden (oben) und eines nichtdurchhärtenden (unten) Werkzeugstahles.

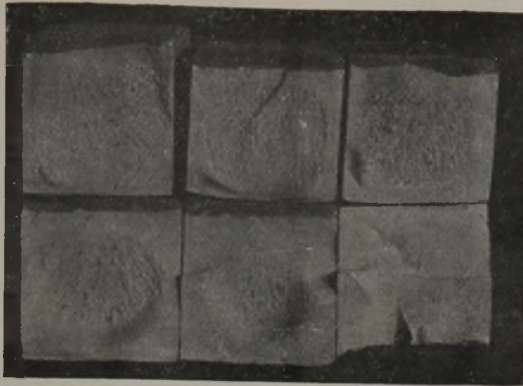


Abbildung 7. Härtebrüche eines feuerunempfindlichen (oben) und eines feuerempfindlichen (unten) Kohlenstoffstahles gleicher Zusammensetzung, normal gehärtet (780°) und um 50° bzw. 100° überhitzt (830 und 880°).



Abbildung 8.
Schmiede- und Härtebrüche eines normalen (oben) und eines überhitzt geschmiedeten (unten) Chromstahles.

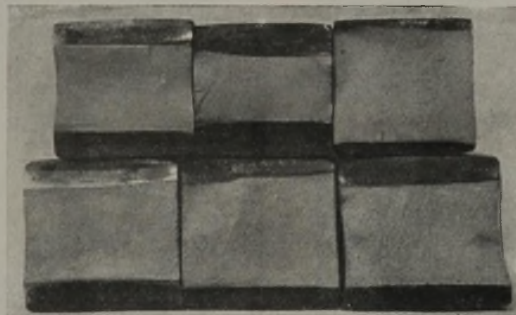


Abbildung 9. Härtebrüche eines Mangan-Chrom-Stahles (unten), und eines Wolfram-Mangan-Chrom-Stahles (oben), normal gehärtet und um 50° bzw. 100° überhitzt.



Abbildung 12. Härterisse infolge Oberflächen-Entkohlung nach Tiefätzung in 5% H_2SO_4 .

Dr.-Ing. W. Oertel und Dr.-Ing. Edm. Pakulla:
Beitrag zur Frage der Kobalt-, Chrom-, Wolfram-(Molybdän-)Legierungen.

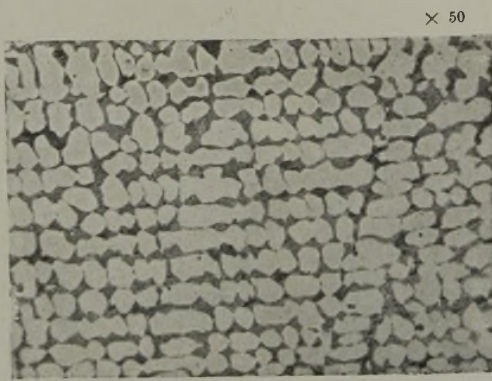


Abbildung 5. 0,3 % C.

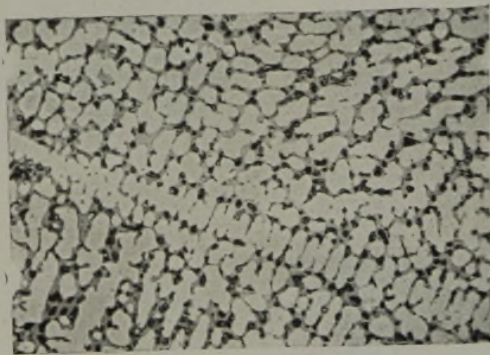


Abbildung 7. 0,95 % C.

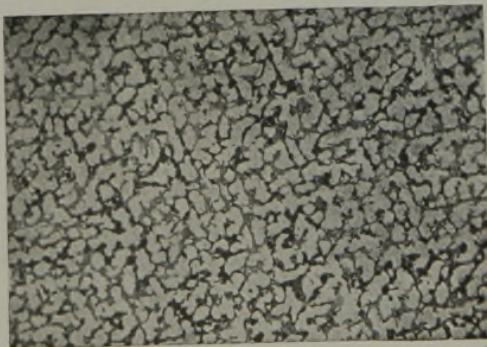


Abbildung 9. 1,3 % C.



Abbildung 11. 3 % C.

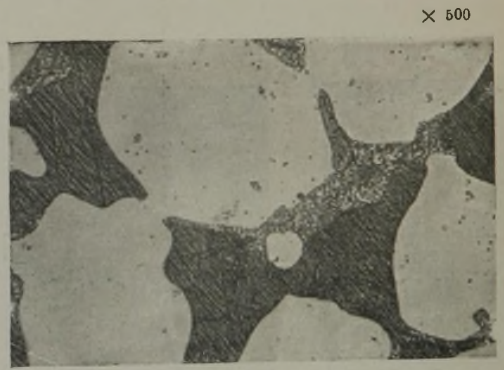


Abbildung 6. 0,3 % C.

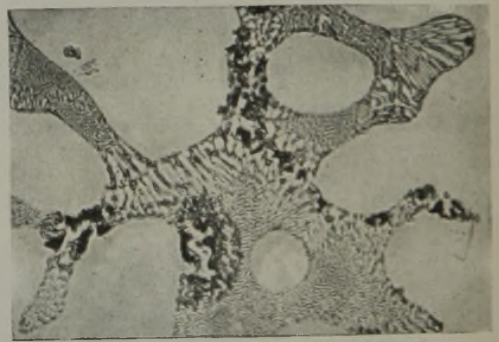


Abbildung 8. 0,95 % C.

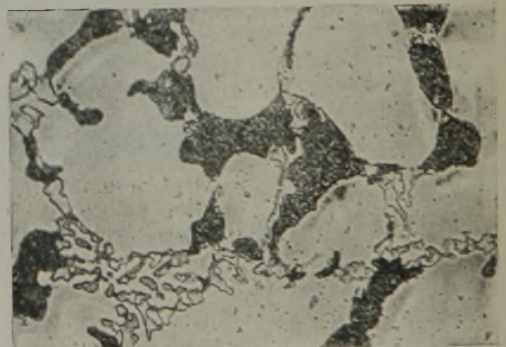


Abbildung 10. 1,3 % C.

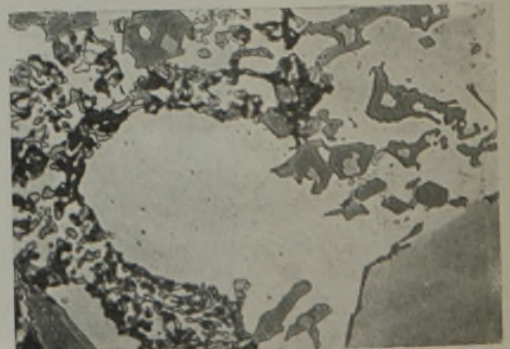


Abbildung 12. 3 % C.

Abbildung 5 bis 12. Gefüge von Schneidmetall-Legierungen mit steigendem Kohlenstoffgehalt.
Aetzung: 10 % NaOH, elektrolytisch.

Härtung der Proben erfolgte bei normaler Temperatur 820° (links im Bilde), bzw. um 50° (870°) und 100° (920°) überhitzt (im Bilde in der Mitte bzw. rechts). Der Einfluß des höheren Chromgehaltes und des Wolframzusatzes ist deutlich in einer Verfeinerung der Härtebrüche zu ersehen. Die durch Mangan bewirkte Feuerempfindlichkeit der unteren Probe ist durch den höheren Zusatz der beiden genannten Elemente vollkommen verschwunden. Es sei hier nur an das Beispiel der Schnelldrehstähle erinnert, um darzutun, wie Wolfram und Chrom den Stahl in bezug auf das Härten feuerunempfindlich machen.

Eigenschaften, die beim Härten von Stahl viel Schwierigkeiten verursachen, sind die Volumänderungen, die mit dem Härten notwendig verbunden sind. Solche Volumänderungen führen dazu, daß das Werkzeug durch das Härten seine Gestalt ändert. Von den vielen praktischen Mitteln, die gebraucht werden, um die Formänderungen zu verhindern, soll hier nicht die Rede sein, sondern es sollen nur die durch Messungen erfaßbaren, regelmäßig wiederkehrenden Raumänderungen und ihre Abhängigkeit von Zusammensetzung und Wärmebehandlung kurz besprochen werden. Die Frage wurde schon ausführlich von den Verfassern behandelt⁴⁾. Im Auszuge seien die Ergebnisse kurz wiederholt:

Die wichtigsten Umstände für die Praxis sind die Längen- und Breitenänderungen bei zylindrischen Körpern. Dem Werkstättenmann bereitet es Schwierigkeiten, wenn diese Aenderung des Rauminhaltes in der Länge und Breite unregelmäßig stattfindet, weil die Werkzeuge nach Herstellung der Form zu härten sind und im fertigen Zustand ein ganz genaues Maß haben müssen. Zu dieser Art Werkzeuge gehören z. B. Gewindebohrer, Schneidbacken, Stehbolzen und ähnliche Werkzeuge. Auf diese Werkzeuge lassen sich die an Zylindern gefundenen Ergebnisse im allgemeinen übertragen.

Besonders unangenehm ist unregelmäßige Aenderung der Länge, während die Aenderung des Durchmessers weniger störend empfunden wird. Da die Raumzunahme unvermeidlich ist, muß zum mindesten verlangt werden, daß die Größe der durch das Härten eintretenden Längenänderung vorhergesehen werden kann, damit dem Werkzeug mit Rücksicht auf die hinzukommende Längenänderung schon im ungehärteten Zustand eine genau bekannte andere Länge gegeben wird als die vom fertiggehärteten Werkzeug gewünschte.

Die Raumzunahme durch das Härten von Stahlzylindern kann in verschiedenen Formen eintreten, wie in Abb. 10 schematisch im Längsschnitt dargestellt wird. Der Stahl kann wie bei a kürzer und breiter werden, wobei die Raumzunahme durch Verbreiterung natürlich größer ist als die Raumeinbuße durch Verkürzung, weil in der Gesamtheit eine Raumzunahme eintreten muß. Nach b wird der Stahl gleichzeitig länger und breiter. Als Zwischenstufe ist es natürlich möglich, daß der Stahl praktisch nur breiter wird.

Zusammenfassend waren die Ergebnisse jener Untersuchungen folgende:

1. Zylinder aus legiertem Stahl, die beim Abschrecken durch ihren ganzen Querschnitt hart werden, werden in allen Fällen länger. Die Verlängerung beträgt bei Zylindern von 20 mm Durchmesser 0,04 bis 0,12 % der Länge.

2. Zylinder aus reinem Kohlenstoffstahl verlängern sich bei kleineren Durchmessern, weil dann die Härtung bis zur Mitte durchgreift. Bei mittleren Durchmessern tritt eine Verkürzung ein, während bei großen Durchmessern wieder eine Verlängerung zu bemerken ist.

3. Das Anlassen verursacht immer Verkürzung der gehärteten Zylinder.

4. Um die durch das Härten eintretende Längenänderung regelmäßiger zu gestalten, sind für die im Eingang erwähnten Verwendungszwecke legierte, durchhärtende Stähle vorzuziehen, trotz der größeren Raumzunahme, da die Längenänderungen, auf die es hauptsächlich ankommt, regelmäßiger sind. Aus den Untersuchungen der Verfasser möge nur das Beispiel des Mangan-Chrom-Wolfram-Stahles, der sich in bezug auf Längenänderung am besten verhalten hat, herausgegriffen werden (Abb. 11).

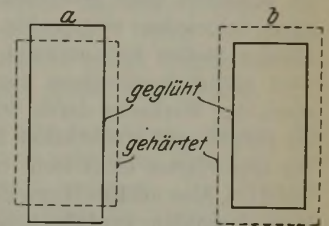


Abbildung 10. Schematische Darstellung der Volumänderungen beim Härten von Zylindern.

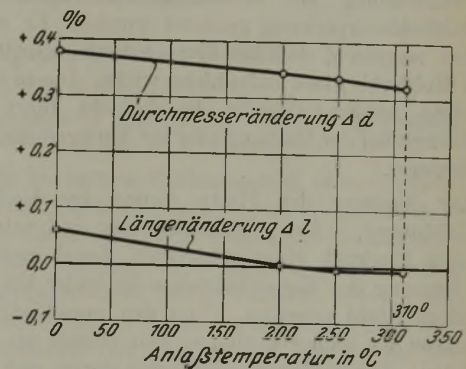


Abbildung 11. Längen- und Durchmesseränderungen bei Zylindern aus Mangan-Chrom-Wolfram-Stahl beim Härten und Anlassen.

Härtetemperatur 830° Anlaßdauer 20 min.

Anlaßtemperatur	Δ l %	Δ α %
—	+ 0,060	+ 0,378
200°	+ 0,002	+ 0,345
250°	— 0,006	+ 0,335
310°	— 0,006	+ 0,320

Zunahme des Rauminhaltes beim Härten 0,81 %.

Dem Härten als letzten Arbeitsvorgang wird leider im allgemeinen viel zu wenig Aufmerksamkeit geschenkt. Das geht am besten aus den nur zu oft ganz stiefmütterlich behandelten Härteeinrichtungen hervor, für die ihrer Wichtigkeit entsprechend

⁴⁾ Masch.-B. 2 (1922/23) S. 356/9

das Beste gerade gut genug sein sollte. Die Richtigkeit dieser Behauptung erhellt aus den Materialkosten, Löhnen usw., die in den zu härtenden Werkstücken liegen. Durch fehlerhafte Behandlung und mangelhafte Einrichtungen können sämtliche Aufwendungen nur zu leicht nutzlos werden, da dann die Gefahr des Härteausschusses sehr groß ist. Der Bedeutung des Härtens widmet F. Reiser⁵⁾ in seinem Buche eine umfassende Würdigung, indem er den ganzen Fragenkomplex nach dem damaligen Stande der Technik behandelte.

Die Härtefehler und deren Ursachen sind im allgemeinen bekannt. Es sei hier nur auf zwei wenig beachtete besondere Fälle hingewiesen, nämlich Randentkohlung und Randaufkohlung. Randentkohlung ist besonders dann gefährlich, wenn durch Walzen oder Schmieden eingepreßte Zunderteile unregelmäßige Stellen hervorgerufen haben. Dieser Fall wird natürlich nur dann zum Ausdruck kommen, wenn das Werkzeug durch Schmieden oder Walzen die endgültige Form erhalten hat und die Oberfläche vor dem Härten nicht mehr entfernt wird (Abb. 12, Tafel 13). Aber auch zu langes Erwärmen im Härteofen kann Entkohlung zur Folge haben. Bezüglich der Randaufkohlung ist folgendes zu sagen: Die Einsatzhärtung weicher Baustähle beruht natürlich auch auf einer Randaufkohlung, führt aber bei richtiger Behandlung keine Fehler herbei, obwohl auch hier bei zu stark gekohlter Randschicht und schroffem Uebergang zum Kern beim Härten oder im Betriebe Abblättern eintritt. Sehr häufig erscheint ungewollte Randaufkohlung bei Schnellstahlwerkzeugen, die in Holzkohleverpackung gehärtet wurden. Es wird hierbei vergessen, daß bei Temperaturen über 950° auch Holzkohle stark aufkohlend wirkt. Die so entstandene kohlenstoffreiche Randschicht führt zu Abblättern bei der Härtung oder bei Verwendung des Werkzeuges.

Zur Messung der Härte dienen verschiedene Vorrichtungen. Am gebräuchlichsten sind solche, die den Eindruck einer gehärteten Kugel messen. Die Messung des Kugeleindrucks ist leider bei gehärtetem Stahl ungenau. Von den verschiedenen Verfahren ist immer noch das von Brinell am genauesten. Die Schlaghämmer leiden daran, daß bei kleineren Stücken ein großer Teil der Fallenergie in Schwingungen verwandelt wird und nicht zur Volumverdrängung dient. Es ist versucht worden, die Brinellhärte durch die Schlaghärte zu ersetzen. Diese wird ausgedrückt durch den Quotienten der Schlagarbeit durch verdrängtes Volumen. Auch die Messung der Sprunghärte leidet daran, daß bei kleinen Stücken oder bei schlechter Auflage zu kleine Werte gefunden werden, weil die Fallenergie zum Teil in Schwingungen anstatt in Rückprall verwandelt wird. Die Ritzhärte gibt die Strichbreite an, die beim Ritzen mit einer Diamantspitze entsteht. Für grundsätzliche Untersuchungen über die Eigenschaften des Stahles ist die Ritzhärteprüfung wohl von Wert, für die vergleichende Härtemessung aber kommt sie weniger in Frage, weil das Verhältnis der

Ritzhärte zur Sprung- oder Brinellhärte großen Schwankungen unterliegt⁶⁾.

Im Anhang seien noch die Härtetheorien kurz kritisch behandelt.

Die älteren Metallurgen wie Reiser⁷⁾ und Ledebur begnügten sich mit der Feststellung, daß gehärteter Stahl Härtungskohle enthielte. Erst in neuester Zeit sind namhafte Versuche gemacht worden, eine den neuzeitlichen Vorstellungen angepaßte Härtetheorie zu finden. Eine Uebereinstimmung in den Ansichten der verschiedenen Forscher ist jedoch nicht erzielt worden. Wir wollen von den älteren als überwunden geltenden Ansichten absehen und nur die neuzeitlichen kurz erwähnen.

Als übereinstimmendes Ergebnis steht fest, daß der den gehärteten Zustand kennzeichnende Bestandteil, der Martensit, entsteht, wenn der Kohlenstoff infolge der raschen Abkühlung, wie es bei normaler Abkühlungsgeschwindigkeit der Fall ist, sich nicht in Form von Eisenkarbid abzuscheiden vermag. Von einigen früheren Forschern wurde angenommen, daß im Martensit das Eisen in einem besonderen allotropischen Zustande (β -Eisen) vorhanden sei. Diese Annahme mußte fallen gelassen werden, denn vor allem die Röntgen-Untersuchungen bewiesen, daß der Martensit das Eisen ebenso im α -Zustande enthält wie der Perlit. Die bloße Tatsache der Magnetisierbarkeit des Martensits hätte übrigens schon darauf führen müssen. Die normale Umwandlung der festen Lösung des Kohlenstoffes im γ -Eisen (Austenit) in Perlit kann nicht vor sich gehen, wenn die Abkühlung rasch stattfindet. Die Ausfällung des Kohlenstoffes in Form von Eisenkarbid wird dadurch gestört, daß die Umwandlung des γ - in α -Eisen in immer tiefere Temperaturzonen herabgedrückt wird, je rascher die Abkühlungsgeschwindigkeit ist. Bei je tieferen Temperaturen die γ -Umwandlung stattfindet, desto starrer wird das System, und die Eisen-Kohlenstoff-Teile können sich nicht mehr zu Kristallen vereinigen, sondern bleiben in dem Raumgitter des α -Eisens verteilt. Diejenige Temperatur, bis zu welcher die Umwandlung bei Kohlenstoffstählen herabgedrückt werden muß, um Härtung zu erzeugen, ist etwa 300 bis 350°.

Soweit stimmen also die Anschauungen überein, nur über das Wesen der Härte bestehen noch grundsätzlich verschiedene Meinungen. Die wichtigsten Theorien darüber sind die von Maurer⁸⁾, Jeffries und Archer⁹⁾ und Kotaro Honda¹⁰⁾. Maurer nimmt an, daß der Kohlenstoff infolge der raschen Abkühlung atomdispers im Eisengitter festgehalten wird und dem Eisen dadurch ein höheres Volumen aufzwingt. Eisen, das im Gleichgewichtszustande keine Lösungsfähigkeit für Kohlenstoff hat, ist also gezwungen, den Kohlenstoff gelöst zu halten. Der so entstehende Spannungszustand ist die Härte.

Während Maurer seine Härtungstheorie auf Stahl beschränkt, gilt die Theorie von Jeffries und Archer

⁶⁾ Berndt: Werkst.-Techn. 14 (1920), S. 201.

⁷⁾ A. a. O.

⁸⁾ Kaiser-Wilhelm-Institut f. Eisenforsch. 1 (1920), S. 39/86, und St. u. E. 41 (1921), S. 1696.

⁹⁾ Chem. Met. Engg. 24 (1921), S. 1057/67.

¹⁰⁾ Chem. Met. Engg. 25 (1921), S. 1001/4.

⁵⁾ F. Reiser: Das Härten des Stahles in Theorie und Praxis, 6. Aufl. (Leipzig: A. Felix 1923).

allgemein für jede Härtung. Sie führen die Härtung zum größten Teile nicht auf Veränderung des Atomaufbaues, sondern auf die „Gleitstörung“ zurück. Unter Härte verstehen sie den Widerstand, den ein Körper dem Rutschen längs Gleitebenen entgegensetzt. Der Gleitwiderstand hängt von der Größe der Kristalle und von Fremdkörpern ab, die in den Gleitebenen liegen und als Riegel das Rutschen sperren. Als Fremdkörper dient bei Stahl der Kohlenstoff. Im vollgehärteten Zustande ist der Kohlenstoff elementar vorhanden; während des Anlassens bilden sich nun anfangs kleinere, später größere Eisen-Karbid-Teilchen, ähnlich wie CuAl_2 bei Duralumin. Wenn die Größe dieser Teilchen ein gewisses Maß überschritten hat, so hört die gleitstörende Wirkung auf und die Härte nimmt ab.

Der Japaner Kotaro Honda faßt ähnlich wie Maurer die Härte als einen Spannungszustand auf, der nur durch Molekularkräfte in Erscheinung tritt, die durch Störung des Raumgitters hervorgerufen werden.

Gegen die Anschauung von Jeffries und Archer spricht der Umstand, daß sie zwar für Duralumin gelten könnte, den Erscheinungen bei anderen Legierungen jedoch widerspricht¹¹⁾. Die einzige Theorie, die der Raumzunahme beim Härten gerecht wird, ist die Maurersche. Nach dem heutigen Stande hat diese den größten Grad der Wahrscheinlichkeit für sich und findet durch die neuesten Röntgen-Untersuchungen eine gute Bestätigung¹²⁾.

¹¹⁾ Beck: Z. Metallk. 16 (1924), S. 124.

¹²⁾ Dr. F. Wever: Vortrag auf der 29. Hauptversammlung der deutschen Bunsengesellschaft für angewandte physik. Chemie in Göttingen vom 29. bis 31. Mai 1924.

Verschleißversuche mit Kugellager-Chromstahl.

Von Dipl.-Ing. H. Redenz in Solingen¹⁾.

(Verschleißversuche an Kugellager-Chromstahl auf der Amslermaschine. Einfluß der Belastung der Drehzahl, eines verschiedenen Kohlenstoff- und Chromgehaltes und des Verarbeitungsgrades.)

Die wichtigste Eigenschaft der Kugellager ist ihr Verschleißwiderstand, da die Lebensdauer guter Kugellager aus Chromstahl in der Hauptsache durch den Verschleiß bestimmt wird. Trotzdem ist dieser Frage bisher wenig Beachtung geschenkt worden. Im bekanntesten Schrifttum ist Robin²⁾ der einzige, der Chromstahl zu Verschleißversuchen herangezogen hat. Er prüft allgemein den Verschleiß von Werkzeugstählen auf einer rotierenden Schmirgelscheibe und läßt hierbei drei im Tiegel erschmolzene Chromstahlproben laufen.

Vergleichen wir aus seinen Ergebnissen nur Proben gleicher Brinellhärte, so zeigte sein Chromstahl mit 1% C und 2% Cr besonders bei stärkerer Belastung niedrigeren Verschleiß als reiner Kohlenstoffstahl, und zwar sowohl im geglühten als auch im gehärteten und bei niedriger Temperatur angelassenen Zustand, in gleicher Weise nach Wasser- und Oelhärtung. Höherer Chromgehalt (1,1% C, 2,5% Cr) und steigender Kohlenstoffgehalt (1,4% C, 2,1% Cr) gaben größeren Verschleiß. Belastung und Schleifmittel beeinflussten seine Ergebnisse sehr stark. Er fand allge-

¹⁾ Vorläufige Mitteilung eines Teils der Versuchsergebnisse mit Chromstahlrohren.

²⁾ Carnegie Scholarship II (1910), S. 1/69. Belastung 0,5 und 1 kg/cm² Probenschleiffläche. Verschleißziffer = g Ver³schleiß in 3 min Laufzeit/cm² Schleiffläche.

Zusammenfassung.

Folgende Eigenschaften sind für Werkzeugstähle von Wichtigkeit:

1. Schneidfähigkeit, Härte und Zähigkeit. Härte und Zähigkeit bestimmen die Schneidfähigkeit.
2. Tiefe der Härteschicht. Sie ist hauptsächlich von der Legierung abhängig. Der Verlauf der Härte bei einigen gebräuchlichen Stählen wird angegeben.
3. Größere oder geringere Neigung zur Empfindlichkeit beim Härten. Mangan, Nickel, Silizium erhöhen bei Werkzeugstählen die Empfindlichkeit. Denselben Einfluß hat schlechte Desoxydation. Wolfram und Chrom wirken der Empfindlichkeit entgegen. Durch zu heißes Schmieden entstandenes grobes Zementit-Netzwerk begünstigt auch groben Härtebruch.
4. Raum- und Formänderungen. Ueber die Raumänderungen von gehärteten Zylindern aus Werkzeugstählen wird berichtet: Die Zylinder geben Anhaltspunkte über das Verhalten vieler Werkzeuge beim Härten.
5. Randentkohlung und Randaufkohlung als Ursachen für Härteausschuß werden besprochen. Verschiedene Verfahren zur Härtmessung werden beurteilt.

Die Härtetheorien werden kurz kritisch behandelt. Am wahrscheinlichsten ist die Härtetheorie von Maurer.

mein bei hartem Werkzeugstahl, ohne Angaben über Verschleißarbeit zu machen, mit steigender Belastung und Geschwindigkeit steigenden Gesamtverschleiß.

Im Rahmen einer größeren Untersuchung an Kugellagerrohren wurde versucht, einen Beitrag zu dieser wichtigen Frage durch Verschleißversuche mit Chromstahl von 1 bis 1,2% C und 1,2 bis 1,9% Cr zu liefern. Die Versuche wurden auf der Amslermaschine bei rollender Reibung ohne Schmiermittel ausgeführt, um sie soweit wie möglich der wirklichen Beanspruchung der Kugellager anzupassen. Die in den früheren Arbeiten³⁾ auf dem Gebiete der Verschleißprüfung zugrunde gelegten Gesichtspunkte wurden auch in der vorliegenden Arbeit berücksichtigt und so das Gebiet der Verschleißprüfung planmäßig erweitert. Die Proben wurden gewalzten Blöckchen und im Ehrhardtverfahren gezogenen Rohren entnommen und liefen auf der Verschleißmaschine sowohl im geglühten als auch im gehärteten, vollkommen fertig geschliffenen Zustande mit der Achse parallel zur Walzrichtung, so daß die Beanspruchung derjenigen von Kugellagererringen im

³⁾ Vgl. Meyer und Nehl: Bericht Nr. 37 des Werkstoffausschusses des Vereins deutscher Eisenhüttenleute. Zu beziehen durch den Verlag Stahleisen m. b. H., Düsseldorf.

praktischen Betriebe gleichkam. In mehreren Versuchsreihen liefen einmal zwei Scheiben aus gleichem Material gegeneinander (I), dann Scheiben aus Kugellagerstahl gegen solche aus Kugelstahl (II), schließlich Rohrringe mit gleichen Gegenringen. Der Verschleiß wurde alle zwei Stunden unter Beobachtung der Verschleißarbeit durch Auswiegen festgestellt⁴⁾. Da der Verschleiß außerordentlich gering war, mußten die Versuche über längere Zeit durchgeführt werden; die Gesamtlaufzeiten betragen 24 und 48 st. Der Schlupf, der die Ergebnisse sehr stören kann, wurde durch stets genau gleichen Scheibendurchmesser und sorgfältiges Festspannen auf der Achse möglichst unterbunden.

Meyer und Nehl hatten bei ihren Untersuchungen zeigen können, daß der Verschleißvorgang stets mit einer Kalthärtung verbunden ist. Diese Kalthärtung ließ sich auch bei Chromstahl zeigen. Die Skleroskophärtung stieg in 48 st Laufzeit um 8 Einheiten von 23 bzw. 72 vor dem Anlaufen der geglähten bzw. gehärteten Proben auf 28 bis 34 bzw. 75 bis 83 Einheiten. Dementsprechend zeigte auch das

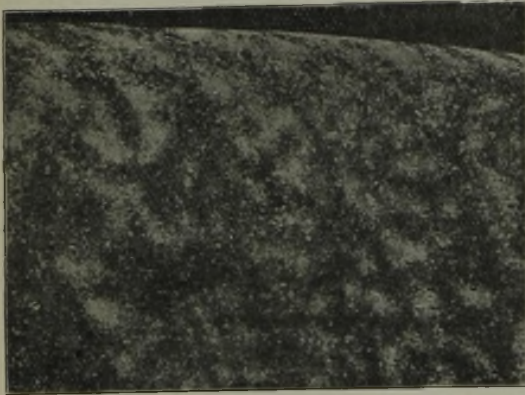


Abbildung 1. Dendriten einer stark verschlissenen geglähten Chromstahlprobe.

Gefüge merkliche Veränderungen. Abb. 1 zeigt zum Beispiel das Primärgefüge einer stark verschlissenen geglähten Blöckchenprobe; die Dendriten sind scharf in der Drehrichtung umgebogen. Der Verschleiß erfolgt somit auch bei dem harten Chromstahl nach zonenweiser Kalthärtung durch Abblättern und Abreißen einzelner Teilchen. Diesen tatsächlichen Verlauf des Verschleißvorganges zeigt bei absichtlich gewähltem großen Maßstab die Ablesekurve des spezifischen Verschleißes eines gehärteten Chromstahls mit einer Härte von 680 Brinelleinheiten in dem Zickzack der beiden gestrichelten Kurvenzüge der Abb. 2.

Die Kalthärtung schreitet so lange fort, bis Teilchen abgesprengt und losgerissen werden; dann muß an dieser Stelle die Kalthärtung von neuem einsetzen, so daß zunächst der Verschleiß wieder niedriger

⁴⁾ Spez. Verschleiß ist der Verschleiß in $g \times 10^{-6}$ je mkg Verschleißarbeit. Verschleißfestigkeit ist der reziproke Wert des mittl. spez. Verschleißes, errechnet aus $\frac{\text{Gesamtverschleiß}}{\text{Gesamtreibungsarbeit}}$ in 20 st Laufzeit ausschließlich 4 st

Einlaufzeit, oder die Reibungsarbeit in mkg, die 1 mg Verschleiß erzielt. Vgl. Meyer und Nehl a. a. O.

wird, was in der Kurve in einem schroffen Abfall zum Ausdruck kommt. Der Abrieb kann auch so vor sich gehen, daß durch das Losreißen großer Teilchen andere ihren Halt verlieren und nach und nach abblättern; dann ist der Abfall der Kurve nach Erreichung des Höchstwertes ein langsamer. Bei geglähtem Material sind diese Schwankungen naturgemäß noch stärker. Die zweistündigen Ablesungen sind somit für den geringen Verschleiß noch zu empfindlich, eine Vereinfachung der Ablesekurve durch Bildung der Mittelwerte erschien daher berechtigt (vgl. die ausgezogenen Kurven). Auch so zeigen die Kurven des spezifischen Verschleißes noch deutlich die Versuchseigenheiten, die bei dem fast geradlinigen Verlauf des Gesamtverschleißes weniger hervortreten. Bemerkenswert und für alle durchgeführten Versuche gültig ist der ungefähr parallele Verlauf der beiden Kurvenzüge von Versuchsscheibe und Gegenscheibe, wie er sich bei den bisher untersuchten weichen Materialien nicht zeigte, und ferner der niedrigere

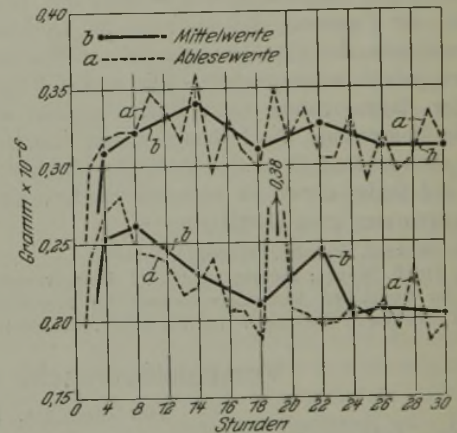


Abbildung 2. Spezifischer Verschleiß eines gehärteten Kugellager-Chromstahls (1% C, 1,5% Cr) bei $n = 200$, $P = 50$ kg.

Verschleiß der Gegenscheibe. Das Verhältnis des mittleren spezifischen Verschleißes der Gegenscheibe zu dem der eigentlichen Probe steigt mit steigendem Gesamtverschleiß und steigender Reibungsarbeit. Bei geringer Reibungsarbeit und niedrigem Verschleiß beträgt dieses Verhältnis ungefähr 1 : 4, bei hoher Reibungsarbeit und großem Gesamtverschleiß hingegen 8 : 10. Das Verhalten der Gegenscheibe ist für Kugellager besonders wichtig, da in ihnen der Verschleißstaub stets mitwirken wird. Bei weiteren Versuchen sollten daher die Gegenproben genau beobachtet werden, obwohl sich bei dem harten Material ein Festwalzen des Verschleißstaubes durch die übereinanderliegende Anordnung der Gegen- und Versuchsscheibe scheinbar nicht ganz vermeiden läßt. Vorläufig ist trotz der vielen Versuche ein Schluß aus dem Verhalten von Probe und Gegenscheibe nicht zu ziehen.

Eine Erholung des Werkstoffes wurde durch die Unterbrechungen der Versuche beim Auswiegen und in kurzen Versuchspausen bis 100 st nicht festgestellt, sie ist dagegen nach langen Pausen stark ausgeprägt. In den ersten Stunden eines zweiten Versuchsabschnittes nach 1 bis 3½ Monaten traten

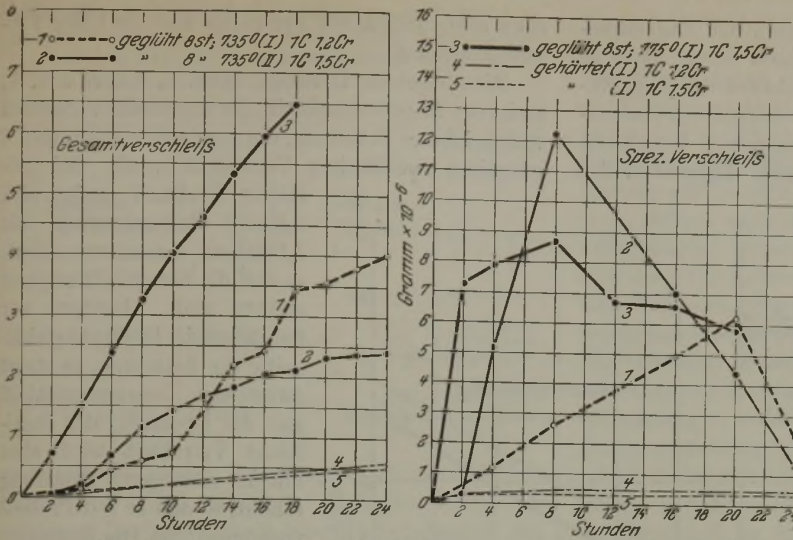


Abbildung 3. Verschleißwiderstand von Kugellager-Chromstahl bei $n = 200, P = 50 \text{ kg}$.

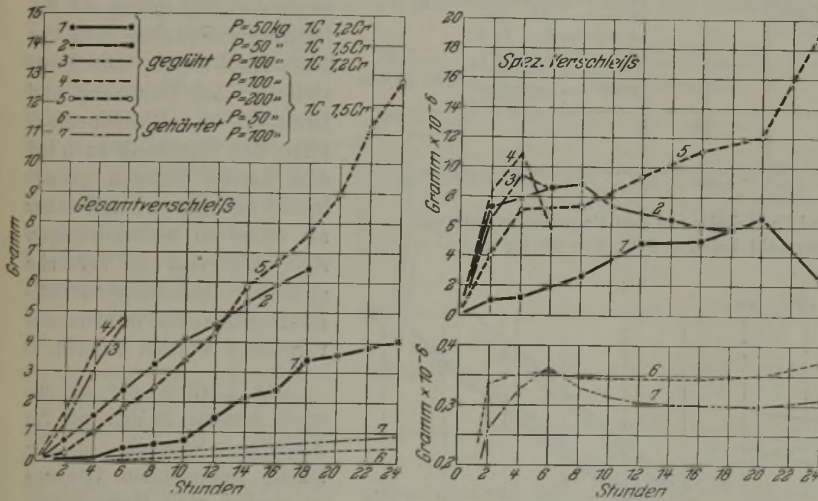


Abbildung 4 Einfluß der Belastung auf den Verschleißwiderstand von gehärtetem Kugellager-Chromstahl bei $n = 200 (I)$.

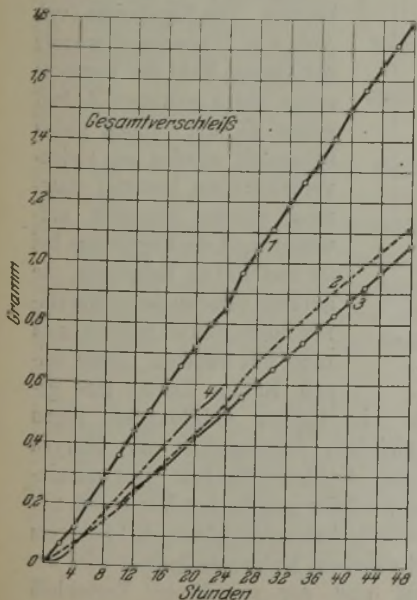
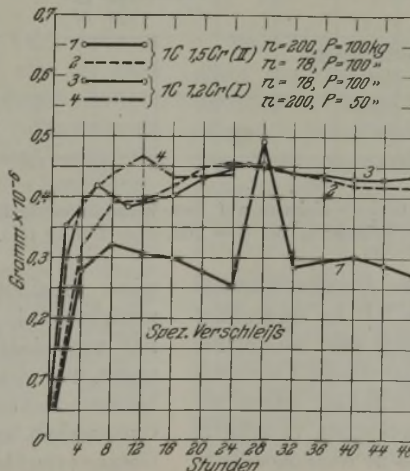


Abbildung 5. Einfluß von Drehzahl und Belastung auf den Verschleißwiderstand von gehärtetem Kugellager-Chromstahl.



zum Teil starke Spitzen im spezifischen Verschleiß gehärteter Proben auf, wie z. B. Abb. 2 und Abb. 5 (Kurve 1) erkennen lassen. Der Versuch war nach 24st Laufzeit im ersteren Falle 120 Tage, im letzteren Falle 100 Tage unterbrochen worden. Die beim Liegen auftretende Zusatzspannung der Alterungshärtung löst die Kalthärtungs-spannungen aus, so daß beim Wiederanlaufen die Teilchen verhältnismäßig leicht losgerissen werden und die Kalthärtung dann neu einsetzen muß. Charakteristische Verschleißkurven von geglühtem und gehärtetem Chromstahl zeigt Abb. 3. Die beiden gehärteten Proben (Kurve 4 u. 5) sind untereinander wenig verschieden. Sie zeigen bei diesem Maßstab fast geradlinigen Verlauf des Gesamtverschleißes und des spezifischen Verschleißes, der gegenüber den drei geglühten Proben mit körnigem Zementit in der Ferritgrundmasse sehr gering ist. Die beiden in gleicher Weise geglühten Proben 1 und 2 liegen zusammen und zeigen einen wesentlich geringeren Gesamtverschleiß als die bei 775° geglühte Probe 3, trotzdem die Brinellhärte (190 Einheiten) die gleiche war. Der spezifische Verschleiß der geglühten Proben nimmt nach einem Einlaufmaximum, dessen Lage nicht nur von der Oberfläche der Scheibchen, sondern vielleicht auch durch die Analyse beeinflusst wird, stark ab, ohne in 24st Laufzeit ein Gleichgewicht zu erreichen. Die Nebeneinanderstellung von Gesamtverschleiß und spezifischem Verschleiß zeigt zwingend die Notwendigkeit, zur Beurteilung des Verschleißwiderstandes bei dem harten Material außer dem Gesamtverschleiß die von Belastung und Drehzahl abhängige Reibungsarbeit heranzuziehen.

Der Einfluß steigender Belastung wurde bei 50, 100 und 200 kg (Abb. 4) untersucht;

eine höhere Belastung kommt nach den Kugellager-normen für Ringe der untersuchten Größe nicht in Betracht. Doppelte Belastung gibt sowohl im geglähten als auch im gehärteten Zustande größeren Gesamtverschleiß, aber geringeren spezifischen Verschleiß. Weiter steigende Belastung zeitigt dagegen in den

etwa eineinhalbfachen Verschleiß und die halbe Verschleißfestigkeit.

Mit steigender Drehzahl (Abb. 5, Kurve 2 u. 1) steigt der Gesamtverschleiß, der spezifische Verschleiß fällt bei dieser Belastung, die auch schon nach Abb. 4 günstigen spezifischen Verschleiß ergab. Bei 2,6-facher Drehzahl ergibt sich

2,3fache Reibungsarbeit mit 1,6fachem Gesamtverschleiß, so daß die Verschleißfestigkeit steigen muß. Aendern wir bei steigender Drehzahl gleichzeitig die Belastung, so steigt zwar der Gesamtverschleiß mit der Drehzahl, der spezifische Verschleiß wird aber mit der niedrigeren Belastung erhöht, so daß er mit Probe 3 zusammenfällt. Die Reibungsarbeit zeigt bei Vergleich der einzelnen Versuche schon eine grobe Unterscheidung der Belastungsverhältnisse und der Materialfaktoren. Die Feststellung, daß Belastung und Drehzahl, die Maschinenfaktoren, den Verschleiß auch bei dem harten Material grundlegend beeinflussen und daher als erstes zu berücksichtigen sind, zeigt, daß nur Versuche gleicher Belastungsverhältnisse unmittelbar miteinander verglichen werden können.

Der Einfluß der chemischen Analyse in den hier für Kugellager-Baustahl in Betracht kommenden Grenzen ist gering, weil Versuchsfaktoren und andere Werkstoffbedingungen zu leicht stören können. Die Ergebnisse (vgl. Abb. 6 u. 7) können aber trotz der kleinen Zahl der Versuche schon einen gewissen Anhalt geben, da alle Proben gleich behandelt wurden, aus gleichverarbeitetem Material stammen, gleiche Struktur aufwiesen und die Ergebnisse bei 50 und 100 kg Belastung, die auf zwei verschiedenen Maschinen durchgeführt wurden, sich recht gut deckten. Dazu zeigen Robins Zahlen eine gewisse

Parallele. In beiden Abbildungen liegen zunächst bei gleichem Chromgehalt die Kurven mit verschiedenem Kohlenstoffgehalt weit auseinander, und zwar wie beim spezifischen Verschleiß mit höherem Kohlenstoffgehalt meist höher. Mit höherem Chromgehalt bei gleichem Kohlenstoffgehalt wird der Gesamtverschleiß und der spezifische Verschleiß

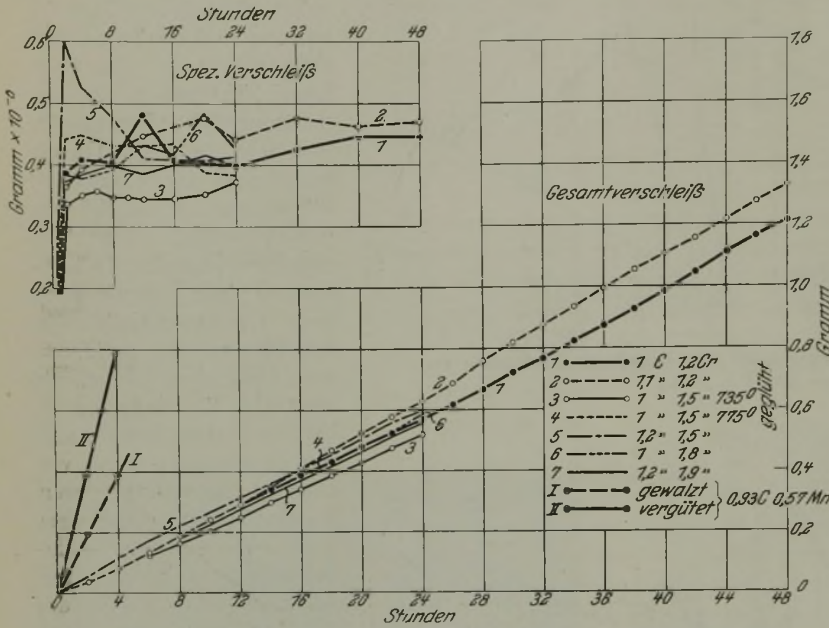


Abbildung 6. Einfluß des C- und Cr-Gehalts auf den Verschleißwiderstand von gehärtetem Kugellagerstahl bei $n = 200$, $P = 50$ kg (I).

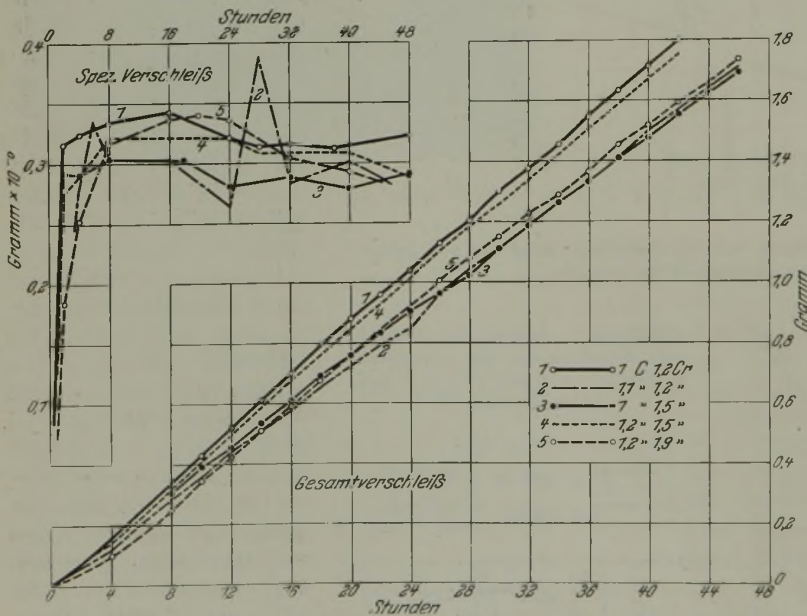


Abbildung 7. Einfluß des C- und Cr-Gehalts auf den Verschleißwiderstand von gehärtetem Kugellager-Chromstahl bei $n = 200$, $P = 100$ kg (II).

ersten Stunden einen geringeren Gesamtverschleiß und spezifischen Verschleiß als 100 kg und selbst 50 kg. Nach 12 st Laufzeit steigt aber sowohl der Gesamtverschleiß als auch der spezifische Verschleiß sehr rasch an. Mit doppelter Belastung haben wir doppelte Reibungsarbeit und doppelten Verschleiß, bei vierfacher Belastung nur einfache Reibungsarbeit,

Zahlentafel 1. Einfluß der Analyse auf die Verschleißfestigkeit gehärteten Cr - Kugellagerstahls bei gleicher Drehzahl (n = 200).

C-Gehalt				Cr-Gehalt			
Zusammensetzung		Verschleißfestigkeit mkg		Zusammensetzung		Verschleißfestigkeit mkg	
		P = 50 kg (I)	P = 100 kg (II)			P = 50 kg (I)	P = 100 kg (II)
1,2% Cr	1% C	2336	2854	1% C	1,2% Cr	2336	2854
	1,1% C	2168	3390		1,5% Cr	2830	3456
1,5% Cr	1% C	2830	3456	1,2% C	1,5% Cr	2370	3250
	1,2% C	2370	3250		1,9% Cr	2500	3240

niedriger. Bei beiden Belastungen liegt eine mittlere Analyse von 1% C und 1,5% Cr am günstigsten. Im geglühten Zustand konnte eine Ueberlegenheit des Kugelmaterials nur aus dem Versuch mit Kugelstahl als Gegenscheibe abgeleitet werden (Abb. 3, Kurve 1 u. 2). Die in Abb. 6 zum Vergleich eingezeichneten Kurven I und II sind der Arbeit von Meyer und Nehl⁵⁾ entnommen und veranschaulichen das weit bessere Verhalten des Chromstahles gegenüber unlegiertem Werkstoff. Der Wert der Verschleißfestigkeit unterstreicht die im Kurvenverlauf erkennbaren Unterschiede (Zahlentafel 1). Bei normalem Kohlenstoffgehalt hat mittlerer Chromgehalt nach den vorliegenden Versuchen das beste Ergebnis. Mit steigendem Kohlenstoffgehalt fällt die Verschleißfestigkeit; mit steigendem Chromgehalt bei gleichbleibendem Kohlenstoffgehalt (1,2% C) steigt sie an, ohne jedoch die Werte des üblich zusammengesetzten Werkstoffes zu erreichen. Die Verschleißfestigkeit kennzeichnet geglühte Proben ebensogut, sie ist allerdings stets von Belastungsstufe und Versuchsdauer abhängig. Die Brinellprobe erfaßt nur die ganz groben Unterschiede in den Verschleißigenschaften.

Die der Härtung der Proben vorausgehende Glühung hat ebenfalls Einfluß auf den Verschleißwiderstand (Abb. 8), obwohl weder in den Festigkeitswerten noch im geglühten und gehärteten Gefüge ein nennenswerter Unterschied zu erkennen war, und zwar hatten die höher geglühten Proben größeren Gesamtverschleiß und spezifischen Verschleiß. Bemerkenswert ist auch hier der starke Einfluß steigender Belastung, der beim Gesamtverschleiß und beim spezifischen Verschleiß in der Trennung in zwei Gruppen zum Ausdruck kommt.

Der Verarbeitungsgrad (Abb. 9) erwies sich bei den geglühten Proben von großem Einfluß. Die Gesamtabnutzung der aus einem geglühten Blöckchen entnommenen Probe (Kurve 3) betrug bei gleicher Brinellhärte das Vierfache des untersuchten Rohrschnittes (Kurve 1), was wohl auf die Zerstörung der Dendriten in den weit stärker verarbeiteten Rohren zurückzuführen ist. Durch die Härtung verschwindet dieser große Unterschied fast ganz. Die dem Blöckchen entnommene Probe (Kurve 4) hat zwar noch größeren spezifischen Verschleiß, aber geringeren Gesamtverschleiß als das Rohr (Kurve 2). Die Härtung überdeckt also alle normalen Verarbeitungsunterschiede ebenso wie vorher geringe Abweichungen in der Brinellhärte und der chemischen Zusammensetzung. Die Rohre haben wie das Stangenmaterial eine mindestens zehnfache Verarbeitung erfahren, so daß also auch danach kein Güteunterschied im Verschleiß zu erwarten ist. Diese Feststellung bildet einen wichtigen Anhalt in der Frage nach dem Vorzug des nach dem Ehrhardtverfahren gezogenen oder des gewalzten Materials.

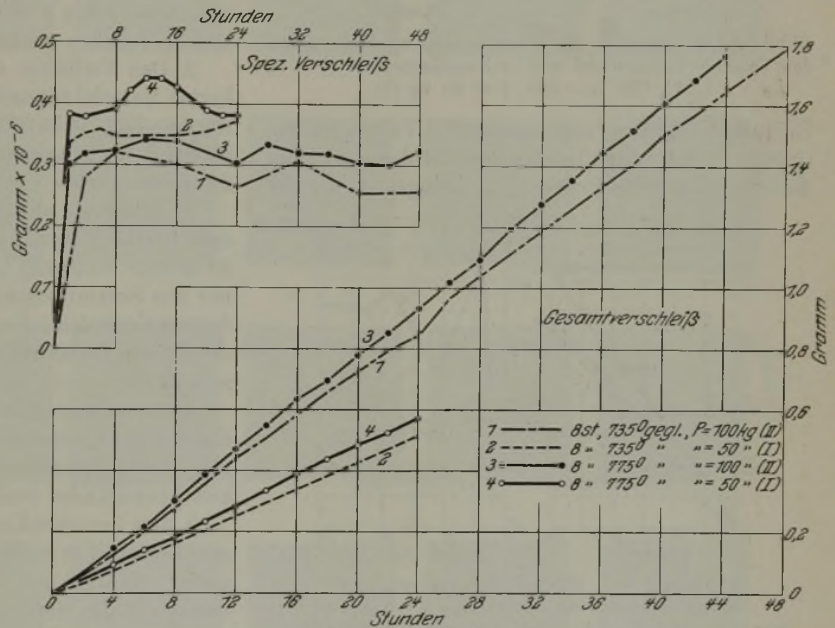


Abbildung 8. Einfluß des Glühens auf den Verschleißwiderstand von gehärtetem Cr-Kugellagerstahl. 1% C, 1,5% Cr, Br.-H. 700, n = 200.

Für den Verschleißwiderstand erscheint also allein die Härtung verantwortlich (Abb. 10). Das troostitische Gefüge des zu niedrig gehärteten Ringes (Kurve 3, Brinellhärte 440) bedingt seinen geringeren Verschleißwiderstand mit 1946 mkg gegenüber dem gutgehärteten Ring mit 2933 mkg Verschleißfestigkeit (Kurve 1). Das Gefüge der auf 135° angelassenen Probe (Kurve 2) begründet die Abweichung (2770 mkg) gegenüber Kurve 1 nicht. Man mußte erwarten, daß diese Probe sich sogar günstiger verhalten würde, da die Härtespannung, die als Zusatzspannung zu der Kalthärtungsverfestigung aufgefaßt werden kann, durch das Anlassen entfernt worden ist. Wahrscheinlich wird erst längere Versuchsdauer die tatsächlichen Verhältnisse aufdecken, denn die Werte des

⁵⁾ A. a. O.

spezifischen Verschleißes fallen nach 24 st zusammen. Eine Beobachtung, die in Abb. 9 (Kurve 1a) festgelegt ist, darf nicht unerwähnt bleiben. Diese Probe ist auf einer Rundschleifmaschine naß geschliffen worden. Das Schleifen der geglähten Ringe hat glattere Oberflächen zur Folge, infolgedessen wird auch der

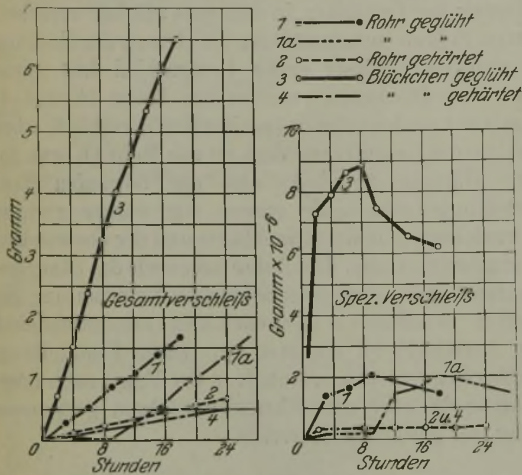


Abbildung 9. Einfluß der Verarbeitung zu Rohren auf den Verschleißwiderstand von Cr-Kugellagerstahl (1% C, 1,5% Cr). n = 200, P = 50 kg (I).

Reibungskoeffizient und damit der Verschleiß geringer. In den ersten Laufstunden ist der Verschleiß dieser geschliffenen Probe sogar geringer als der der

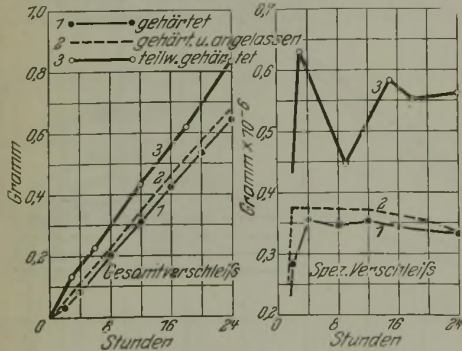


Abbildung 10. Einfluß der Härtung auf den Verschleißwiderstand von Cr-Kugellagerstahl (1% C, 1,5% Cr). n = 200, P = 50 kg (I).

gehärteten Proben, bei denen sich übrigens ein Einfluß des Schleifens nicht zu erkennen gibt, wie Kurve 2 und 4 derselben Abbildung zeigen, die ebenfalls an geschliffenen Proben aufgenommen wurden.

Es ist zu erwarten, daß die vielen augenblicklich in Angriff genommenen Verschleißversuche bald

weitere Vergleichszahlen ergeben werden. Eine von einer Kugellagerfabrik vorzunehmende Dauerbelastungsprüfung der hier untersuchten Proben in zusammengebauten Kugellagern würde allerdings wohl das beste Urteil über die vorliegende Untersuchung und damit allgemein über unsere heutige Verschleißprüfung abgeben können.

Das Verhalten des Chromstahls ist nach einfacher Ueberlegung denkbar günstig, denn bei samtartigem Bruch, Freisein von Karbidseigerungen und Desoxydationsresten, porösen Stellen und äußerlichen Materialfehlern sind alle Vorbedingungen für geringen Verschleiß erfüllt. Chrom verfeinert das Gefüge. Das Glühen auf feinen, gleichmäßig verteilten körnigen Zementit schafft die günstigste Karbidverteilung in zäher Grundmasse. Bei dem hohen A_{cm} lagern nach der Härtung Zementitkörnerchen in der martensitischen Grundmasse. Chrom erhöht die Härte und wirkt dahin, daß selbst noch größere Querschnitte gut durchhärten.

Zusammenfassung.

1. Auch bei dem harten Material konnte der Verschleiß als Folge von Kaltdeformation und Loslösen kleiner Teilchen nachgewiesen werden.

2. Das Verhalten der Gegenseibe ist bei dem harten Material regelmäßiger, als zuerst angenommen wurde, läßt jedoch bei Verwendung von Kugelmateriale noch keinen Schluß auf das praktische Zusammentreffen von Laufring und Kugel zu.

3. Belastung und Drehzahl bestimmen auch bei dem harten Material in erster Linie den Verschleiß. Steigende Belastung und Drehzahl steigert zunächst nur den Gesamtverschleiß, verringert aber den spezifischen Verschleiß. Erst bei stärkerer Belastung steigt schließlich Gesamtverschleiß und spezifischer Verschleiß gleichzeitig sehr stark an.

4. Gesamtverschleiß und spezifischer Verschleiß sind bei allen Verschleißversuchen harter Materialien gleichzeitig zu berücksichtigen. Die Verschleißfestigkeit kennzeichnet beide genügend.

5. Der Verschleiß des Kugellagerstahls mit kugeligem Zementit in martensitischer Grundmasse ist sehr gering. Analyse und Verarbeitungsunterschiede werden durch die Härtung überdeckt, von der der Verschleißwiderstand weitgehend abhängig ist.

6. Die Verschleißigenschaften von gehärteten Chromstahlringen aus gewalztem Material und aus Rohren sind gleich gut. Eine Verschleißfestigkeit von 2800 bis 3400 mkg je nach den Belastungsverhältnissen ist bei gut geglähtem und damit auch gut zu härtendem Kugellager-Chromstahl normal.

Mechanische Eigenschaften einiger Schnellstähle im Vergleich zu ihrer Schnittleistung.

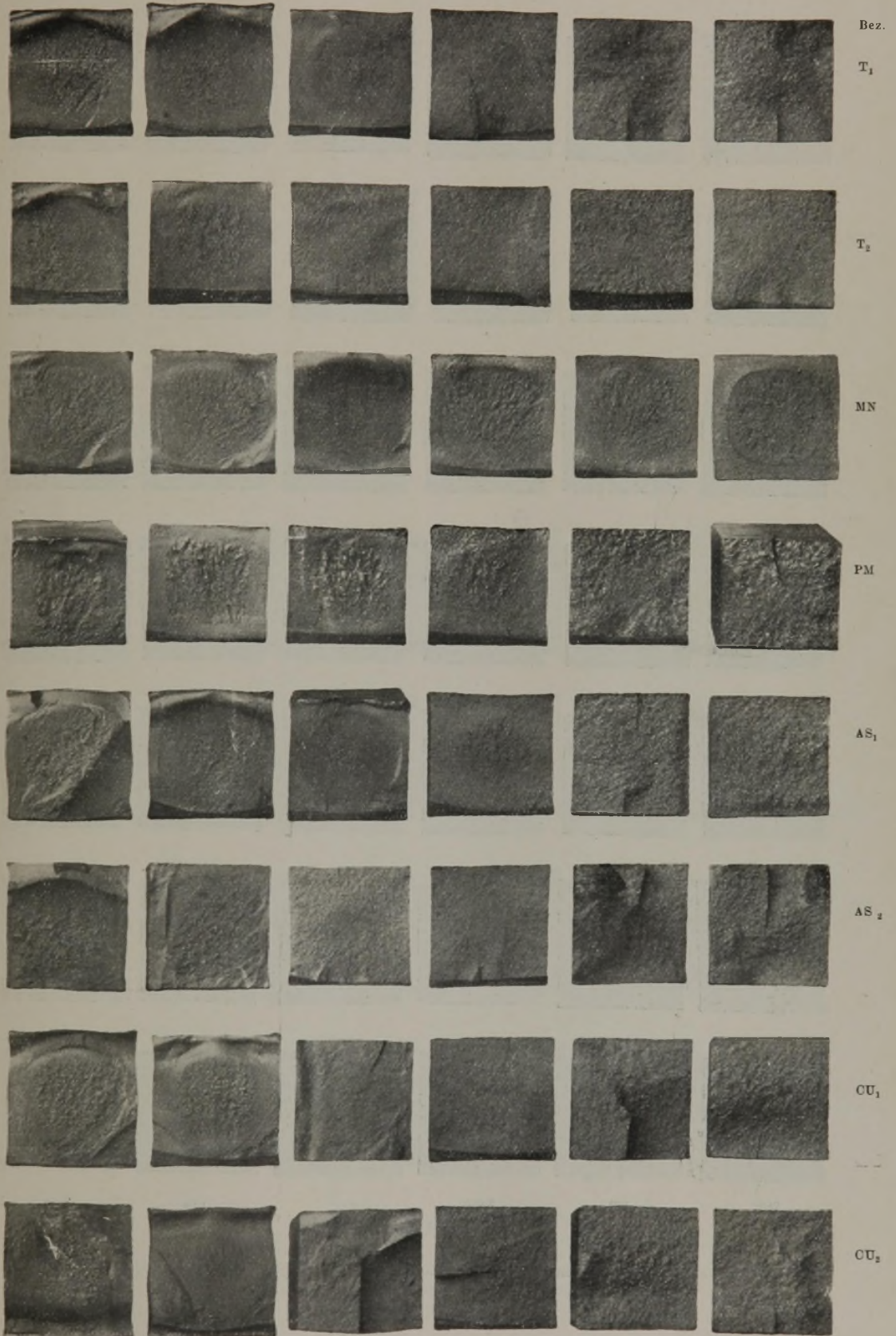
Von Dr.-Ing. W. Oertel und Dr.-Ing. F. Pöhlzger in Remscheid.

(Hinweis auf vorhandenes Schrifttum. Härte und Festigkeitseigenschaften wolfram- und molybdänlegierter Schnellstähle in der Wärme. Vergleich mit den Schnittleistungen. Beschreibung einer neuen Einspannvorrichtung. Der Einfluß der Härtetemperatur und des Anlassens. Abnutzungsprüfung bei Raumtemperatur. Vorschläge.)

Zur Beurteilung der Güte eines Schnellstahls sind wir bisher allein auf die praktische Erprobung der Stähle durch Drehversuche angewiesen. Diese Versuche sind zeitraubend und kostspielig

und in weiten Grenzen vom Werkstoff der Versuchswelle, von der Wärmebehandlung und dem Anschliff des Drehmeißels sowie den vielen anderen Schnittbedingungen abhängig. Es wurde daher von

E. Maurer und W. Haufe: Ueber den Einfluß der allgemein als schädlich angesehenen Beimengungen auf die Härtung des Werkzeugstahls.



780°

830°

880°

930°

980°

1030°

Abschrecktemperaturen.

oben bei normaler Erhitzungsdauer (15 min).

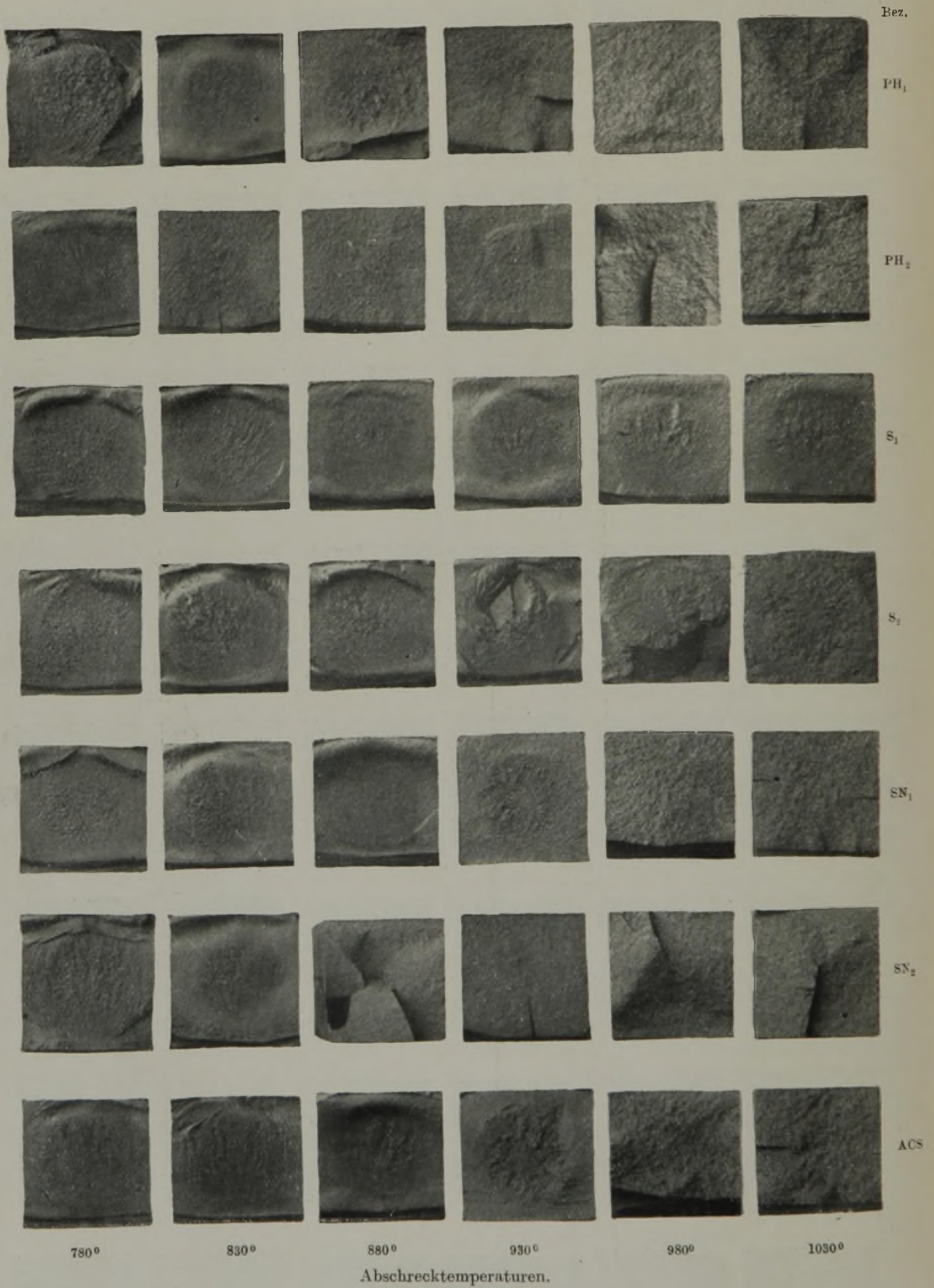
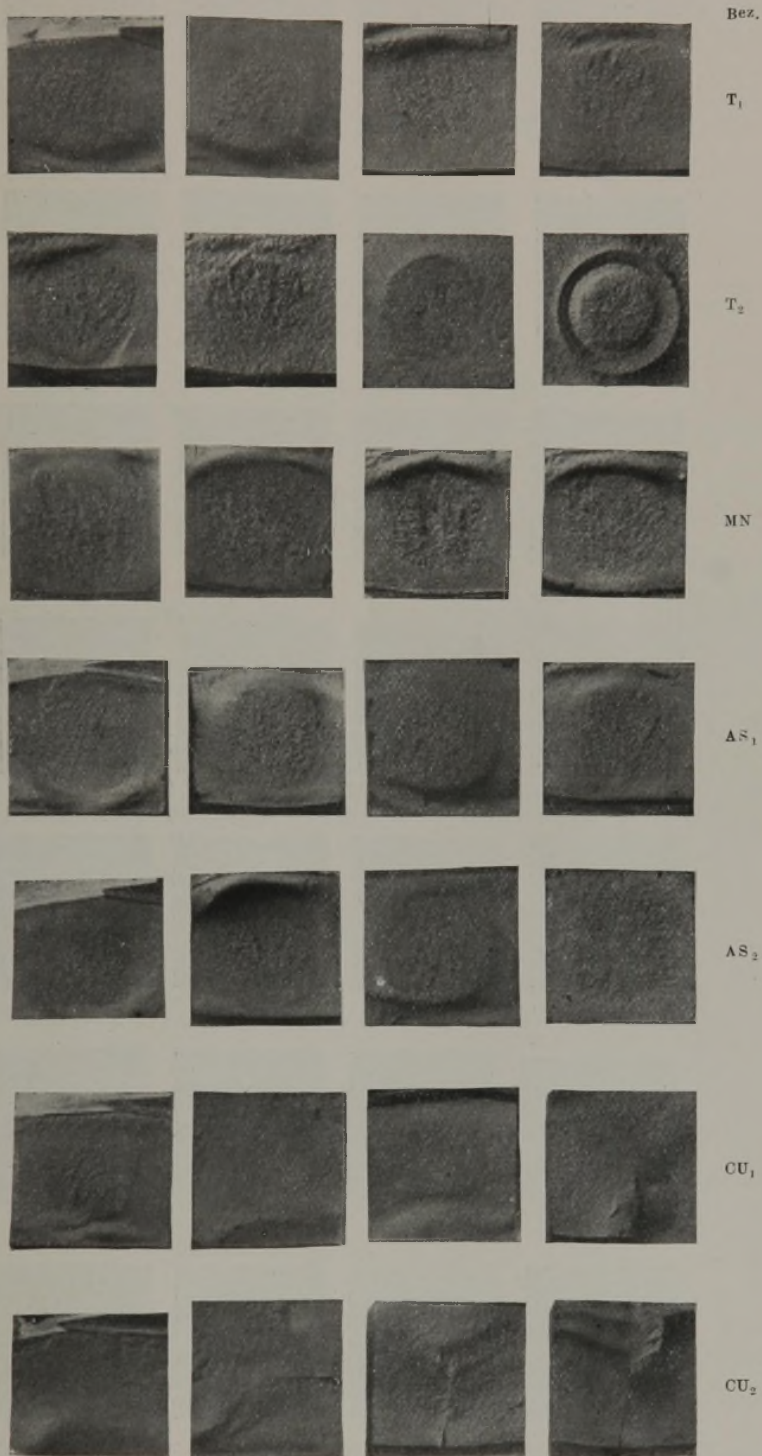


Abbildung 14. Bruchansichten der vielgehärteten Proben bei normaler Erhitzungsdauer (15 min).

E. Maurer und W. Haufe: Ueber den Einfluß der allgemein als schädlich angesehenen Beimengungen auf die Härtung des Werkzeugstahls.



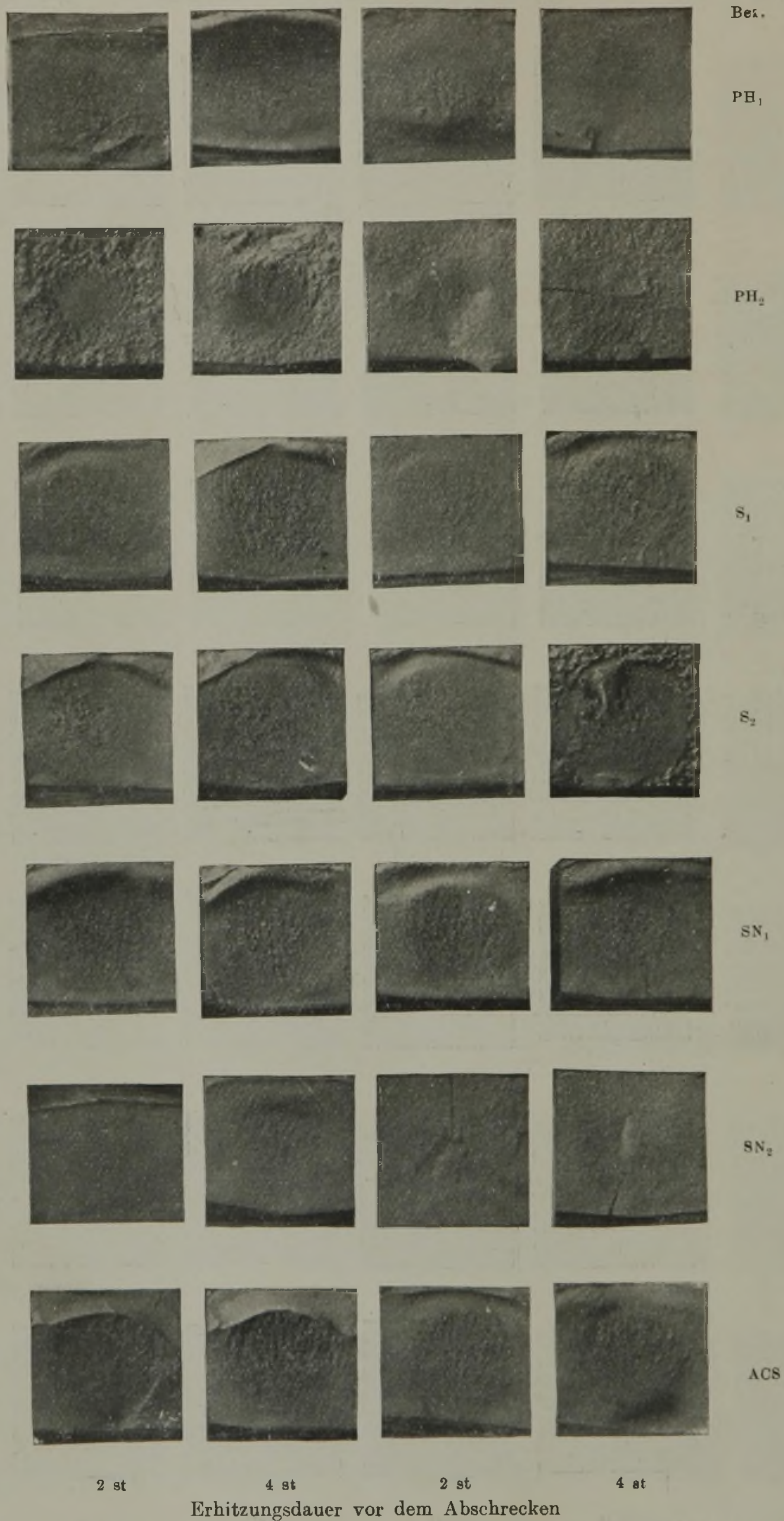
2 st 4 st 2 st 4 st

Erhitzungsdauer vor dem Abschrecken

Härtetemperatur: 780°

830°

Abbildung 15. Bruchaussehen der vielgehärteten Proben bei überzeiteter Erhitzungsdauer.



2 st 4 st 2 st 4 st

Erhitzungsdauer vor dem Abschrecken

Härtetemperatur: 780°

830°

Abbildung 16. Bruchaussehen der vielgehärteten Proben bei überzeiteter Erhitzungsdauer.

mehreren Forschern der Versuch gemacht, durch eine einfachere und exaktere Prüfmethode die allgemeine Leistungsprüfung zu ersetzen. So z. B. haben

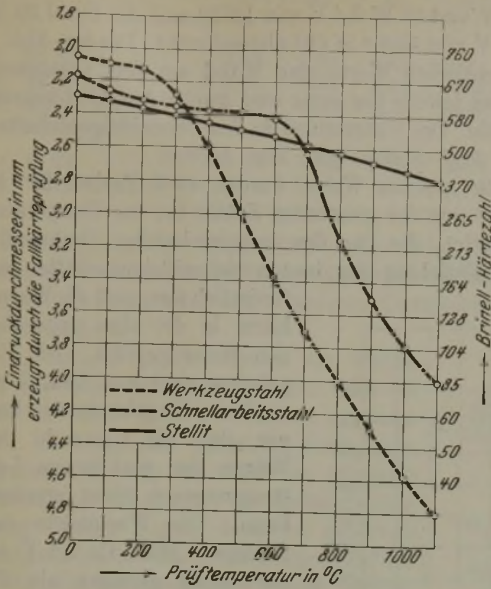


Abbildung 1. Härte in der Wärme von Kohlenstoff-Werkzeugstahl, Schnellarbeitsstahl und Stellite.

d'Arcambal¹⁾, Arnold²⁾, Ogilvie³⁾, Robin⁴⁾, Guillet⁵⁾ und andere versucht, die Härte und Festigkeitseigenschaften von Schnelldrehstahl mit seiner Schnittleistung in Vergleich zu setzen

Im nachstehenden ist noch einmal der Versuch gemacht, Zusammenhänge zwischen einigen mechanischen Eigenschaften und der Schnittfähigkeit von Schnellarbeitsstahl zu finden.

Die erhöhte Drehleistung des Schnelldrehstahles gegenüber Kohlenstoff-Werkzeugstahl und des Stellites gegenüber Schnellstahl ist sicherlich in erster Linie auf den grundlegenden Unterschied in der Warmhärte zurückzuführen, was in deutlicher Weise Abb. 1 veranschaulicht. Die Warmhärteprüfung wurde mit einem Fallwerke nach Art des von Wüst und Bardenheuer⁶⁾ vorgeschlagenen Fallhärteprüfers durchgeführt.

Der Fallbär hatte ein Gewicht von 1 kg, die Fallhöhe betrug 400 mm. Aus dem durch einmaliges Aufschlagen des Fallbären erzeugten Eindruckdurchmesser wurde die Fallhärte und aus ihr die Brinellhärte berechnet. Der Werkstoff wurde in der Abmessung 20 x 30 x 30 mm verwendet. Die Proben von Werkzeugstahl wurden von 760° in Wasser, die von Schnellstahl von 1250° in

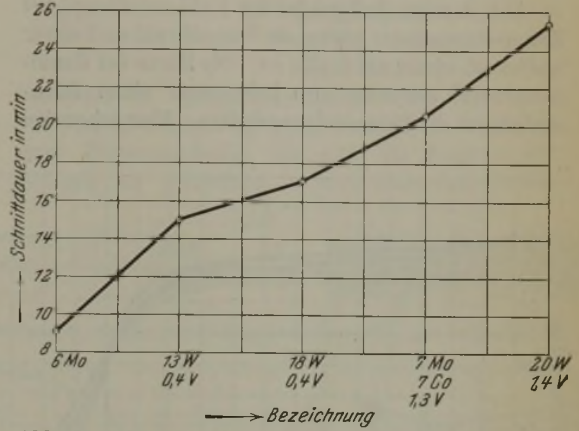


Abbildung 2. Schnittversuch mit Schnellarbeitsstahl. Festigkeit der Welle 75 kg/mm², Schnittgeschwindigkeit 17 m in der min. Schnitttiefe 4 mm, Vorschub 1.4 mm.

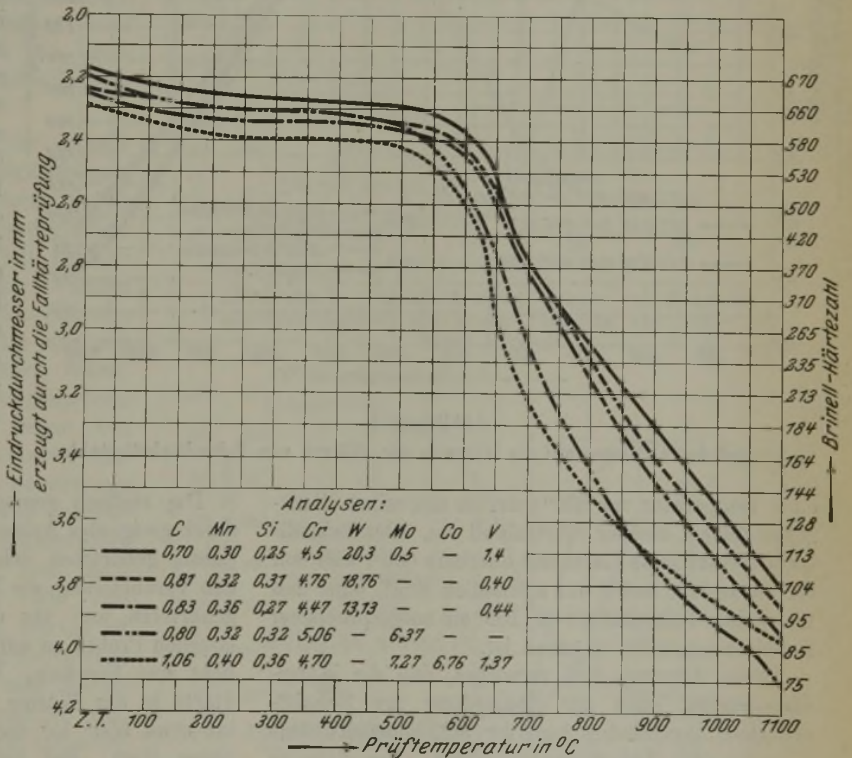


Abbildung 3. Härte in der Wärme von Schnelllarbeitsstahl.

Öl gehärtet. Die Stelliteproben waren in eine Gußeisenform vergossen und wurden ohne weitere Wärmebehandlung geprüft. Zur Erhitzung der Proben diente ein Widerstandsofen. Der Werkstoff wurde auf die jeweils gewünschte Prüftemperatur gebracht, die mittels eines Platin-Platinrhodium-Ele-

⁶⁾ F. Wüst und P. Bardenheuer: Mitt. K.-W.-Inst. Eisenforsch. 1 (1920), S. 1/30.

¹⁾ A. H. d'Arcambal: Chem. Met. Engg. 25 (1921); S. 1168/73. Trans. Am. Soc. Steel Treat. 2 (1922), S. 586/601.

²⁾ Arnold und Raed: Inst. Mech. Eng. 1 (1916), S. 102 ff.

³⁾ H. K. Ogilvie: Iron Age 111 (1923), S. 679.

⁴⁾ Robin: Rev. Mét. 5 (1908), Mém. S. 893/908; 6 (1909), Mém. S. 190/4.

⁵⁾ Guillet und Godfroid: Rev. Mét. 15 (1918), S. 339/46.

mentes gemessen wurde, das an den Proben befestigt war. Um eine vollständige Durchwärmung zu gewährleisten, wurden die Proben 20 min auf Temperatur gelassen. Der unvermeidliche Temperaturverlust in der Zeit von der Entnahme der Probe aus dem Ofen bis zum Schlagen wurde durch Versuche festgestellt und ist in den folgenden Kurven berücksichtigt worden.

Abb. 1 zeigt, daß gehärteter Kohlenstoffstahl bei Zimmertemperatur härter als Schnellstahl und dieser wiederum härter als Stellite ist. Die Härte bei Raumtemperatur gestattet also keineswegs einen Rückschluß auf die Schneideigenschaften. Aber schon bei

für jeden Fall besonders ermittelten günstigsten Härtetemperatur gehärtet. Der Stahl 6 Mo und 7 Mo 7 Co 1,3 V wurde von 1150°, der Stahl 13 W 0,4 V und 18 W 0,4 V von 1250° und der Stahl 20 W 1,4 V von 1300° in Oel abgeschreckt. Die aus Abb. 2 ersichtlichen Werte sind Mittel aus drei Versuchen, wobei jeweils der erste und zweite Anschliff geprüft wurde. Der Unterschied in den Schneideigenschaften der fünf Stähle tritt klar hervor.

In gleicher Weise wurden auch Proben 20 × 20 × 30 mm der genannten Stähle bei der Temperatur gehärtet, die für den entsprechenden Drehmeißel zur Erzielung der besten Schneideigenschaften erforderlich war, und die Warmhärte in der oben angegebenen Weise geprüft. Die Ergebnisse sind aus Abb. 3 zu ersehen. Es geht daraus hervor, daß die Härte in der Wärme den praktischen Leistungsversuch nicht ersetzen kann. Die Warmhärte des Stahles 7 Mo 7 Co 1,3 V ist nur wenig geringer als die des Stahles 6 Mo, der eine bedeutend schlechtere Schnitthaltigkeit zeigt. Die Härte in der Wärme der drei wolframlegierten Stähle ist praktisch gleich. Sie sinkt mit zunehmender Temperatur zunächst allmählich, bei etwa 650° tritt infolge Anlaßwirkung völlige Erweichung ein. Der Erweichungspunkt der molybdänlegierten Stähle liegt etwa bei 620°. Obwohl die molybdänlegierten Stähle ihre Härte bei tieferer Temperatur verlieren als die wolframlegierten Stähle, zeigt der Stahl 7 Mo 7 Co 1,3 V eine bessere Schnitthaltigkeit als die beiden Stähle 13 W 0,4 V und 18 W 0,4 V.

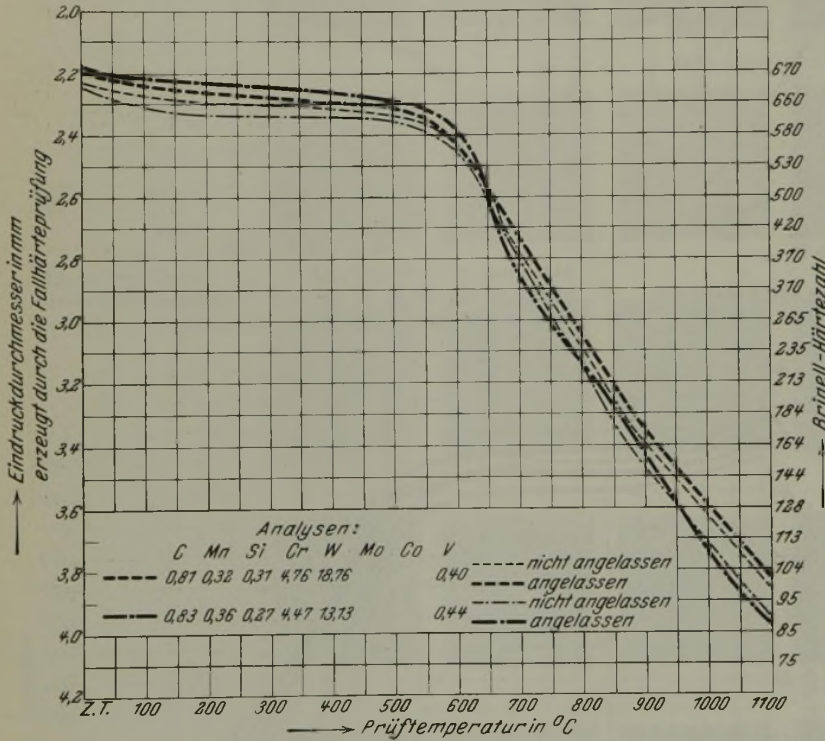


Abbildung 4.

Einfluß des Anlassens auf die Härte in der Wärme von Schnellarbeitsstahl.

einer Temperatur von 200° setzt für den reinen Werkzeugstahl ein rascher Härteabfall ein. Der Schnellstahl verliert seine Härte erst oberhalb 600°, während die Härte von Stellite nur allmählich sinkt, ohne daß bis zu einer Temperatur von 1100° ein ausgesprochener Erweichungspunkt zu sehen ist.

Dieses Ergebnis ließ vermuten, daß die Warmhärteprüfung auch zur Beurteilung der Schnitthaltigkeit verschieden legierter Schnellarbeitsstähle untereinander Anhaltspunkte bietet. Zur Klärung dieser Frage wurde die Warmhärte und Schnittleistung einer größeren Anzahl verschieden legierter Schnellstähle in Vergleich gesetzt, wovon einige Ergebnisse im nachstehenden mitgeteilt werden.

Abb. 2 zeigt die Schnittleistung von zwei molybdän- und drei wolframlegierten Stählen, deren chemische Zusammensetzung Zahlentafel 1 ausgibt. Die Leistungsprüfung erfolgte für alle Stähle unter völlig gleichen Bedingungen. Die Meißel wurden bei der

Die vielfach gemachte Feststellung⁷⁾, daß sich durch geeignetes Anlassen die Schnitthaltigkeit eines richtig gehärteten Schnelldrehstahles erhöhen läßt, gab Veranlassung, die Härte in der Wärme auch von gehärteten und vor der Prüfung auf 580° angelassenen Proben zu untersuchen. Abb. 4 veranschaulicht das Ergebnis. Die Kurven zeigen, daß die Härte in der Wärme bis zum raschen Härteabfall bei etwa 650° für die vorher angelassenen Proben höher liegt. Bei höheren Temperaturen ist die Warmhärte wieder praktisch gleich. Ferner ist ersichtlich, daß durch die genannte Anlaßwirkung die Lage des Erweichungspunktes keine Veränderungen erfährt. Es kann also ein geeignetes Anlassen für einen richtig gehärteten Schnellstahl nur von Vorteil sein, da hierdurch eine zäh machende Wirkung und

⁷⁾ d'Arcambal: a. a. O. H. K. Ogilvie: a. a. O. D. Smith: Engg. 115 (1923), S. 137/9. St. u. E. 43 (1923), S. 535.

Zahlentafel 1. Chemische Zusammensetzung einiger Schnellarbeitsstähle (vgl. dazu Abb. 2).

Bezeichnung	C	Mn	Si	Cr	W	Mo	Co	V
I.								
1. 20 W 1,4 V	0,70	0,30	0,25	4,5	20,3	0,5	—	1,40
2. 18 W 0,4 V	0,81	0,32	0,31	4,76	18,76	—	—	0,40
3. 13 W 0,4 V	0,83	0,36	0,27	4,47	13,13	—	—	0,44
II.								
4. 6 Mo	0,80	0,32	0,32	5,06	—	6,37	—	—
5. 7 Mo 7 Co 1,3 V	1,06	0,40	0,36	4,70	—	7,27	6,76	1,37

Stabköpfe unmöglich zu machen. Der Konus ruht in einer entsprechenden Aussparung in der Spannvorrichtung. Die beiden Backen B und C werden durch Schrauben D und, um ein Nachgeben bei hohen Temperaturen zu vermeiden, außerdem durch einen Ring aus Schnellarbeitsstahl E zusammengehalten.

eine Erhöhung der Warmhärte erzielt wird, ohne früheres Erweichen zu bedingen. Zu einem ähnlichen Ergebnis kommt nach einer neueren Untersuchung M. Cohade⁸⁾.

In einigen Fällen wurden zur Warmhärteprüfung Schnellstahlproben, die bei 950 bis 1000° gehärtet wurden, verwendet. Hier ließ sich schon bei einer Temperatur von 450 bis 500° ein stärkerer Härteabfall erkennen. In Übereinstimmung damit zeigten auch so gehärtete Drehmeißel schlechte Schneideigenschaften.

Zusammenfassend kann gesagt werden: Zwischen der Härte in der Wärme und den Schneideigenschaften eines Schnelldrehstahles bestehen zwar Zusammenhänge, sie reichen jedoch nicht aus, um auf Grund der Warmhärteprüfung allein die Beurteilung der Leistungsfähigkeit eines Schnelldrehstahles zuzulassen.

Zu einer Kennzeichnung der Schnelldrehstähle auf Grund der Festigkeitseigenschaften kommt Mars⁹⁾. Er nennt Stähle mit hoher Elastizitätsgrenze und geringer Dehnung gute, und solche mit geringer Elastizitätsgrenze und hoher Dehnung schlechte Schnelldrehstähle. Mars hat seine Versuche bei Zimmertemperatur und mit ungehärteten Stäben durchgeführt. Warmfestigkeitsprüfungen an ungehärteten Schnelldrehstählen wurden ferner von McPherrhan¹⁰⁾ und von Welter¹¹⁾ vorgenommen. Die Angaben des Schrifttums über Festigkeitseigenschaften von gehärteten Werkzeug- bzw. Schnelldrehstählen in der Wärme sind dürftig und nicht ohne Kritik aufzunehmen¹²⁾. Ein Verziehen der Zerreistbe beim Härten ist nur schwer zu vermeiden, die Probestäbe reißen infolgedessen vorzeitig, und die erhaltenen Festigkeitswerte liegen zu tief. Im folgenden ist der Versuch gemacht, mit Hilfe einer neuen Einspannvorrichtung brauchbare Festigkeitswerte gehärteter Schnellarbeitsstähle zu erzielen. Abb. 5 gibt die Versuchsanordnung wieder.

Der Zerreistab ist an beiden Köpfen konisch ausgebildet, um ein vorzeitiges Abreißen der

beitsstahl E zusammengehalten. Die Erhitzung des Stabes erfolgte in einem sorgfältig abgedichteten Widerstandsofen, der über die Einspannvorrichtung so geschoben wurde, daß der Zerreiß-

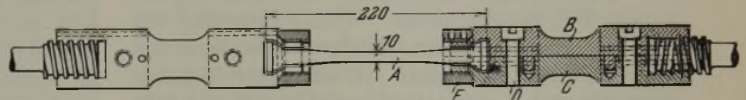


Abbildung 5. Spannvorrichtung zum Zerreißen von Probestäben.

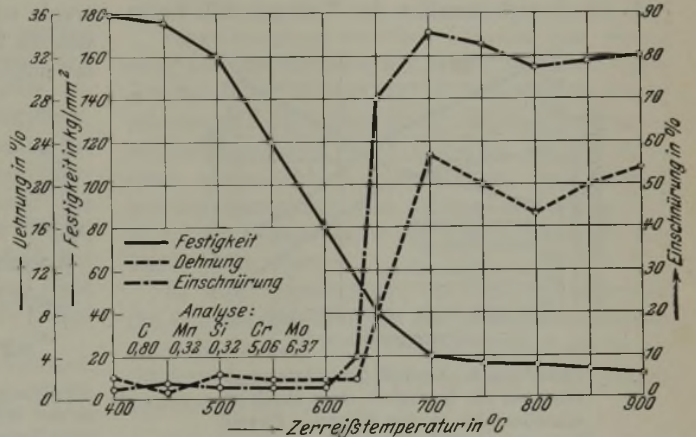


Abbildung 6. Festigkeit in der Wärme von Molybdnschnellarbeitsstahl aus einem Salzbad von 1100° in Rhl gehärtet.

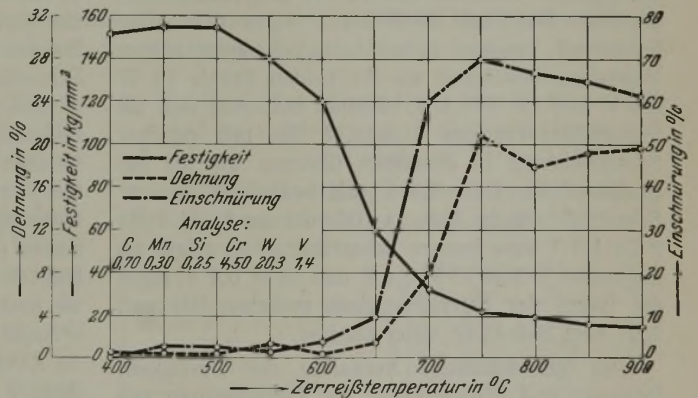


Abbildung 7. Festigkeit in der Wärme von Wolframschnellarbeitsstahl aus einem Salzbad von 1260° in Rhl gehärtet.

¹⁰⁾ McPherrhan: R. S. Chem. Met. Engg. 24 (1921), S. 1153/54. Proc. Am. Soc. Test. Mat. 21 (1921), S. 852/75.

¹¹⁾ Welter: Forschungsarbeiten auf dem Gebiete des Ingenieurwesens, Nr. 230 (1921).

¹²⁾ A. H. d'Arcambal: Chem. Met. Engg. 22 (1920), S. 660.

⁸⁾ M. Cohade: Génie civil 84 (1924), S. 242/3.

⁹⁾ G. Mars: Die Spezialstähle (Stuttgart: F. Enke 1922, S. 573).

stab in der Mitte des Ofens hing. Um eine möglichst gleichmäßige Verteilung der Temperatur auf den ganzen Querschnitt des Stabes zu gewährleisten, wurde ein langer Ofen verwendet, so daß auch ein großer Teil der Spannbacken selbst noch erhitzt wurde. Die Temperatur des Probestabes wurde in üblicher Weise mittels Thermoelementen gemessen.

Die Ergebnisse zeigten bald, daß auch der Warmzerreiversuch mit gehärtetem Schnellstahl keinen Rückschluß auf seine Schnittleistung zuläßt. Bis zu einer Zerreitemperatur von 400° konnten aus den früher erwähnten Gründen keine brauchbaren Werte erzielt werden, es traten vielmehr Schwankungen der Festigkeitswerte bis zu 100 % auf, so daß auf ihre zahlenmäßige Wiedergabe verzichtet werden muß. Uebereinstimmende Werte konnten von 400° an erhalten werden. Umfangreiche Versuche, die Warmzerreifestigkeit verschiedener Schnelldrehstähle bei Temperaturen zwischen 400 und 650° mit der Drehleistung in Einklang zu bringen, schlugen fehl. Die Festigkeitszahlen der Wolframstähle waren

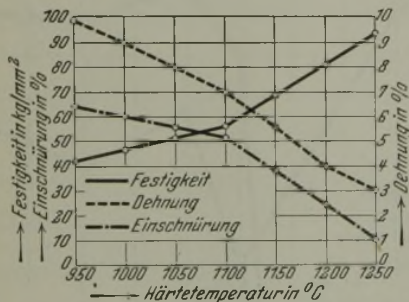


Abbildung 8. Einfluß der Härte-temperatur auf die Festigkeit eines Wolframschnellstahles in der Wärme. Zerreitemperatur 620°, Dauer des Verweilens auf Temperatur 30 min.

trotz ihrer unterschiedlichen Zusammensetzung praktisch gleich. Dasselbe war bei den Molybdänstählen der Fall. Der Stahl 20 W 1,4 V zeigte trotz seiner bedeutend besseren Schnitthaltigkeit keine höhere Warmzerreifestigkeit als die beiden Stähle 13 W 0,4 V und 18 W 0,4 V. Ebenso bewegten sich die Festigkeitswerte des Stahles 6 Mo mit geringer Schnittleistung in denselben Grenzen wie die des Stahles 7 Mo 7 Co 1,3 V mit bedeutend besserer Schnittleistung (s. Abb. 1). Obwohl der Stahl 7 Mo 7 Co 1,3 V eine bessere Schnitthaltigkeit zeigte als die beiden Stähle 13 W 0,4 V und 18 W 0,4 V, lagen die Werte der Zerreißfestigkeit zwischen 500 und 650° dort bedeutend tiefer als hier.

Das grundsätzliche Verhalten der Festigkeit, Dehnung und Einschnürung bei Temperaturen von 400 bis 900° veranschaulichen für einen Molybdän- bzw. Wolfram-Schnellarbeitsstahl die Kurven der Abb. 6 und 7. Ein ausgeprägter Aofall der Festigkeit setzt für beide Stähle bei etwa 500° ein und nimmt für den Molybdänstahl rascher, für den Wolframstahl langsamer zu. Die Dehnung und Einschnürung ist für den Wolframstahl bis zu einer Zerreitemperatur von 650°, für den Molybdänstahl von 630° praktisch

= 0. Bei einer Temperatur von 700° ist die Festigkeit nur noch sehr gering. Sie beträgt für den Molybdänstahl 20 kg/mm² und für den Wolframstahl 30 kg/mm². Oberhalb 700° setzt ein starkes Fließen ein. Die Festigkeitswerte werden hierbei in hohem Maße von der Zerreigeschwindigkeit beeinflußt. Die Dehnung und Einschnürung erreicht bei etwa 750° ein Maximum und ist für den Wolframstahl geringer als für den Molybdänstahl. Bei etwa 800° sinkt die Dehnung vorübergehend, was mit dem Auftreten einer doppelten Einschnürung im Zusammenhang steht. Der Zerreistab schnürt bei dieser Temperatur nicht in der Mitte, sondern beiderseitig im ersten Drittel der Meßlänge, d. h. an Stellen tieferer Temperatur ein. Die Erscheinung deutet darauf hin, daß das Fließvermögen des Stahles bei 700 bis 750° besser ist, bzw. seine Fließgrenze niedriger liegt als bei 800°. Eine ähnliche Beobachtung machte kürzlich Sauveur an reinen Kohlenstoffstählen¹³⁾.

Auf den Zusammenhang zwischen Härte in der Wärme und der vorausgehenden Wärmebehandlung wurde schon hingewiesen. Hierbei hat sich gezeigt, daß die höchste Rotwarmhärte durch eine Härtung bei möglichst hoher Temperatur mit nachfolgendem

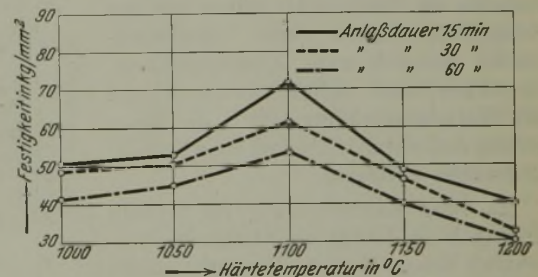


Abbildung 9. Einfluß der Anlaßdauer auf die Festigkeit in der Wärme eines Molybdänschnellarbeitsstahles. Bei einer Zerreitemperatur von 620° und verschiedener Härte-temperatur.

Anlassen auf etwa 580° erzielt werden konnte. Inwieweit auch die Festigkeit in der Wärme durch die vorausgehende Härtung beeinflußt wird, zeigen für den vorhin erwähnten Wolfram- und Molybdän-Schnellarbeitsstahl die Abb. 8 und 9.

Die mit steigender Temperatur gehärteten Zerreistäbe wurden bei einer Temperatur nahe dem Erweichungspunkt gerissen. Mit zunehmender Härte-temperatur wächst die Warmzerreifestigkeit, wobei Dehnung und Einschnürung in entsprechendem Maße sinken (Abb. 8). Nach einer Härtung von 950° beträgt die Festigkeit bei 620° nur 42 kg/mm², während sie nach einer Härtung von 1250° etwa 95 kg/mm² erreicht.

Aehnlich ist der Verlauf der Festigkeitskurve in Abb. 9 für einen molybdänlegierten Stahl (6 Mo). Der Kurvenlauf zeigt hier außerdem, daß bei beginnender Ueberhitzung des Stahles durch Härtung oberhalb 1150° die Festigkeitswerte wieder sinken. Auch der Einfluß der Dauer des Verweilens auf Zerreitemperatur geht aus dem Verlauf der Kurven eindeutig hervor. Mit zunehmender Anlaßdauer nimmt die Festigkeit ab.

¹³⁾ St. u. E. 44 (1924), S. 1184.

Das Ergebnis der Warmzerreiversuche läßt sich dahingehend zusammenfassen

Die Festigkeit in der Wärme steht mit der vorausgegangenen Wärmebehandlung im engsten Zusammenhang. Sie ist bei einer Temperatur von 550° für die Wolfram-Schnellstähle stets höher als für die Molybdnsthle. Für Molybdnsthle tritt bei einer Zerreitemperatur von etwa 630°, für Wolframstähle bei einer solchen von 650° völliges Erweichen ein, was sich in einem plötzlichen Ansteigen von Dehnung und Einschnürung äußert.

Die Leistungsfähigkeit eines Schnellarbeitsstahles kommt in seinen Festigkeitseigenschaften in der Wärme nur bedingt zum Ausdruck. — Es besteht andererseits kein Zweifel, daß Schnellarbeitsstahl während des Arbeitsvorganges in hohem Maße auf Abnutzung beansprucht wird. Auf die Möglichkeit eines Zusammenhanges zwischen der Schnitthaltigkeit eines Schnellarbeitsstahles und seinem Widerstande gegen Abnutzung bei hoher Temperatur hat bereits Kayser¹⁴⁾ hingewiesen.

In Ergänzung der Festigkeitsversuche wurden daher eigene Abnutzungsversuche auf einer von Amsler gebauten, an anderer Stelle bereits beschrieben¹⁵⁾ Abnutzungsprfmaschine durchgeführt. Die zur Prüfung gelangenden Scheiben waren bei der für jeden Stahl zur Erzielung der besten Drehleistung ermittelten Härte-temperatur gehärtet; die Laufzeit betrug 4 st, der Anpressungsdruck 260 kg. Die Gewichtsabnahme schwankte zwischen 0,05 und 0,4 g. Schnellarbeitsstahl ist also in hohem Maße verschleist. Die Gewichtsabnahme war für Stähle

¹⁴⁾ J. F. Kayser: Engg. 109 (1920), S. 157. Vgl. auch St. u. E. 41 (1921), S. 1116.

¹⁵⁾ H. Meyer und F. Nehl: St. u. E. 44 (1924), S. 457.

mit guter Schnittleistung nicht geringer als für Stähle mit schlechten Schneideigenschaften. Es konnte jedoch festgestellt werden, daß der Widerstand gegen Abnutzung der gehärteten und vor der Prüfung auf 580° angelassenen Scheiben größer war als für Proben, die vorher nicht angelassen wurden.

Die Versuche sind als Vorversuche zu werten und müssen fortgesetzt werden. So z. B. bringt vielleicht die Abnutzungsprfung gehärteter Schnellstähle in der Wärme wertvolle Aufklärung.

Zusammenfassung.

Mit einer Anzahl Schnellarbeitsstählen unterschiedlicher chemischer Zusammensetzung und Leistung wurden Festigkeits- und Härteprüfungen in der Wärme durchgeführt. Die in den Abbildungen 1 bis 9 zusammengefaßten Ergebnisse veranschaulichen den Einfluß der vorausgegangenen Wärmebehandlung auf die Härte- und Festigkeitseigenschaften der Stähle bis zu einer Prüftemperatur von 1100°.

Zusammenhänge zwischen Leistung bzw. chemischer Zusammensetzung der Stähle und ihren Eigenschaften in der Wärme sind zu erkennen; die Unterschiede der Festigkeitswerte der einzelnen Stahlsorten untereinander sind jedoch zu gering, als daß sie zu einer voraussichtlichen Beurteilung der Schnittleistung dienen könnten. Härte- und Festigkeitsprüfungen können daher den Leistungsversuch vorläufig nicht ersetzen.

Es wird vorgeschlagen, die Untersuchungen auf die Abnutzungsprfung in der Wärme auszudehnen. Auch die Prüfung der Wärmeleitfähigkeit dürfte Zusammenhänge mit der Drehleistung von Schnellarbeitsstahl ergeben.

Das Vanadin in Baustählen.

Von Dr.-Ing. R. Hohage und Dipl.-Ing. A. Grtzner in Essen.

(Einfluß des Vanadins auf Kohlenstoffstahl und Chromstahl. Vergleich von Chromvanadin- und Chromnickelstahl. Wirtschaftlichkeit. Zusammenfassung.)

Wenn auch nach der ersten Veröffentlichung *ber Vanadinzusatz zu Stahl von St. Hloulouise*¹⁾ das Vanadin als Legierungsmetall bei uns in Deutschland nicht im besonderen Maße zur Anwendung gelangte, und wenn auch das deutsche Schrifttum mit Ausnahme der Arbeit von Ptz²⁾ wohl kaum eine andere nennenswerte Untersuchung enthält, so soll dies doch nicht besagen, daß die deutschen Edelstahlwerke sich nicht frühzeitig mit der Frage des Zusatzes von Vanadin vertraut gemacht hätten. Doch blieb der Zusatz von Vanadin im allgemeinen auf die Werkzeugstähle, insbesondere auf die Schnellarbeitsstähle, beschränkt. Daß dies nicht ohne Grund geschah, soll im folgenden an Hand neuer Versuche *ber den Einfluß des Vanadins in Baustählen* gezeigt werden.

A. Einfluß des Vanadins im Kohlenstoffstahl mit geringem Kohlenstoffgehalt (Flußeisen).

Die zur Untersuchung verwendeten Stähle hatten folgende chemische Zusammensetzung:

	C	Si	Mn	V
	%	%	%	%
Stahl P	0,17	0,12	0,22	—
„ P V	0,10	0,14	0,22	0,14
„ P V V	0,14	0,13	0,25	0,30

Die Stähle wurden in Tonfuttertiegeln als etwa 90-kg-Güsse von 175 mm mittlerem Φ erschmolzen und in zwei Hitzten zu Stäben 40 mm \square bzw. 25 mm Φ unter einem Dampfhammer ausgeschmiedet. Die Verschmiedung betrug 94 bzw. 97%. Die Vierkantstbe wurden nach den Behandlungen für Kerbschlagproben 30 x 30 x 160 mm, 4 mm Bohrung, und einem Querschnitt im Kerb von

¹⁾ Vgl. Vogel: St. u. E. 16 (1896), S. 615.

²⁾ Mitt. Eisenhttenm. Inst. Aachen 2 (1908), S. 1/24.

3 × 1,5 cm und die Rundstäbe für Zerreiβproben 60 × 12 mm verwendet.

Zunächst wurden von Stahl P ohne Vanadin und Stahl P V V mit 0,30 % Vanadin Schliche in unbehandeltem Zustande angefertigt und diese zur Feingefügeuntersuchung in alkoholischer Pikrinsäure geätzt. Hierbei wurden die Angaben von Pütz bestätigt, daß bei Vanadinzusatz die Ferritkörner kleiner werden und daß der Perlitanteil größer erscheint, als dem wirklichen Kohlenstoffgehalt entspricht. Letzteres erklärt sich durch die bereits auch von ihm gemachte Beobachtung, daß durch Vanadinzusatz die Neigung zur Lufthärtung vergrößert wird. Pütz untersuchte die mechanischen Eigenschaften eines Stahles im geschmiedeten, geglühten und abgeschreckten Zustand. Im vorliegenden wurden die Stähle P, P V und P V V in einem geeigneten Ofen auf 850, 950 und 1000° erhitzt, 15 min auf Temperatur gehalten und dann in Wasser abgelöscht. Nach dem Erkalten wurden sämtliche Proben bei 600° 2 st lang geglüht und wiederum in Wasser abgelöscht. Die Ergebnisse sind in Abb. 1 graphisch aufgetragen. Hieraus ist zu ersehen, daß bei gleicher Ablöschtemperatur mit steigendem Vanadinegehalt Streckgrenze und Festigkeit übereinander, Dehnung, Einschnürung und Kerbzähigkeit hingegen untereinander gelagert sind. Ferner ist zu ersehen, daß mit steigender Ablöschtemperatur bei dem Stahl P ohne Vanadin sowohl die Festigkeits- als auch die Zähigkeitswerte praktisch gleichbleiben. Bei den vanadinhaltigen Stählen, Stahl P V mit 0,14 und Stahl P V V mit 0,30 % Vanadin, nehmen mit steigender Ablöschtemperatur Streck- und Bruchgrenze zu, Dehnung, Einschnürung und Kerbzähigkeit in entsprechendem Maße ab. Dies ist in Übereinstimmung mit den Versuchen Pütz' an ähnlichen Stählen, auch hier bewirkte steigende Abschrecktemperatur steigende Festigkeit und fallende Dehnung. Eine Erklärung hierfür, welche von Pütz nicht gegeben wurde, ist darin zu finden, daß mit zunehmendem Vanadinzusatz die kritische Abkühlungsgeschwindigkeit verringert wird, deshalb auch die Feststellung von Pütz, einer erhöhten Neigung zur Lufthärtung. Bei Stahl P ohne Vanadinzusatz ist die kritische Abkühlungsgeschwindigkeit bei Wasserablöschung nicht groß genug, um die völlige Zerlegung der festen Lösung hinzuhalten: das Gefüge besteht nach dem Anlassen auf 600° aus Ferrit und körnigem Perlit. In den vanadinhaltigen Stählen bildet sich nach dem Ablöschen Martensit, der bei dem Glühen bei 600° in Anlaßtroostit übergeht, in welchem die frühere Nadelorientierung noch erkennbar ist.

In einer weiteren Versuchsreihe mit den gleichen Stählen wurde der Einfluß einer verschieden hohen Anlaßbehandlung nach einem Ablöschen von 950° in Wasser untersucht. Die Proben wurden nach dem Abschrecken bei 300, 400, 500, 600 und 700° 2 st geglüht und dann wiederum in Wasser abgelöscht. Die Ergebnisse der mechanischen Eigenschaften sind in Abb. 2 zusammengestellt. Hieraus ist zu ersehen, daß bei Stahl P ohne Vanadin mit steigender

Anlaßtemperatur Streck- und Bruchgrenze einen stetigen geringen Abfall aufweisen, während Dehnung, Einschnürung und Kerbzähigkeit eine stetige geringe Erhöhung erfahren. Bei den vanadinhaltigen Stählen tritt der Einfluß des Legierungselementes je nach der Höhe des Zusatzes wieder deutlich hervor. Streck- und Bruchgrenze weisen gegenüber dem nicht vanadinlegierten Stahl P bedeutend höhere Werte auf, Dehnung, Einschnürung und Kerbzähigkeit liegen entsprechend niedriger. Während bei dem vanadinfreien Stahl mit steigender Anlaßtemperatur Streck- und Bruchgrenze eine fallende, Dehnung, Einschnürung und Kerbzähigkeit eine steigende Tendenz haben, ist der Verlauf der Anlaßkurven bei den vanadinhaltigen Stählen ein anderer. Streckgrenze und Bruchgrenze gehen bei 600° durch ein Maximum, Dehnung, Einschnürung und Kerbzähigkeit durch ein Minimum. Diese Erscheinung wurde auch schon in früheren Versuchsreihen beobachtet. Der Grund hierfür dürfte wohl darin liegen, daß bei dem Ablöschen der vanadinhaltigen Stähle γ -Eisen zurückgehalten wird, das sich bei einer Glühung bei etwa 600° in verformtes α -Eisen, das härter ist, umwandelt.

B. Einfluß des Vanadins in Chromstählen.

In der nächsten Versuchsreihe wurde der Einfluß eines Vanadinzusatzes in einem Chromstahl untersucht. Die Ausgangsbedingungen waren dieselben wie bei der ersten Versuchsreihe. Die Stähle hatten folgende chemische Zusammensetzung:

	C %	Si %	Mn %	Cr %	V %
Stahl P F	0,20	0,13	0,27	1,0	—
„ P F V	0,23	0,14	0,32	1,09	0,34

Als Ablöschtemperatur wurden wieder 850, 950 und 1000° gewählt, als Ablöschmittel Oel. Nach dem Abschrecken wurden die Proben bei 600° 2 st lang geglüht und in Wasser abgelöscht, um die Anlaßsprödigkeit auszuschalten und höchste Kerbzähigkeit zu erhalten. Die Ergebnisse sind in Abb. 3 wiedergegeben. Es ergibt sich wieder dasselbe Bild wie bei den im vorigen Abschnitt untersuchten chromfreien Stählen. Durch den Zusatz von Vanadin werden Streck- und Bruchgrenze erhöht, Dehnung, Einschnürung und Kerbzähigkeit erniedrigt. Wie schon ausgeführt, wird durch das Vanadin die kritische Abkühlungsgeschwindigkeit herabgesetzt, und demzufolge muß der vanadinhaltige Chromstahl ein reines Vergütungsgefüge zeigen, der vanadinfreie Chromstahl dagegen noch Ferrit aufweisen³⁾. Die ausgeführte Feingefügeuntersuchung bestätigte dies.

Um bei dem vanadinfreien Chromstahl eine einwandfreie Vergütung zu erzielen, hätte eine noch höhere Härtetemperatur als 1000° genommen werden müssen, oder aber die Stähle hätten in Wasser gehärtet werden müssen, was jedoch bei Baustählen nicht angängig ist.

Bei den beiden Stählen wurde dann weiter noch der Einfluß einer steigenden Anlaßtemperatur nach

³⁾ Vgl. Hohage: Dr.-Ing.-Diss. Aachen (1921), S. 8/9.

vorherigem Ablöschen bei 900° in Oel verfolgt. Als Anlaßtemperaturen wurden wiederum 300, 400, 500, 600 und 700° gewählt. Die Proben wurden 2 st bei dieser Temperatur geglüht und dann in Wasser abgelöscht. Die Ergebnisse sind in Abb. 4 zusammengestellt. Auch hier ergibt sich wieder dasselbe Bild wie bei den Stählen des vorigen Abschnitts. Streck- und Bruchgrenze bei dem vanadinhaltigen Chrom-

die Streckgrenze mit steigender Anlaßtemperatur bis zu einem Maximum bei 600° zu. Die Erklärung hierfür wurde bereits oben gegeben.

C. Chromvanadinstahl oder Chromnickelstahl.

Der Vergleich eines vanadinhaltigen Chromstahls mit einem nichtvanadinhaltigen Chromnickelstahl läßt sich aus einer Arbeit von Hatfield⁴⁾ entnehmen

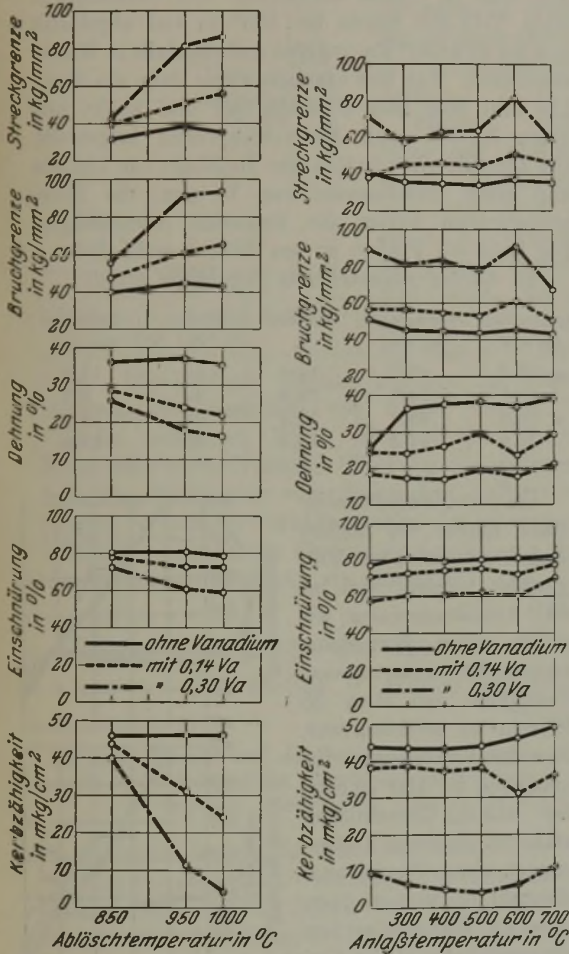


Abbildung 1. Einfluß eines Vanadin-zusatzes auf Flußeisen. Gemeinsame Anlaßtemperatur 600°.

Abbildung 2. Einfluß eines Vanadin-zusatzes auf Flußeisen. Ablöschttemperatur 950° Wasser.

Analysen:

	C	Si	Mn	V
P	%	%	%	%
PV	0,17	0,12	0,12	—
PVV	0,10	0,14	0,22	0,14
	0,14	0,13	0,25	0,30

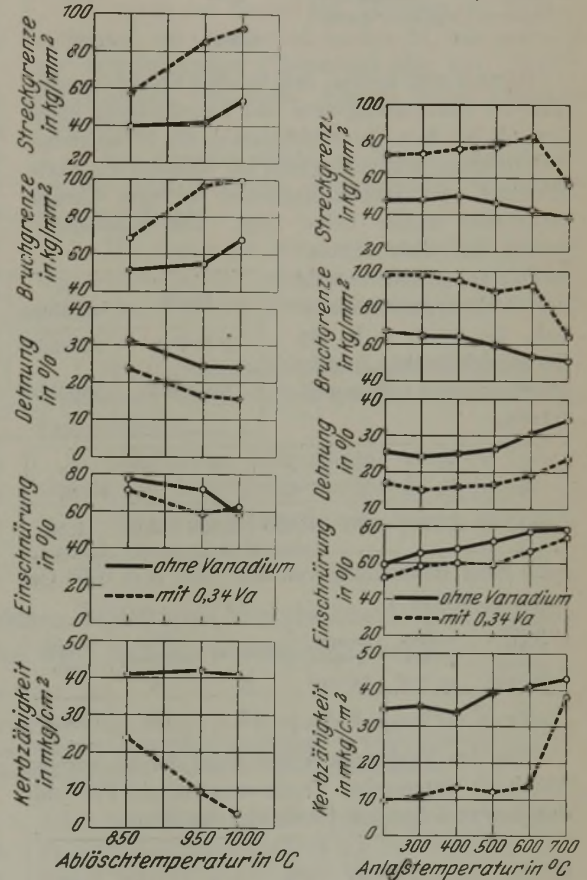


Abbildung 3.

Abbildung 4.

Einfluß eines Vanadin-zusatzes auf Chromstahl. Gemeinsame Anlaßtemperatur 600° W.

Einfluß eines Vanadin-zusatzes auf Chromstahl. Ablöschttemperatur 900° Oel.

Analysen:

	C	Si	Mn	Cr	V
PF	0,20	0,13	0,27	1,0	—
PFV	0,23	0,14	0,32	1,09	0,34

stahl liegen bedeutend höher als bei dem reinen Chromstahl. Dehnung, Einschnürung und Kerbzähigkeit dagegen zeigen entsprechend niedrigere Werte. Bei dem vanadinfreien Chromstahl nehmen Streck- und Bruchgrenze mit steigender Anlaßtemperatur stetig ab, Dehnung, Einschnürung und Kerbzähigkeit zu. Bei dem vanadinhaltigen Chromstahl ist der Verlauf im allgemeinen entsprechend, nur nimmt

men. Die von ihm angegebenen Zahlen sind folgende:

Chromvanadinstahl		Chromnickelstahl	
%	%	%	%
C	0,46	Cr	1,48
Si	0,19	Ni	0,19
Mn	0,64	V	0,33
C	0,30	Cr	1,38
Si	0,105	Ni	4,07
Mn	0,40	V	—

⁴⁾ Institution of Automobile Engineers (1920), S. 514.

Behandlung:	Oelablöschung 850°	Oelablöschung 830°
	Anlaßtemperatur 650°	Anlaßtemperatur 620°
Elastizitätsgrenze		
kg/mm ²	59,8	48,0
Streckgrenze	75,4	74,0
kg/mm ²		
Bruchgrenze	86,0	93,0
kg/mm ²		
Dehnung %	22,0	21,0
Einschnürung . . . %	60,4	53,8
Jzod ⁵⁾ mkg/cm ²	6,05	7,75
Dauerschlagprobe nach Stanton	6264	7188

Hieraus geht hervor, daß bei dem Chromvanadin-stahl die Elastizitätsgrenze und Einschnürung höher liegt als bei dem Chromnickelstahl, die Streckgrenze und Dehnung praktisch gleich ist, während die Kerbzähigkeit und Dauerschlagprobe bei dem Chromnickelstahl wieder höher liegt. Die Elastizitätsgrenze bei dem Chromnickelstahl ist sehr niedrig und nicht recht verständlich. So ergab z. B. ein Chromnickelstahl folgender chemischer Zusammensetzung:

C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr
%	%	%	%	%	%	%
0,45	0,27	0,50	0,036	0,028	2,96	1,50

nach einer Behandlung von 850° Oel, 3 st 600° Oel folgende Werte:

Elastizitätsgrenze	Streckgrenze	Bruchgrenze	Dehnung	Einschnürung	Probeab
kg/mm ²	kg/mm ²	kg/mm ²	%	%	
65	75	90,6	16	54	10 × Ø

Von den Verfassern wurde dann der im vorigen Abschnitt untersuchte Chromvanadin-stahl PFV mit den beiden folgenden Chromnickelstählen:

	C	Si	Mn	Ni	Cr
	%	%	%	%	%
NiCr A	0,39	0,22	0,32	1,14	1,62
NiCr B	0,46	0,20	0,36	3,25	1,48

verglichen, welche unter den gleichen Bedingungen erschmolzen und verschmiedet wurden. Die Vergütung wurde bei Stahl PFV durch Ablösch von 900° in Oel, bei den Stählen NiCr A und NiCr B durch Ablösch von 850° in Oel ausgeführt. Nach zwei-stündigem Glühen bei 300, 400, 500, 600 und 700° wurden die Proben in Wasser abgelöscht. Die Ergebnisse sind in Abb. 5 zusammengestellt. Aus denselben ist z. B. zu entnehmen, daß bei einer gleichen Festigkeit von 92 kg/mm² die Kerbzähigkeitszahlen für die drei Stähle PFV, NiCr A und NiCr B 14, 20 und 22 mkg/cm² betragen.

Der Vergleich stellt sich noch weiter zugunsten der Chromnickelstähle, wenn größere Querschnitte in Frage kommen. Für diese Versuche wurden je ein Guß von 37 cm mittleren Durchmessers mit folgenden Analysen erschmolzen:

⁵⁾ Spitzkerb.

Stahl	C	Si	Mn	Ni	Cr	V
	%	%	%	%	%	%
P F V 2	0,38	0,20	0,36	—	1,06	0,47
NiCr B 2	0,46	0,28	0,37	3,30	1,44	—

Die Güsse wurden in zwei Hitzen auf 250 mm Ø geschmiedet. Der Chromvanadin-stahl PFV 2 wurde bei 900° in Oel abgelöscht und 3 st bei 500° geglüht und dann in Wasser abgelöscht. Der Chromnickel-stahl NiCr B 2 wurde bei 850° in Oel abgelöscht und bei 620/630° 3 st geglüht und ebenfalls in Wasser abgelöscht. Von den Stangen wurde dann ein Stück 170 mm lang kalt abgeschnitten und außen und innen Zerreiß- und Kerbschlagproben hergestellt. Die Zerreißproben hatten eine Meßlänge von 120 mm und einen Durchmesser von 12 mm, die Kerbschlagproben hatten die normalen Abmessungen. Die Lage der Proben ist aus Abb. 6 ersichtlich.

Es wurden nachstehende Ergebnisse erzielt:

Stahl	Behandlung	Streckgrenze	Bruchgrenze	Dehnung	Einschn.	Kerzbäh.
		kg/mm ²	kg/mm ²	%	%	mkg/cm ²
P F V 2	900/500°	a 43,3	67,2	14,8	50	11,9
		i 40,7	64,5	15,8	44	6,7
NiCr B 2	850/620°	a 76,9	98,1	13,1	46	14,2
		i 76,8	97,8	13,2	45	12,8

Bei dem Chromvanadin-stahl mußte die niedere Anlaßtemperatur von 500° gewählt werden, weil bei 600° Anlaßtemperatur, wie durch einen Vorversuch festgestellt wurde, nur eine Festigkeit von etwa 55 kg/mm² zu erreichen war. Aus den vorstehenden Ergebnissen ist klar zu ersehen, daß der Chromnickelstahl in dickeren Abmessungen dem Chromvanadin-stahl bei weitem überlegen ist. Während bei dem Chromnickelstahl die Vergütung bis ins Innere durchgreift und außen und innen gleich gute Kerbzähigkeit vorhanden ist, ist dieses bei dem Chrom-

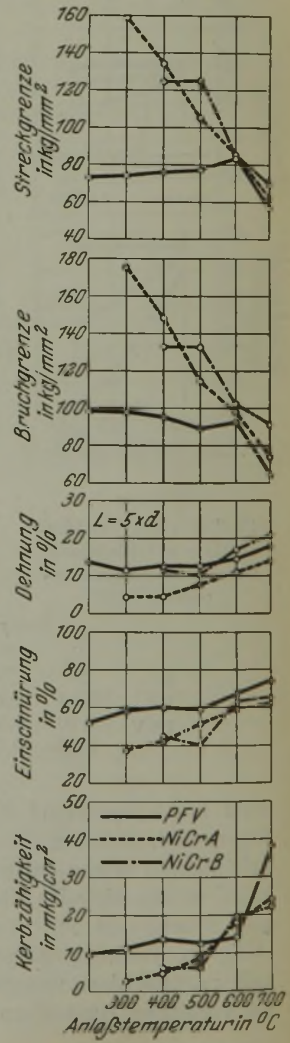


Abbildung 5.

Vergleich des vanadinhaltigen Chromstahles mit zwei Chromnickelstählen. Ablöschtemperatur 850 bzw. 900° in Oel. Analysen:

	C	Si	Mn	Cr	Ni	V
PFV 900° Oel	0,23	0,14	0,32	—	—	—
NiCr A 850° Oel	0,39	0,23	0,32	—	—	—
NiCr B 850° Oel	0,46	0,20	0,36	—	—	—
				Cr	Ni	V
PFV 900° Oel	1,09	—	0,34	—	—	—
NiCr A 850° Oel	1,62	1,14	—	—	—	—
NiCr B 850° Oel	1,48	3,28	—	—	—	—

vanadinstahl bei erheblich geringerer Festigkeit nicht der Fall.

D. Die Frage der Wirtschaftlichkeit.

Nachdem durch den vorherigen Abschnitt die Ueberlegenheit des Chromnickelstahls bei größeren Querschnitten über den Chromvanadinstahl gezeigt wurde, soll noch die Frage der Wirtschaftlichkeit kurz gestreift werden.

Bereits Pütz führte aus, daß bei einem Vanadinpreis von etwa 50 \mathcal{M} je kg 0,7 % Vanadin im Preise äquivalent sind 6,5 % Chrom, 10 % Nickel oder 6 % Wolfram. Die heutigen Zahlen betragen bei einem Kilopreis des Vanadins von 36 \mathcal{M} , auf 0,7 % Vanadin berechnet, 7,9 % Elektrochrom, 8,8 % Nickel oder 11 % Wolfram. Wird das Herstellungsverfahren, Elektroofen oder Martinofen, in Betracht gezogen, so sind die Verhältniszahlen des im vorigen Abschnitt untersuchten Chromvanadinstahls zu den beiden Chromnickelstählen die folgenden:

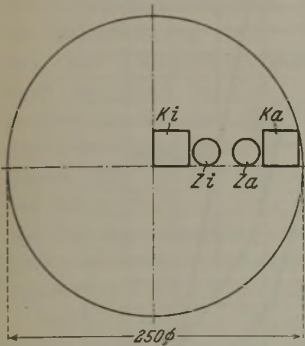


Abbildung 6. Entnahmestellen der Proben.

	Elektroofen %	Martinofen %
P F V/NiCr A	1,45	1,85
P F V/NiCr B	1,21	1,49

Es ist mithin begreiflich, daß in Deutschland die vanadinhaltigen Baustähle sich keinen bedeutenden Eingang verschaffen konnten.

Zusammenfassung.

Es wurde der Einfluß des Vanadins auf Kohlenstoff- und auf Chromstahl untersucht, und es wurde ein vanadinhaltiger Chromstahl mit zwei Nickelchromstählen verglichen. Hierbei wurde folgendes festgestellt:

1. Das Vanadin erhöht die Streck- und Bruchgrenze, setzt Dehnung, Einschnürung und Kerbzähigkeit herab.
2. Mit steigender Abschrecktemperatur nehmen bei vanadinhaltigen Stählen Streck- und Bruchgrenze zu, Dehnung, Einschnürung und Kerbzähigkeit ab.
3. Mit Chromnickelstählen lassen sich gleich gute mechanische Eigenschaften erzielen wie mit Chromvanadinstählen.
4. In dickeren Abmessungen sind die Chromnickelstähle dem Chromvanadinstahl überlegen.
5. Chromvanadinstähle sind teurer als gleichwertige Chromnickelstähle.

Beitrag zur Frage der Kobalt-, Chrom-, Wolfram-(Molybdän-)Legierungen.

Von Dr.-Ing. W. Oertel und Dr.-Ing. Edm. Pakulla in Remscheid-Hasten.

(Hierzu Tafel 14.)

(Kurzer Hinweis auf das vorhandene Schrifttum. Der Einfluß des Eisen- und Kohlenstoffgehaltes auf Rotwarmhärte und Schnittleistung. Ergebnisse bei Bearbeitung von Grauguß und Chromnickelstahl. Thermische und mikroskopische Untersuchung. Säure- und Korrosionsbeständigkeit. Ausblick. Zusammenfassung.)

Seit langem besteht das Bestreben, durch Herstellung von gegossenen Werkzeugen die bedeutenden Formgebungskosten für Schmieden, Walzen usw. zu ersparen. Im Schrifttum finden sich Hinweise, aus denen hervorgeht, daß Versuche in dieser Richtung mit Werkstoffen mannigfacher Art durchgeführt worden sind¹⁾. Die Verwendung von gegossenen Schnittgesenken²⁾ mit hohem Chrom- und Kohlenstoffgehalt reicht schon bis in das Jahr 1909 zurück. In letzter Zeit sind die Versuche mit Erfolg auf einen härtbaren Chrom-Kobalt-Stahl³⁾ ausgedehnt worden, der sich für gegossene Werkzeuge aller Art sehr gut bewährt hat. Von einschneidender Wirkung waren Ergebnisse, die Haynes⁴⁾ mit Chrom-, Kobalt-, Wolfram-(Molybdän-)Metallegierungen erzielte, die

unter dem Namen „Stellit“ schon seit einigen Jahren im Handel sind und vielfach mit bestem Erfolg angewandt wurden. Aus dem Wortlaut der Haynes-Patente geht hervor, daß je nach Art der Verwendung die Zusammensetzung des Stellites sehr verschieden sein, insbesondere der Gehalt an Chrom, Wolfram und Molybdän stark schwanken kann.

In vorliegender Arbeit sollen einige Ergebnisse über den Einfluß des Eisen- und Kohlenstoffgehaltes auf die Schnitthaltigkeit und Rotwarmhärte, ferner über die Säure- und Korrosionsbeständigkeit einer stellitähnlichen Legierung von annähernd folgender Zusammensetzung mitgeteilt werden:

3 % C; 0,3 % Mn; 0,15 % Si; 30 % Cr; 15 % W;
50 % Co; 1 % V.

Bei der Herstellung der Legierungen ging man von einer Grundlegierung (Zahlentafel 1. Nr. 174) aus, der in steigendem Maße Eisen zugesetzt wurde. Die für die Durchführung der Versuche erschmolzenen Legierungen hatten die in Zahlentafel 1 angegebene chemische Zusammensetzung.

Der wachsende Eisengehalt der Legierungen bedingt ein Sinken der Anteile der anderen Legierungselemente.

¹⁾ Iron Age 112 (1923), S. 1711/2; s. a. St. u. E. 34 (1914), S. 1306.

²⁾ Z. V. d. I. 64 (1920), S. 354/5.

³⁾ Werkst.-Techn. 3 (1909), S. 97/8.

⁴⁾ Amerikanische Patente: Nr. 873 745 v. 17. Dez. 1907. Nr. 1 075 423 v. April 1913. Nr. 1 075 828 v. 1. April 1913. Engl. Patent: Nr. 2487 v. 29. Jan. 1914. Oesterreich: Nr. 66 714 v. 25. Sept. 1914. Brass-World. (1913), S. 159. Brass-World (1913), S. 21. St. u. E. 34 (1914), S. 1305.

Die Fallhärteprüfung erfolgte an würfelförmigen Proben mit einer Kantenlänge von 20 mm, die in einem Röhrenofen auf die gewünschte Versuchstemperatur erhitzt wurden. Die Fallarbeit betrug 400 mm/kg (Fallgewicht = 1 kg, Fallhöhe = 400 mm). Abb. 1 zeigt die Fallhärte obengenannter Schneidmetalllegierungen in der Wärme im Vergleich zu der eines Schnellstahles. Der durch den Fallbären erzeugte Eindruckdurchmesser ist hier in direkte Beziehung zur Temperatur gesetzt. Aus dem Verlauf

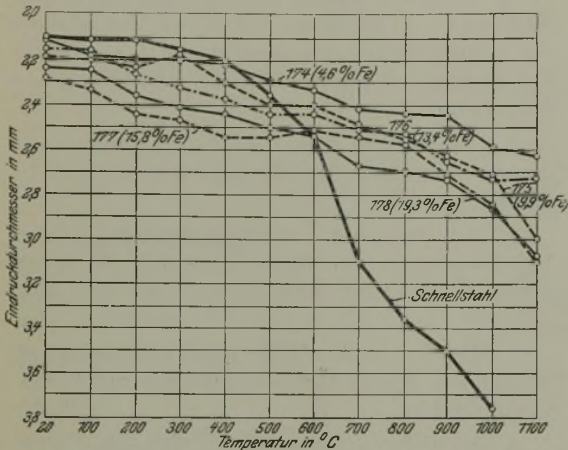


Abbildung 1. Fallhärte einiger Schneidmetalllegierungen und eines Schnellstahles in der Wärme.

der Kurven ist zu ersehen, daß bei den Schneidmetalllegierungen mit steigender Temperatur und mit wachsendem Eisengehalt der Eindruckdurchmesser allmählich zunimmt, d. h. die Fallhärte sinkt, wenn von den Schwankungen im Kohlenstoffgehalt abgesehen wird, während die Kurve des Schnellstahles zunächst bis 400° wenig bessere Ergebnisse als die beste Legierung 174 zeitigt, von da ab bis

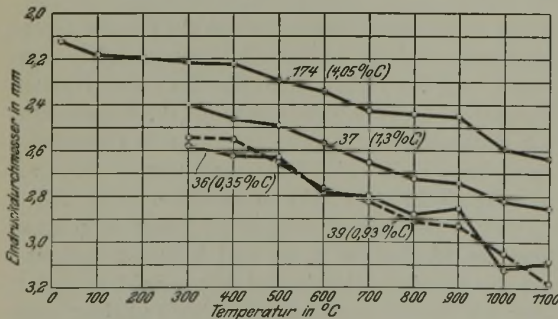


Abbildung 4. Einfluß des C-Gehaltes auf die Härte von Schneidmetall in der Wärme.

600° allmählich sinkt, indem sie annähernd den Wert der Legierungen 177 und 178 bei dieser Temperatur erreicht, um dann plötzlich ganz erheblich tiefere Werte anzunehmen. Ferner ist aus diesen Kurven im allgemeinen zu entnehmen, von welcher großen Bedeutung die relativ hohe Rotwarmhärte auf die Schnittleistung der stellitähnlichen Legierungen sein muß, wenn bei höchsten Schnittgeschwindigkeiten und der damit verbundenen starken Erwärmung der Schneide der Meißel seine Schnitthaltigkeit bei-

behalten soll. Es wäre jedoch falsch, aus den oben angeführten Ergebnissen den Schluß zu ziehen, daß der Schnelldrehstahl sämtlichen in Vergleich ge-

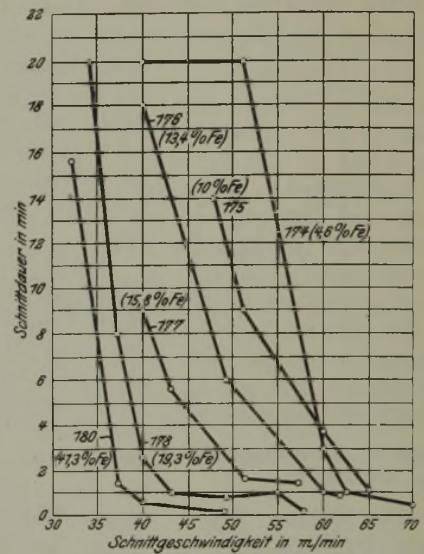


Abbildung 2. Einfluß des Eisengehaltes auf die Schnittleistungen von Schneidmetall. Welle Cr-Ni-Baustahl vergütet, Härte nach Brinell = 235, Spantiefe 4 mm, Vorschub 0,51 mm.

setzten Hartlegierungen unterlegen sei. Dies soll an Hand von vergleichenden Schnittleistungsver-suchen im folgenden gezeigt werden.

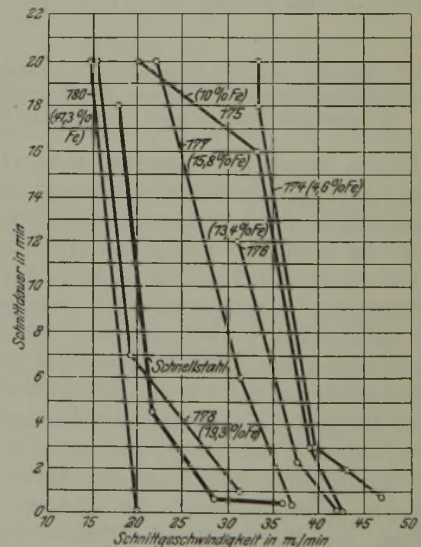


Abbildung 3. Der Einfluß des Eisengehaltes auf die Schnittleistungen von Schneidmetall. Welle = Grauguß, Härte nach Brinell = 180, Spantiefe 4 mm, Vorschub 0,51 mm.

Die Schnittleistungsprüfung erfolgte auf einer Graugußwelle von 180 und einer vergüteten Chrom-nickelstahlwelle von 235 Brinelleinheiten. Die Spantiefe betrug 4 mm, der Vorschub 0,51 mm. Die Versuche wurden mit Drehmeißeln 20 × 20 mm []

durchgeführt. Die erhaltenen Werte sind Mittel aus mehreren Versuchen. Abb. 2 und 3 veranschaulichen die erhaltenen Ergebnisse. Sie zeigen, daß mit steigendem Eisengehalt die Schnittleistung sinkt, daß bei Ueberschreiten einer kritischen Schnittgeschwindigkeit sie sich sehr schnell dem Nullwert

nähert, daß auf der Chromnickelstahlwelle relativ viel höhere Werte zu erzielen sind als auf Grauguß, und daß der Schnellstahl trotz seiner oberhalb 600° geringeren Rotwärmhärte (Abb. 1) den Schneidmetalllegierungen 178 und 180 auf Grauguß überlegen ist.

Versuche mit einer Reihe von Schneidmetalllegierungen ließen vermuten, daß die Schnittleistungen von der Höhe des Kohlenstoffgehaltes abhängig sind. Zur Nachprüfung wurde eine Reihe von Legierungen mit steigendem Kohlenstoffgehalt erschmolzen, deren Zusammensetzung aus Zahlentafel 2 zu ersehen ist.

Die mit diesen Schmelzungen erzielten Schnittleistungsergebnisse sind in Zahlentafel 3 zusammengestellt.

Zahlentafel 2. Schneidmetalllegierungen mit steigendem Kohlenstoffgehalt.

Nr.	C	Mn	Si	Cr	W	Co	Fe
A 36	0,3	0,09	0,43	32,74	13,31	47,04	4,99
A 39	0,95	0,11	0,20	34,72	14,01	46,63	2,16
A 37	1,3	0,11	0,29	33,74	14,03	47,15	2,0
A 27/II	2,95	0,14	0,32	32,76	15,21	45,68	1,58

Zahlentafel 3. Schnittleistungen ermittelt mit steigendem Kohlenstoffgehalt der Legierungen.

Bez.	Querschnitt mm ²	Welle kg/mm ²	Spanntiefe mm	Vorschub mm	Schnittgeschw. m/min	Schnittdauer min
A 36	12	80	3	1,4	26	2
A 39	12	80	3	1,4	26	11
A 37	12	80	3	1,4	26	21
A 27/II	12	78	3	1,4	26	19,5

Aus diesen Zahlenangaben ist mit aller Deutlichkeit der große Einfluß des Kohlenstoffgehaltes bei Legierungen der obgenannten Zusammensetzung auf die Schnittleistung zu ersehen. Die Schnitthaltigkeit wächst bis zu einem Kohlenstoffgehalt von 1,3 % stetig, bei weiterer Steigerung nicht mehr, was die Vermutung zuläßt, daß für eine gegebene Legierung mit Erreichung eines kritischen Kohlenstoffgehaltes eine Steigerung der Schnittleistung nicht mehr zu erzielen ist.

Der Einfluß des Kohlenstoffgehaltes auf die Rotwärmhärte äußert sich im allgemeinen im gleichen Sinne (Abb. 4). Mit steigendem Kohlenstoffgehalt wächst auch die Härte der Legierung. Hier ist statt A 27/II die eingangs erwähnte Legierung Nr. 174 zum Vergleich herangezogen worden.

In Ergänzung der Leistungs- und Härteprüfung werden im folgenden einige Ergebnisse einer thermischen und Gefügeuntersuchung mitgeteilt.

Zahlentafel 1. Chemische Zusammensetzung der untersuchten Legierungen.

Bez.	C	Mn	Si	Cr	W	Co	Mo	V	Fe
174	4,05	0,34	0,13	30,4	15,5	43,26	1,92	—	4,60
175	3,05	0,25	0,21	30,2	11,15	43,32	2,12	—	9,93
176	3,70	0,35	0,20	29,35	12,34	40,33	Sp.	0,43	13,38
177	3,05	0,30	0,15	28,5	11,55	38,57	2,46	0,43	15,86
178	2,55	0,42	0,26	30,14	10,81	35,36	1,04	—	19,3
180	2,15	0,39	0,12	19,80	6,47	29,84	Sp.	—	41,34
Schnell-drehstahl	0,75	0,35	0,25	4,5	22,32	—	—	1,0	Rest

Zahlentafel 4. Schmelzpunkte.

	1 °C	2 °C	Bemerkungen
A 36	1373	1352	Erstarrungsintervall
A 39	1338	1250	
A 37	1317	1248	Die unterstrichenen Werte deuten ausgeprägte Haltepunkte an
A 27/II	1296	1262	

Nach Zahlentafel 4 sinkt demnach mit steigendem Kohlenstoffgehalt die Temperatur der beginnenden Ausscheidung einer Mischkristallart unbekannter Zusammensetzung, während der Schmelzpunkt des bei diesen Legierungen auftretenden Eutektikums stetig zwischen 1250 und 1260° liegt. Die mittels elektrolytischer Aetzung in 10prozentiger Natronlauge entwickelten Gefügebilder lassen in Legierungen mit weniger als 1,3 % C neben Mischkristallen einen ledeburitartigen Bestandteil erkennen (Abb. 5—8, Tafel 14). Mit Ueberschreitung eines Kohlenstoffgehaltes von 1,3 % erscheint ein neuer nadelartiger Gefügebestandteil, der bei weiterer Steigerung des Kohlenstoffgehaltes breite Tafeln bildet (Abb. 9—12, Tafel 14). Wahrscheinlich handelt es sich hier um ein Chromkarbid, wie andere noch unveröffentlichte Versuche der Verfasser, die auch durch Arbeiten von Mac Quigg⁵⁾ bestätigt wurden, gezeigt haben. Eine eindeutige Erklärung der Gefügebestandteile ist bei der Fülle der mitwirkenden Elemente recht schwierig und systematischer Untersuchung vorbehalten. Die Beobachtung, daß die bei der Bearbeitung von Guß erhaltenen Schnittleistungswerte unter denen bei der Bearbeitung von Stahl erzielten liegen, ist möglicherweise auf die Gegenwart der erwähnten spröden primären Chromkarbide im Stellite zurückzuführen, die eine schnellere Abnutzung (Ausbröckeln) der Meißelscheide bedingen. Eine ähnliche Beobachtung wurde bei vergleichenden Schnittleistungsversuchen auf kohlenstoffarmem Chromnickelstahl und Werkzeugstahlwellen gleicher Festigkeit gemacht. Auch hier waren die Meißel bei Bearbeitung der Werkzeugstahlwellen einem schnelleren Verschleiß unterworfen.

Die in Zahlentafel 3 angeführte Schmelze A 27/II wurde gleichzeitig auf ihre Säure- und Korrosionsbeständigkeit geprüft (Zahlentafel 5). Die für diese Versuche verwendeten Proben von 2 × 20 × 75 mm wurden allseitig geschliffen und ihre wirksamen Ober-

⁵⁾ C. E. Mac Quigg: Am. Inst. Min. Met. Eng., August-Versammlung 1923. Vgl. auch St. u. E. 44 (1924), S. 184.

flächen genau bestimmt. Die Versuche haben ergeben, daß diese Schneidmetalllegierung während der ganzen Versuchsdauer von 176 st ihr blankes Aussehen nicht geändert hat. Der Gewichtsverlust ist fast bei allen Proben praktisch gleich Null. Auffallend ist nur die relativ bedeutendere Angreifbarkeit in 10prozentiger Salpetersäure. Ein Vergleich mit der Korrosion von Flußeisen zeigt die wesentliche Ueberlegenheit der Schneidmetalllegierung.

Zahlentafel 5. Korrosionsversuche.

Nr.	Reagens	Versuchsdauer 176 st, Gewichtsabnahme in mg/cm ² von	
		A 27/II	Flußeisen
1	10 % HCl	0,7	127
2	10 % H ₂ SO ₄	0,86	394
3	10 % HNO ₃	1,59	780
4	10 % Königsw.	0,49	680
5	10% Oxalsäure	0,69	} nicht ge- prüft
6	10 % Gerbsäure	0,87	
7	10 % KOH	0,92	} 3,77
8	Seewasser	0,72	
9	Lsg. v. 4 g Cu SO ₄ · 5 H ₂ O 90 g H ₂ O 18 g H ₂ SO ₄	0,24	548
10	Wasser.	0,02	5,7

Die Prüfung auf Hitzebeständigkeit bei 1000° ergab nach 24 st 4%, nach 48 st 9,2% Gewichtsabnahme. Die Proben waren jedesmal stark verzundert. Der Gewichtsverlust wurde nach Entfernung der Zunderschicht bestimmt. Die Hitzebeständigkeit kann demnach als nicht sehr bedeutend bezeichnet werden.

Die hervorragenden Schnittleistungen der oben betrachteten eisenfreien Schneidmetalllegierung sprechen für ihre erfolgreiche Verwendung zur Bearbeitung

von weichem und mittelhartem Werkstoff bei höchster Schnittgeschwindigkeit. Die Arbeiten zur Vervollkommnung der Schneidmetalllegierungen sind durchaus noch nicht abgeschlossen, die Möglichkeiten neuer Verwendungen noch lange nicht erschöpft. Gewisse Eigenschaften, die allen nur im gegossenen Zustande verwendeten Legierungen anhaften, sowie der hohe Preis der Hartmetalllegierungen werden jedoch ihre allgemeine Verwendung beeinträchtigen. Stellt und ähnliche Schneidmetalllegierungen sollten daher nicht als ein Ersatz, sondern eher als eine wertvolle Ergänzung unserer Schnellarbeitsstähle angesehen werden, deren vorteilhafte Verwendung in solchen Fällen gegeben ist, wo sie geeigneten Werkstoff auf Maschinen höchster Leistungsfähigkeit zu bearbeiten haben.

Zusammenfassung.

Ausgehend von einer bestimmten Kobalt-, Chrom-, Wolfram-(Molybdän-)Legierung wird gezeigt daß

1. mit steigendem Eisengehalt sowohl die Rotwärmhärte als auch die Schnittleistung schlechter wird;
2. die kritische Schnittleistung bei Bearbeitung von Grauguß tiefer liegt als bei Bearbeitung von Chromnickelstahl;
3. für eine günstigste Schnittleistung der verwendeten Ausgangslegierung ein kritischer Kohlenstoffgehalt notwendig ist;
4. sowohl die thermischen Effekte als auch das mikroskopische Gefüge durch den Kohlenstoff wesentlich bestimmt werden;
5. die Hartlegierung im Vergleich zu Flußeisen eine sehr gute Säure- und Korrosionsbeständigkeit besitzt.

Ueber den Einfluß der allgemein als schädlich angesehenen Beimengungen auf die Härtung des Werkzeugstahls.

Von Dr.-Ing. E. Maurer und Dr.-Ing. W. Haufe in Essen¹⁾.

(Hierzu Tafel 15. und 16.)

(Zusammensetzung der untersuchten Stähle. Vielhärtungsmethode. Ihre Ergebnisse. Volumänderung. Vergleich zwischen Vielhärtung und Volumänderung. Bruchgefüge. Zusammenstellung der Hauptergebnisse.)

Im Gegensatz zu den Baustählen sind die Werkzeugstähle im Schrifttum — außer den Schnelldrehstählen — nur verhältnismäßig spärlich vertreten. Während bei ersteren auch der Einfluß der als schädlich angesehenen Fremdkörper noch hinreichend behandelt wurde, ist bei den Werkzeugstählen hierüber Nennenswertes nicht zu finden, obwohl die Frage, inwieweit die Fremdkörper auf das Verhalten beim Abschrecken einwirken, doch von erheblicher Wichtigkeit ist.

Vorliegende Arbeit verfolgt den Zweck, hierzu einen Beitrag zu liefern und das Verhalten von Arsen, Kupfer, Phosphor, Schwefel und Zinn in einem Werkzeugstahl mit 1,2% Kohlenstoff gegenüber einem normalen Stahl mit dem gleichen Kohlenstoffgehalt zu untersuchen.

Die chemische Zusammensetzung der zu den Versuchen benutzten Stähle ist in Zahlentafel 1

wiedergegeben. Der Kohlenstoffgehalt, der 1,2% betragen sollte, schwankt von 1,05 bis 1,38%. Den niedrigsten Kohlenstoffgehalt von 1,05% hat der Arsenstahl A S 2. Um diesen Stahl nicht nochmals erschmelzen zu müssen, wurde auch ein Kohlenstoffstahl T 2 mit einem Kohlenstoffgehalt von 0,97% als Vergleichsstahl mit herangezogen. Dies ermöglichte nebenbei die Beantwortung der Frage, ob ein Kohlenstoffstahl mit eutektoidem Gehalt wirklich leichter zu Härterissen neigt als übereutektoider Kohlenstoffstahl.

Das Mittel der Siliziumgehalte der benutzten Stähle betrug 0,28%. Nur bei dem Kupferstahl C U 1 stieg er auf 0,40%. Das Mittel der Manganhalte betrug 0,35%. Durch das spätere Verhalten der beiden Schwefelstähle war es nötig, auch den Einfluß des Siliziums und des Mangans zu untersuchen, so daß nachträglich noch die Arbeit auf verschiedene Kohlenstoffstähle mit geringem Silizium- und geringem Manganengehalt ausgedehnt wurde.

¹⁾ Auszug aus einer Dissertation der Bergakademie Freiberg (Sachsen).

Zahlentafel 1. Zusammensetzung der Versuchsstähle.

Nr.	Bezeichnung	C %	Si %	Mn %	P %	S %	Cu %	As %	Sn %
1	T 1	1,20	0,22	0,38	0,019	0,015	0,11	0,020	0,026
2	T	1,35	0,28	0,32	0,022	0,029	n. b.	n. b.	n. b.
3	T 2	0,97	0,22	0,35	0,014	0,015	0,07	0,016	0,019
4	N	1,34	0,05	0,36	0,034	0,025	n. b.	n. b.	n. b.
5	M N	1,18	0,06	0,22	0,010	0,024	0,10	0,016	0,014
6	P M	0,95	0,30	0,08	0,010	0,011	0,02	0,016	0,020
7	A S 1	1,22	0,29	0,32	0,018	0,020	0,12	0,084	0,026
8	A S 2	1,05	0,27	0,30	0,020	0,023	0,10	0,350	0,022
9	C U 1	1,20	0,40	0,32	0,018	0,017	0,52	0,019	0,018
10	C U 2	1,14	0,33	0,32	0,018	0,015	1,10	0,007	0,023
11	P H 1	1,22	0,23	0,38	0,072	0,017	0,10	0,011	0,020
12	P H 2	1,20	0,24	0,43	0,260	0,018	0,14	0,010	0,021
13	S 1	1,28	0,25	0,37	0,011	0,105	0,10	0,020	0,025
14	S 2	1,38	0,24	0,35	0,013	0,262	0,10	0,016	0,025
15	S N 1	1,21	0,24	0,35	0,013	0,025	0,10	0,021	0,100
16	S N 2	1,10	0,38	0,32	0,017	0,017	0,11	0,017	0,380
17	A C S	1,33	0,25	0,41	0,068	0,054	0,09	0,110	0,140

Die Fremdkörper wurden dem Normalstahl T 1 in zwei Gehalten zugesetzt, und zwar wurden die Minimalgehalte an die oberste praktisch vorkommende Grenze gelegt, während die Maximalgehalte eine erhebliche Steigerung jener darstellen, um hierdurch den spezifischen Einfluß der als schädlich angesehenen Elemente besser zum Ausdruck zu bringen.

Die Empfindlichkeit der Stähle bei der Härtung läßt sich nach einer von E. Maurer bereits 1918 ausgearbeiteten „Vielhärtungsmethode“ zahlenmäßig erfassen und vergleichen. Es werden hierbei Versuchsproben mit gleichen Abmessungen unter denselben Bedingungen so lange gehärtet, bis sich die ersten Härterisse zeigen. Die leicht herstellbare Würfel-form bewährte sich jedoch bei jenen Versuchen nicht, da nur höchst ungleichmäßige Ergebnisse erzielt wurden. Es wurden zuletzt prismatische Proben von $200 \times 20 \times 20$ mm genommen, wie sie auch in vorliegender Arbeit Anwendung fanden.

Die bis zum Polieren vorgeschliffenen Proben wurden aus geglühten 22-mm-□-Schmiedestangen herausgearbeitet, wobei die schwach entkohlte Rand-schicht der Längsseiten zum Fortfall kam. Die Stähle selbst wurden im Graphittiegel als etwa 45-kg-Güsse erschmolzen, bis auf die beiden silizium-armen Stähle N und M N, welche in ausgefütterten Tiegeln hergestellt wurden. Von dem Gußdurchmesser von etwa 150 mm wurden sie dann in zwei Hitzen zu Stäben von 22 mm □ ausgeschmiedet. Alle Stähle ließen sich einwandfrei schmieden. Nach dem Schmieden wurden die Stangen in Gußeisen-späne verpackt und im Betrieb wie Werkzeugstahl geglüht.

Zahlreiche Schliffuntersuchungen wurden im nicht geätzten und geätzten Zustande ausgeführt. Der Schlackengehalt erwies sich hierbei als gering, mit Ausnahme der beiden Schwefelstähle, von denen insbesondere der Stahl S 2 mit 0,262 % Schwefel ganze Zeilen aus graublauen Sulfiden zeigte. Bei der Makrobeizung mit dem Oberhoffer-Rosenhainschen Reagens unterschied sich der Phosphorstahl P H 1 mit 0,072 % Phosphor kaum von den andern; der Phosphorstahl P H 2 mit 0,26 % hingegen ließ äußerst starke Primärzeilen erkennen. Das Fein-

gefüge keines Stahls zeigte besondere Merkmale; nur der Arsenstahl A S 2 mit 0,35 % Arsen hatte ausgesprochene Sekundärzeilen in der Stärke wie etwa der Phosphorstahl P H 2.

Um die geeignetste untere Härtungstemperatur zu finden, bei der alle Stähle schon sicher härte-ten, wurden mit dem Doppelgalvanometer von Siemens & Halske Haltepunktsbestimmungen ausgeführt. Es zeigte sich hierbei, daß der Perlitpunkt

durch die gewählten Zusätze nur wenig verschoben wird, so daß als untere Härtungstemperatur 780° gewählt und bis 1030° in Intervallen von je 50° abgeschreckt wurde. Bei den einzelnen Temperaturen wurden die Proben so oft in Salzwasser, welches eine Kühlschlange auf etwa 20° hielt, senkrecht abgelöscht, bis sich die ersten Härterisse zeigten. Als Abschreckflüssigkeit war Salzwasser gewählt worden, um die Dampfbildung möglichst zu unterdrücken und so eine gleichmäßige Härte zu erzielen. Bis 930° wurde aus einem gasgeheizten Salzbad abgeschreckt, bei höheren Temperaturen aus einem elektrisch geheizten.

Neben der Anzahl der Härtungen bis zum ersten Härteriß wurde nach dem ersten Ablöschen das spezifische Volumen bestimmt. Um weiter den Einfluß überzeiteter Härtung kennen zu lernen, wurden von jedem Stahl gleichfalls je zwei Proben auf 780 und 830° erhitzt und dann jeweilig nach zwei- bzw. vierstündigem Halten bei den beiden Temperaturen bis zum Auftreten des ersten Härterisses abgeschreckt. Auch hierbei wurde nach der ersten Härtung das spezifische Volumen bestimmt.

V Versuchsergebnisse.

A. Vielhärtungszahl bei normaler Erhitzungsdauer.

In Abb. 1 bis 6 sind die Anzahl der Härtungen, welche die Stähle bis zum Auftreten der ersten Härterisse aushielten, in Abhängigkeit von der Härtetemperatur dargestellt. Die in den Schaubildern aufgetragenen Vielhärtungszahlen stellen die Mittelwerte aus je zwei Versuchsreihen dar — bei den beiden Normalstählen T 1 und T 2 sogar aus je vier —, wobei für jede Temperatur die Proben so ausgewählt worden waren, daß Stücke aus ganz verschiedenen Stangenteilen zur Verwendung gelangten.

Auf dem ersten Schaubild (Abb. 1) sind die Ergebnisse der verschiedenen Kohlenstoffstähle wiedergegeben. Von besonderem Belang hierbei ist es, daß der Kurvenzug des übereutektoiden Normalstahls T 1 mit dem des früher (1918) von Maurer aufgenommenen übereutektoiden Stahls T praktisch zusammenfällt, wodurch sich die Reproduzierbarkeit der Ergebnisse der angewandten Methode ergibt. Aus dem

Schaubild ersieht man weiter, daß der Kurvenzug des Normalstahls T 2 mit eutektoidem Kohlenstoffgehalt ganz erheblich unter dem der Stähle T 1 und T verläuft. Es zeigt der eutektoiden Stahl z. B. bei 780° nur 18 Härtingen gegenüber 36 der über-

Auf demselben Schaubild fallen nun noch die beiden siliziumarmen Stähle N und MN auf, da sie den Kurvenzug des Normalstahls T 1 schneiden und dann eigenartigerweise wieder ansteigen. Hierbei ist weiter zu bemerken, daß der Stahl MN, der

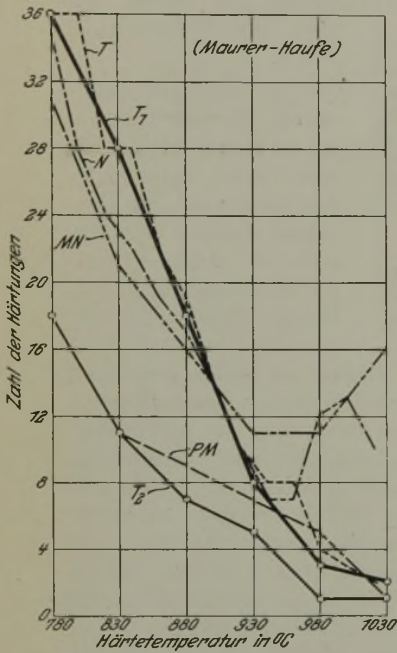


Abbildung 1. Einfluß des Kohlenstoffs, des Siliziums und des Mangans auf die Vielhärtungszahl.

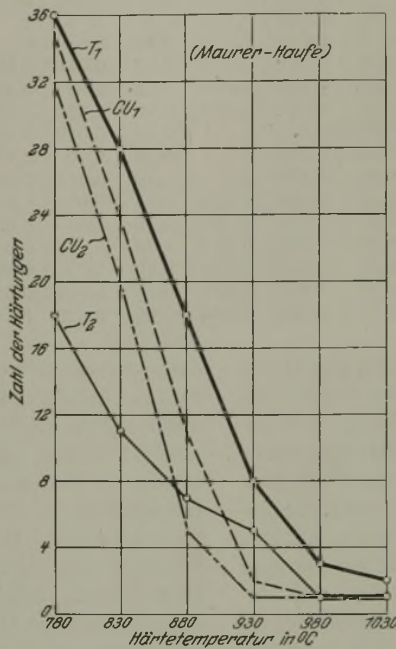


Abbildung 3. Einfluß des Kupfers auf die Vielhärtungszahl.

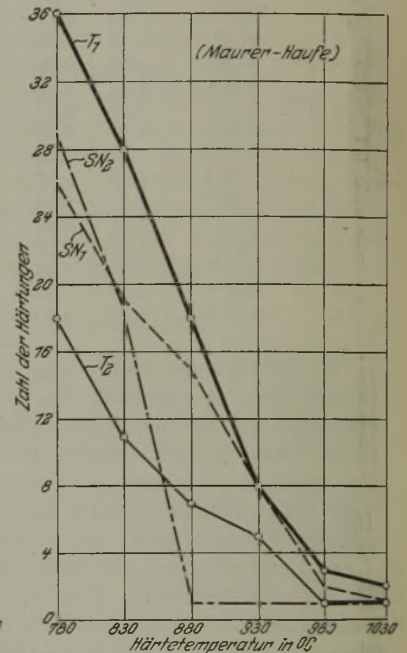


Abbildung 5. Einfluß des Zinns auf die Vielhärtungszahl.

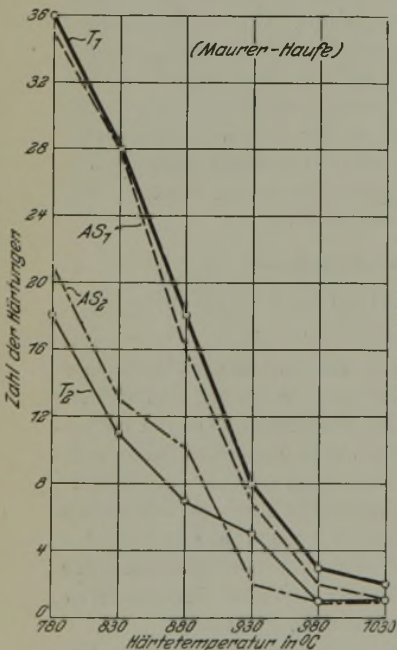


Abbildung 2. Einfluß des Arsens auf die Vielhärtungszahl.

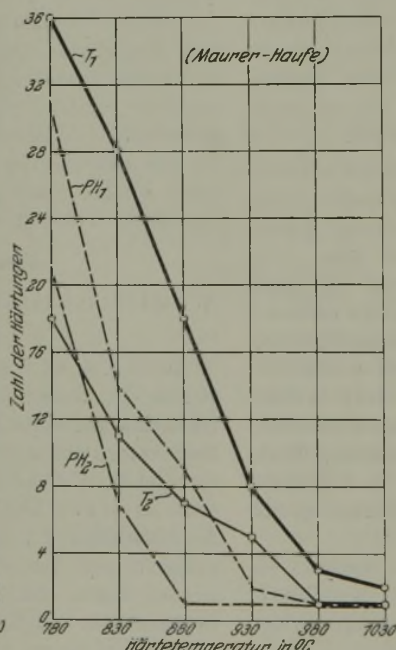


Abbildung 4. Einfluß des Phosphors auf die Vielhärtungszahl.

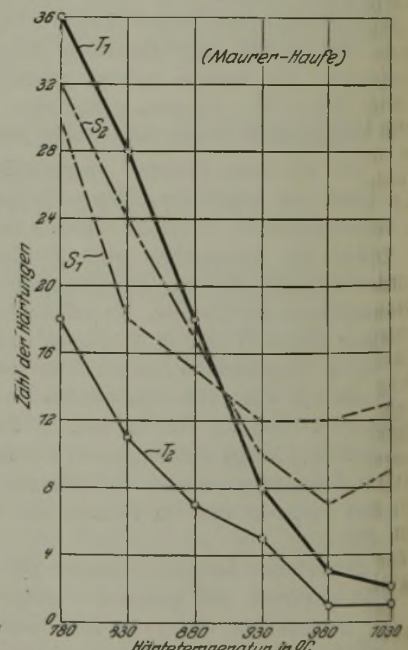


Abbildung 6. Einfluß des Schwefels auf die Vielhärtungszahl.

eutektoiden Stähle. Bei 830 und 880° stellt sich das Verhältnis noch ungünstiger, so daß sich die öfters geäußerte Auffassung bestätigt, daß der eutektoiden Stahl die größere Neigung zur Härtebildung hat.

gegenüber dem Stahl N einen niedrigeren Mangan-gehalt besitzt, den Normalstahl T 1 bei einer niedrigeren Härtungstemperatur schneidet als der Stahl N, und daß auch der Kurventeil des Stahls MN von diesem Schnittpunkte ab höher liegt als der ent-

blick nach dem Satz „Je größer die Volumänderung beim Abschrecken, desto größer die Neigung zur Härterißbildung“ erklären. Bei einem genaueren Durcharbeiten findet sich jedoch, daß dieser Satz nicht im vollen Ausmaße anwendbar ist; besonders im normalen Härtingsintervall wird die Neigung zur Härterißbildung nicht in erster Linie durch die beim Abschrecken eingetretene Volumänderung, sondern durch die spezielle Wirkung des Zusatzkörpers selbst bedingt. Abb. 8 bis 10 geben die Volumänderungen nach dem ersten Abschrecken wieder in Prozenten des anfänglichen Volums und in Abhängigkeit von der Abschrecktemperatur. Es zeigt hiervon Abb. 8 die beiden Normalstähle T1 und T2, die beiden Arsen- und die beiden Phosphorstähle. In Uebereinstimmung mit früheren Ergebnissen liegt die

In dem weiteren Schaubild (Abb. 9) sind neben den beiden Normalstählen der silizium- und manganarme Stahl MN, die beiden Schwefel- und die beiden Kupferstähle wiedergegeben. In Uebereinstimmung mit dem allgemeinen Satz liegen die Kurven der beiden Schwefelstähle und des Stahls MN unterhalb der des Normalstahls T1 und die Kurve des Stahls S2 wieder unterhalb der des Stahls S1. Aus den Kurven der beiden Kupferstähle ist zu ersehen, daß die über 880° abgeschreckten Proben durchhärteten, wodurch die Anzahl der Härtings auf 2 bzw. 1 herabgedrückt wurde. Auch die Kupferstähle zeigen die mehrmals erwähnte Ausnahme, daß die Lage der Volumänderungskurve mit der Vielhärtungskurve nicht übereinstimmt. Nach der Lage jener Kurven müßten sich diese Stähle bei der Vielhärtung etwa verhalten wie der Stahl PH2. Da dies jedoch nicht der Fall ist, sondern bei der erheblichen Volumzunahme die Vielhärtungszahl im

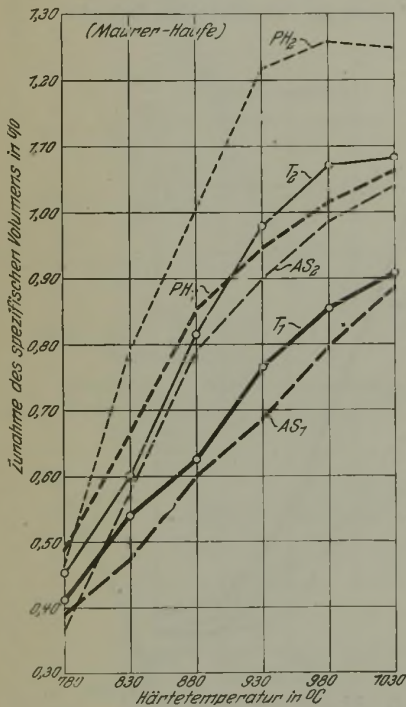


Abbildung 8. Einfluß von Kohlenstoff, Arsen und Phosphor auf die Zunahme des spezifischen Volumens beim Abschrecken.

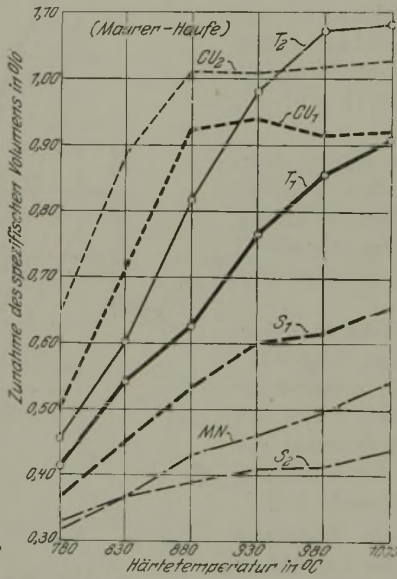


Abbildung 9. Einfluß von Kohlenstoff, Kupfer und Schwefel auf die Zunahme des spezifischen Volumens beim Abschrecken.

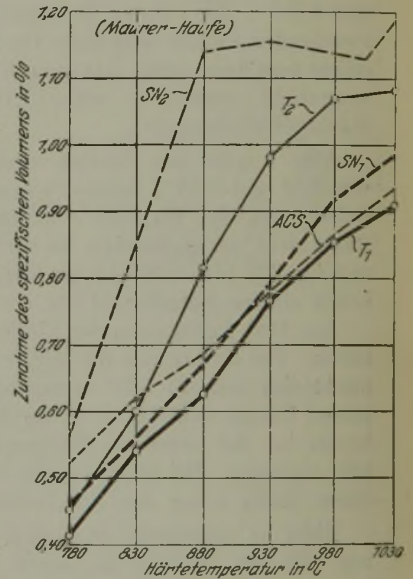


Abbildung 10. Einfluß von Kohlenstoff, Zinn und der Gesamtzusätze auf die Zunahme des spezifischen Volumens beim Abschrecken.

Kurve der Volumzunahmen des eutektoiden Normalstahls oberhalb der des übereutektoiden. Die bei 780 bis 830° bestehende geringe Verschiedenheit in den Volumzunahmen beider Stähle kann aber, wie bereits oben gesagt, den erheblichen Unterschied in den Vielhärtungszahlen nicht erklären, so daß die Annahme eines besonders günstigen Einflusses des freien Zementits gemacht werden muß. Umgekehrt ergibt sich nun hieraus, daß ein Stahl mit der Volumänderungskurve des Normalstahls T2, jedoch mit ausgeschiedenem Zementit, nicht auch die Vielhärtungskurve des eutektoiden Normalstahls haben muß, sondern es kann seine Vielhärtungskurve höher verlaufen. Dies ist der Fall bei dem Stahl PH1, während der Stahl PH2 sowie die beiden Arsenstähle in ihrem Verhalten dem allgemeinen Satz der Volumzunahmen beim Härten entsprechen.

normalen Härtingsintervall gegenüber dem übereutektoiden Normalstahl nur unerheblich verringert wird, so kann man in Zukunft einen im Werkzeugstahl vorhandenen Kupfergehalt nicht mehr vom Gesichtspunkt eines schädlichen Bestandteils betrachten, sondern muß denselben vom Standpunkte eines Legierungszusatzes ansehen.

Das weitere Schaubild (Abb. 10) zeigt die beiden Zinnstähle sowie den Stahl ACS mit den Gesamtzusätzen. Der Stahl SN1 entspricht dem allgemeinen Satz und der Stahl SN2 von 830° ab. Der Kurvenverlauf des Stahls ACS hingegen ist nicht verständlich.

Eine Gesamtzusammenstellung der bei den Versuchen erhaltenen Ergebnisse zeigt Abb. 11. Auf der X-Achse sind die untersuchten Stähle eingetragen, und auf der Y-Achse die Anzahl der Här-

Zahlentafel 2. Bruchaussehen nach der Vielhärtung.

Nr.	Bezeichnung	Abschrecktemperaturen						780 °	
		780 °	830 °	880 °	930 °	980 °	1030 °	2 st	4 st
1	T 1	gut	gut	mittel	schlecht	schlecht	schlecht	mittel	schlecht
3	T 2	„	mittel	schlecht	„	„	„	schlecht	„
5	M N	„	gut	gut	mittel	„	„	gut	gut
6	P M	„	„	mittel	schlecht	„	„	—	—
7	A S 1	„	„	„	„	„	„	mittel	schlecht
8	A S 2	„	mittel	schlecht	„	„	„	„	„
9	C U 1	„	gut	„	„	„	„	„	„
10	C U 2	„	„	„	„	„	„	„	„
11	P H 1	„	„	„	„	„	„	„	„
12	P H 2	mittel	schlecht	„	„	„	„	schlecht	„
13	S 1	gut	gut	gut	mittel	„	„	gut	mittel
14	S 2	„	„	„	gut	„	„	„	„
15	S N 1	„	„	mittel	schlecht	„	„	mittel	schlecht
16	S N 2	„	„	schlecht	„	„	„	schlecht	„
17	A C S	„	„	mittel	„	„	„	mittel	„

tungen sowie die der Abschrecktemperatur jeweilig entsprechende Volumänderung. Erstere im positiven, letztere im negativen Sinne, um ähnlichen Verlauf der Kurven zu erhalten. Werden zuerst die Temperaturen oberhalb des normalen Härtungsintervalls, also oberhalb 830°, betrachtet, so ergibt die erste Reihe qualitativ gleichen Verlauf zwischen den beiden Kurven. Die zweite Reihe gibt bei 930 bis 1030° in der Vielhärtungszahl eine Aus-

nahme für den Stahl S 2, was bereits oben durch vorhandene stärkere Mangansulfideinschlüsse erklärt wurde. Die dritte Reihe zeigt oberhalb 830°, wie im normalen Härtungsintervall, qualitativ gleichen Verlauf der beiden Kurven. Bei diesen Temperaturen zeigen auch die Kurven der zweiten Reihe ähnlichen Verlauf. Eine Ausnahme macht der Stahl S N 2, wo-

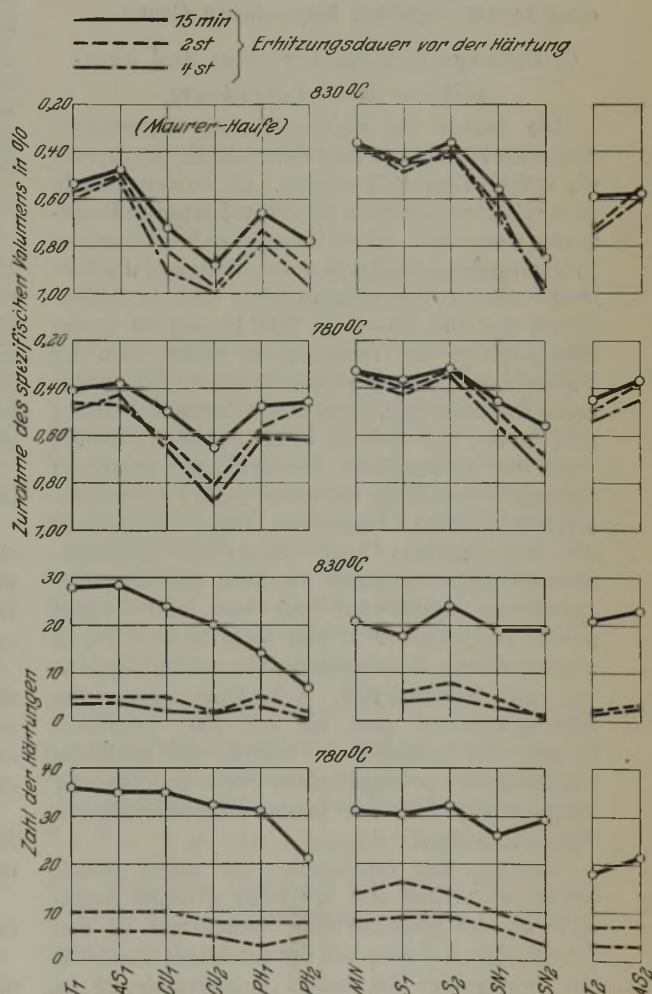
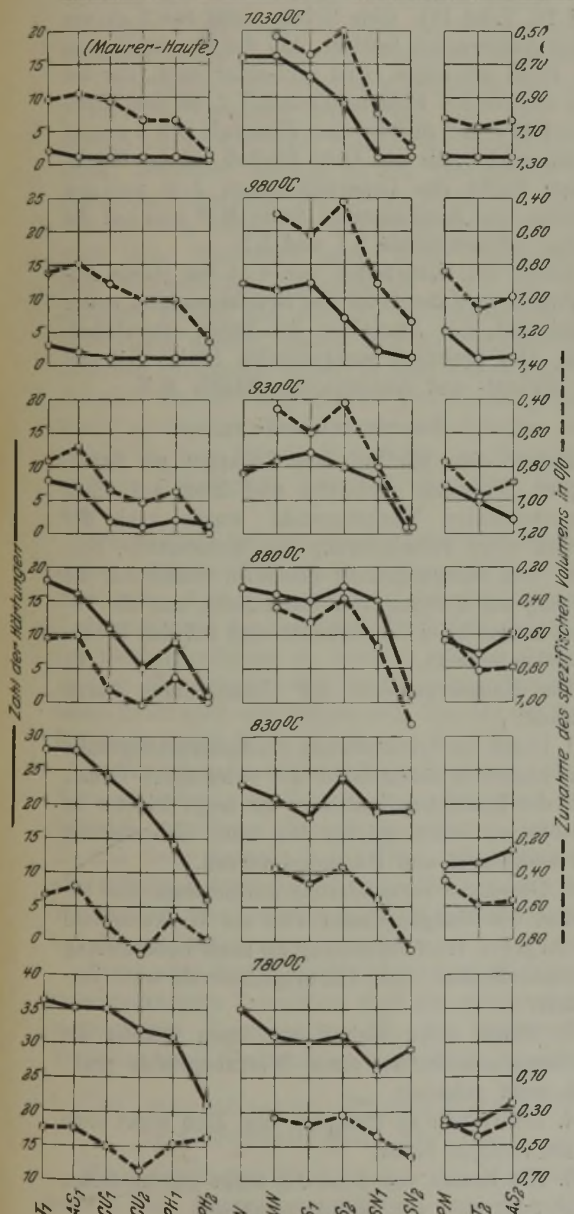


Abbildung 11. Gesamtergebnis der Härtungen in bezug auf Vielhärtungszahl und Volumzunahme bei normaler Erhitzungsdauer (15 min).

Abbildung 12. Abhängigkeit der Vielhärtungszahl und der Volumzunahme beim Abschrecken von der Ueberzeitung.

für ein Grund auch oben schon nicht angegeben werden konnte. Im normalen Härtungsintervall fallen von der ersten Reihe die beiden Kupferstähle heraus, sie müßten bei der Größe ihrer Volumänderung eine erheblich geringere Vielhärtungszahl ergeben. Auch hierauf wurde bereits oben hingewiesen.

b) Bei überzeiteter Erhitzungsdauer.

Die Ergebnisse der Ueberzeitungen im Vergleich mit den normalen Härtungen sind in Abb. 12 zusammengetragen. Die Darstellung ist ähnlich wie in Abb. 11. Aus derselben ist ersichtlich, daß die Ueberzeitungen eine geringe Vergrößerung der Volumzunahmen bei Abschrecken bewirken, jedoch lange nicht in dem Maße, wie sie auf die Vielhärtungszahl erniedrigend einwirken. So sinkt z. B. bei dem Normalstahl T 1 die Vielhärtungszahl nach einem jeweiligen Ueberzeiten von 2 bzw. 4 st bei 780° von 36 auf 10 bzw. 6 Härtungen und bei 830° von 28 auf 5 bzw. 4. Der silizium- und manganarme Stahl M N verhält sich auch hierbei wieder etwas günstiger. Seine Vielhärtungszahl fällt bei 780° von 31 nur auf 14 bzw. 8 Härtungen; ähnlich günstig verhalten sich die beiden schwefelhaltigen Stähle aus dem oben bereits eingehend besprochenen Grund.

C. Bruchgefüge bei normaler und überzeiteter Erhitzungsdauer.

Die beiden im vorhergehenden angewandten Methoden können nur im Verein mit der Bruchprobe ein vollständiges Bild ergeben. Es wurden deshalb nach erfolgtem Auftreten der ersten Härterisse Bruchproben ausgeführt. Es sei bemerkt, daß bei normaler Erhitzungsdauer der Bruch durch die Anzahl der Härtungen nicht größer, sondern feiner wird. In Zahlentafel 2 und Abb. 13—16 (s. Tafel 15 und 16) ist das Bruchaussehen der verschiedenen Stähle nach der Vielhärtung bei normaler und überzeiteter Erhitzungsdauer wiedergegeben. Aus dieser Zusammenstellung geht hervor, daß auch in bezug auf die Größe des durch ein einwandfreies Bruchaussehen gegebenen Härtungsintervalls der eutektoide Stahl T 2 dem übereutektoiden Stahl T 1 nachsteht. Durch Verringerung des Mangangehalts kann sowohl das Härtungsintervall des eutektoiden als auch das des übereutektoiden Stahls auf 830 bzw. 880° erhöht werden (vgl. Stahl P M und Stahl M N). Durch weitestgehende Verringerung des Mangangehalts wie im Schwefelstahl S 2 kann sogar das Härtungsintervall noch bis auf 930° vergrößert werden. Zu bemerken ist hierbei, daß auch das Feingefüge der so abgelöschten Probe bei 500facher Vergrößerung noch aus einem sehr feinnadeligen Martensit bestand.

Was nun das Bruchgefüge der andern Stähle betrifft, so verhält sich der höher gekohlte Arsenstahl wie der übereutektoide Normalstahl T 1 und der niedriger gekohlte wie der eutektoide Stahl T 2. Das Bruchgefüge der beiden Kupferstähle ist im normalen Härtungsintervall einwandfrei, und es gleich, insbesondere das Bruchaussehen des höher kupferhaltigen Stahls, dem eines legierten Werkzeug-

stahls. Bei der Abschrecktemperatur von 880° jedoch ist das Bruchgefüge beider Stähle schlecht. Ähnlich wie die beiden Kupferstähle verhält sich auch der Phosphorstahl P H 1, während der Phosphorstahl P H 2 bereits bei 780° ein nicht ganz einwandfreies Bruchgefüge besitzt. Der Zinnstahl S N 1 mit niederem Zinngehalt unterscheidet sich im Bruchaussehen praktisch kaum von dem des Normalstahls T 1; der Zinnstahl S N 2 verhält sich wie der niedrig phosphorhaltige Stahl P H 1. Beide Zinnstähle haben jedoch einen für Zinn kennzeichnenden weißen Bruch, der auch in dem Stahl A C S mit den Gesamtzusätzen wiederkehrt, welcher sich sonst im Bruchgefüge wie der übereutektoide Normalstahl verhält.

In derselben Zahlentafel sind auch die Ergebnisse der Ueberzeitungen bei 780° angeführt (vgl. Abb. 15 und 16, Tafel 16). Eine Ueberzeitung von 2 st vor jedem Abschrecken bewirkt, daß das Bruchgefüge in der Regel um einen Grad schlechter wird, nur bei dem eutektoiden Kohlenstoffstahl T 2, bei dem Phosphorstahl P H 2 und bei dem Zinnstahl S N 2 nimmt es um zwei Grade ab. Ohne Einfluß auf das Bruchgefüge bleibt das Ueberzeiten von 2 st auf den silizium- und manganarmen Stahl M N und auf die beiden Schwefelstähle S 1 und S 2.

Durch ein Ueberzeiten von 4 st vor jedem Abschrecken wird der Grad des Bruchaussehens weiter vermindert, mit Ausnahme des höher schwefelhaltigen, also praktisch manganfreien Stahls S 2 und des silizium- und manganarmen Stahls M N.

Zusammenfassung.

Neben dem Einfluß von Zusätzen an Arsen, Kupfer, Phosphor, Schwefel und Zinn auf einen übereutektoiden Werkzeugstahl wurde auch der Einfluß einer Verminderung des Kohlenstoff-, Silizium- und Mangangehalts desselben Stahls auf die Neigung zur Bildung von Härterissen, auf die Volumzunahme beim Abschrecken und auf das Bruchgefüge untersucht.

Die Hauptergebnisse der Untersuchung waren folgende:

1. Durch die Verminderung des Kohlenstoffgehalts eines übereutektoiden Stahls auf eutektoiden Gehalt wird der Stahl empfindlicher: Er neigt leichter zu Härterissen, leidet stärker bei einer Ueberzeitung und verkleinert sein Härtungsintervall.

2. Durch die Verminderung des Silizium- und besonders des Mangangehalts wird ein Werkzeugstahl sowohl gegen Härterißbildung als auch Ueberzeitung unempfindlicher. Sein Härtungsintervall wird vergrößert.

3. Durch einen Gehalt an Arsen werden die Härtungseigenschaften eines Werkzeugstahls praktisch nicht geändert.

4. Ein Gehalt an Phosphor und Zinn wirkt stets im nachteiligen Sinne.

5. Ein Zusatz von Schwefel wirkt nur mittelbar durch Auftreten von Sulfideinschlüssen.

6. Die übliche Ansicht, daß ein Kupfergehalt in jedem Falle als schädlich zu gelten hat, kann nicht aufrechterhalten werden.

Magnetische Prüfmethode, insbesondere von Dauermagneten.

Von Professor Dr. J. Würschmidt in Essen.

(Die magnetischen Eigenschaften eines ferromagnetischen Körpers. Der Einfluß der Gestalt der untersuchten Probe auf die Prüfungsergebnisse. Die magnetischen Prüfmethode im allgemeinen. Die Prüfung von Dauermagneten, Bestimmung der Koerzitivkraft am Hartmann- und Braunschen Apparat, die Eichung des Apparates nach absoluten Werten, die Aufnahme der Magnetisierungskurve, die anzubringende Scherung. Vorzüge des Verfahrens.)

Das den Versuchsanstalten unserer größeren Werke der Stahlindustrie obliegende Arbeitsgebiet hat sich im Laufe der geschichtlichen Entwicklung in früher ungeahntem Maße erweitert. Auch wenn wir von der Entwicklung absehen, die einerseits die Methoden zur Untersuchung der Festigkeitseigenschaften, andererseits die Untersuchung der Metalle auf mikroskopischem Wege, die Metallographie in engerem Sinne, genommen haben, so machten die neuzeitlichen Bedürfnisse immer eingehendere Untersuchungen auch der übrigen physikalischen Eigenschaften der Werkstoffe notwendig.

Unter diesen steht nicht an letzter Stelle das magnetische Verhalten der Körper, und zwar tritt naturgemäß gerade in der Stahlindustrie diese Eigenschaft besonders deshalb in den Vordergrund des praktischen Interesses, weil die die Werkstoffe weiterverarbeitende Technik in sehr vielen Fällen die Auswahl ihrer Werkstoffe unter dem Gesichtspunkt ihrer magnetischen Eigenschaften trifft. An diese letzteren werden nun aber die verschiedensten Anforderungen gestellt, denen sich die Prüfmethode natürlich anzupassen haben; in allen Fällen liegt die Aufgabe vor, die magnetische Untersuchung nach einem geringsten Zeitaufwand erfordernden und gleichzeitig eine für die Bedürfnisse der Praxis genügende Genauigkeit liefernden Verfahren festzustellen.

Diese beiden Anforderungen an das Prüfverfahren stehen naturgemäß in einem gewissen Widerspruch zueinander, da im allgemeinen bei den physikalischen Untersuchungen der Zeitaufwand mit dem gewünschten Genauigkeitsgrad zu wachsen pflegt. Deshalb muß es die Aufgabe der physikalischen Versuchslaboratorien oder -abteilungen sein, hier den richtigen Mittelweg ausfindig zu machen.

In der folgenden Darstellung soll erstens auf die Schwierigkeiten und die manchen noch ganz oder teilweise ungelösten Fragen hingewiesen werden, die sich dieser Aufgabe in den Weg stellen, zweitens aber soll durch sie die Anregung zu einer gemeinsamen Weiterarbeit der verschiedenen Werkslaboratorien auf diesem Gebiete gegeben werden.

Zuvor aber dürfte es wünschenswert erscheinen, einen gedrängten Ueberblick über die verschiedenen magnetischen Eigenschaften, die das magnetische Verhalten eines Werkstoffes kennzeichnen, zu geben.

1. Die magnetischen Eigenschaften eines ferromagnetischen Körpers.

Ein magnetisches Feld können wir, ohne einen bereits von Natur magnetischen oder künstlich magnetisierten Körper zu nehmen, uns dadurch erzeugen, daß wir durch einen zu einer Spule aufgewickelten Draht einen elektrischen Strom

gewisser Stärke (i Ampere) schicken. Eine solche Spule liefert, wenn ihre Länge groß gegen ihren Durchmesser ist, in ihrem mittleren Teile ein nahezu vollständig gleichmäßiges magnetisches Feld, dessen Stärke durch

$$\mathfrak{H} = 0,4 \pi n \cdot i \text{ [Gauss]}$$

gegeben ist (n = Windungszahl je cm); man pflegt auch zu sagen, in der Spule verlaufen \mathfrak{H} Kraftlinien je cm^2 .

Bringt man nun in ein derartiges Feld einen ferromagnetischen Körper, d. h. Eisen, Nickel, Kobalt oder eine Legierung dieser Elemente, die aber auch Zusätze anderer Elemente enthalten kann¹⁾, so wird je nach der Gestalt des Körpers, seinem ma-

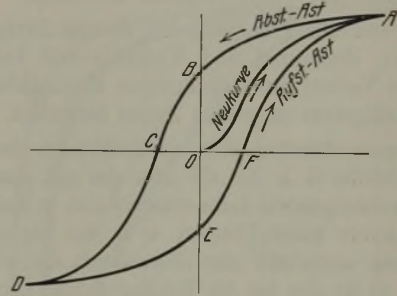


Abbildung 1. Vollständige Magnetisierungskurve.

netischen Verhalten und der Feldstärke die Kraftlinienverteilung derart geändert, daß die Zahl der 1 cm^2 durchsetzenden Kraftlinien innerhalb des Körpers bedeutend erhöht wird, daß also die Kraftlinien hier viel dichter als außen oder als in dem ungestörten Felde verlaufen. Wir bezeichnen die im Körper je cm^2 verlaufenden Kraftlinien als „Induktion“ \mathfrak{B} . Dieselbe ist nur bei gewissen Körperformen, nämlich bei einem geschlossenen Ring oder bei einem Rotationsellipsoid im Innern des Körpers an allen Stellen gleich groß.

Das Verhältnis der Induktion \mathfrak{B} zur Feldstärke \mathfrak{H} nennt man die „Permeabilität“ $\mu = \frac{\mathfrak{B}}{\mathfrak{H}}$. Läßt man die Feldstärke \mathfrak{H} von Null an zunehmen, so ergibt sich die bekannte, in Abb. 1 dargestellte „Magnetisierungskurve“. Man bezeichnet die Größe $\frac{\mathfrak{B} - \mathfrak{H}}{4 \pi} = \mathfrak{J}$ als „Magnetisierung“ und den Grenzwert, dem diese Größe für sehr große Feldstärken zustrebt, als „Sättigungsmagnetisierung“. Dieselbe beträgt z. B. für reines Eisen $\frac{21\,600}{4 \pi}$, für Nickel etwa ein Drittel dieses Wertes.

¹⁾ Auch Legierungen an sich nicht magnetischer Elemente können ferromagnetisches Verhalten zeigen. (Heuslersche Legierungen.)

Die bei abnehmendem Feld für $\mathcal{H} = 0$ zurückbleibende Induktion $OB = \mathfrak{B}_r$ bezeichnet man als „wahre Remanenz“. Für negative Felder erreicht man eine weitere Abnahme der Induktion, und für ein negatives Feld von der Größe $\mathcal{H}_c = 0C$ ist die Induktion Null geworden. Man nennt die Größe \mathcal{H}_c „Koerzitivkraft“.

Die „vollständige Magnetisierungskurve“ des betreffenden Werkstoffes besteht aus der „Neukurve“ (vielfach auch als „jungfräuliche Kurve“ bezeichnet), dem „absteigenden“ und dem „aufsteigenden Ast“; die von dem auf- und absteigenden Ast eingeschlossene Fläche heißt „Hysteresefläche“²⁾. (Vgl. Abb. 1.)

Je nach der Zusammensetzung, Temperatur und Wärmebehandlung des Körpers zeigen diese Magnetisierungskurven große Verschiedenheiten voneinander; besonders gilt dies von der Koerzitivkraft, die sich von Werten weniger Zehntel Gauss bis zu etwa 240 Gauss (bei gewissen Kobaltdauermagneten) ändern kann. Aber auch die Sättigungsmagnetisierung und die Remanenz können alle möglichen Werte innerhalb weiter Grenzen annehmen.

Sind von einem magnetischen Körper Sättigungsintensität, Remanenz und Koerzitivkraft bekannt, so ist der Verlauf der vollständigen Magnetisierungskurve wenigstens in großen Zügen festgelegt.

Die geometrischen Eigentümlichkeiten der Hystereseschleife, d. h. des ab- oder des mit ihm identischen aufsteigenden Astes spiegeln sich in der Form der Neukurve wider; besitzt z. B. der absteigende Ast etwas unterhalb der Remanenz ein scharfes „Knie“, so ist dies bei der Neukurve bald nach dem anfänglichen geradlinigen Teil der Fall; verläuft der absteigende Ast aber mit wenig veränderter Neigung, so verhält sich die Neukurve ebenso. Der Verlauf der Neukurve ist für viele Zwecke der Praxis die am meisten interessierende Eigenschaft; man will wissen, mit welcher Feldstärke man eine gewisse Induktion, z. B. von 10 000, 15 000, 20 000 Gauss, erreichen kann, und kann dies aus dem Verlauf der Neukurve unmittelbar ablesen. Anstatt daß man hier die Induktion in Abhängigkeit der Feldstärke darstellt, kann man auch für jeden Punkt die Permeabilität $\mu = \frac{\mathfrak{B}}{\mathcal{H}}$ berechnen und dann μ als Funktion entweder der Induktion \mathfrak{B} oder der Feldstärke \mathcal{H} darstellen; meist wählt man die Beziehung zur Induktion \mathfrak{B} . Entsprechend dem oben beschriebenen Verlauf der Neukurve steigt die Permeabilitätskurve zuerst an, erreicht dann ein Maximum, um erst langsam, dann rascher, dann wieder langsamer und immer langsamer zu fallen und sich dem Werte Eins für den gesättigten Zustand anzunähern.

Der Wert von μ , der sich aus der Kurve für $\mathfrak{B} = 0$ extrapolieren läßt, und der somit die Permeabilität für eine sehr kleine Feldstärke $\Delta \mathcal{H}$ darstellt, für eine sehr kleine Induktion $\Delta \mathfrak{B}$ entspricht, wird als „Anfangspermeabilität“ (μ_0) bezeichnet. In den letzten Jahren ist von seiten der Technik in

wachsendem Maße das Bedürfnis nach Werkstoffen mit großer Anfangspermeabilität und mit möglichst geradlinigem Verlauf der Neukurve ausgesprochen worden.

Der Höchstwert der Permeabilität (μ_{\max}) ist, falls man nicht die ganze Permeabilitätskurve angeben will, zur Kennzeichnung ihres Verlaufs besonders wichtig. Für ihn hat Gumlich³⁾ eine einfache Regel angegeben, die ihn in Beziehung zur Remanenz \mathfrak{B}_r und Koerzitivkraft \mathcal{H}_c setzt. Es gilt nämlich:

$$\mu_{\max} = \frac{\mathfrak{B}_r}{2 \mathcal{H}_c}$$

in vielen Fällen mit ziemlicher Genauigkeit; man ersieht hieraus, in welchem engem Zusammenhang der Verlauf der Neukurve zu dem der Hystereseschleife stehen muß.

Die Zahlentafel 1 gibt die aus den Magnetisierungskurven abgelesenen, kennzeichnenden Werte für verschiedene Werkstoffe; hierbei ist an Stelle von $4\pi J_{\infty}$ (J_{∞} = Sättigungsmagnetisierung) der Wert von $4\pi J$ für $\mathcal{H} = 100$ bzw. bei dem Kobaltnagnetstahl für $\mathcal{H} = 300$ angegeben.

Zahlentafel 1.

Werkstoff	$4\pi J_{100}$	\mathfrak{B}_r	\mathcal{H}_c	μ_0	μ_{\max}
1. Weicheisen . . .	17 750	11 350	1,35	222	4050
2. 50prozentiger Nickelstahl . . .	14 800	6 500	0,60	1800	5833
3. 5prozentiger Wolframstahl . . .	12 100	11 000	64	27	141
4. Kobaltnagnetstahl mit 20% Co	10 900	8 250	190	15	37

Die Zahlentafel 1 zeigt z. B. den grundlegenden Unterschied der Stoffe 1 und 2 von den Stoffen 3 und 4 in bezug auf die Koerzitivkraft, die bei 4 auf den etwa 300fachen Betrag von 2 angestiegen ist. Gleichzeitig unterscheidet sich 1 von 2 wesentlich in bezug auf die Anfangspermeabilität und auf den Sättigungswert; der letztere Unterschied kommt bereits in dem Werte für $4\pi J_{100}$ zum Ausdruck. Der Nickelstahl besitzt eine bedeutend größere Anfangspermeabilität als das Weicheisen; bis etwa $\mathfrak{B} = 10 000$ bleibt seine Permeabilität, wie man aus den Kurven ersieht, größer als die des Weicheisens, oberhalb $\mathfrak{B} = 10 000$ jedoch steigt seine Induktion weniger stark an als diejenige des letzteren.

Die beiden Stähle 3 und 4 unterscheiden sich voneinander vor allem noch durch die Koerzitivkraft, obwohl ihnen beiden gemeinsam ist, daß man eine ziemlich bedeutende negative Feldstärke braucht, um die vorher erteilte Magnetisierung zum Verschwinden zu bringen.

Wir sehen hieraus, daß für die Güte eines Dauermagnetes seine Koerzitivkraft, d. h. seine „Widerstandsfähigkeit gegen eine Entmagnetisierung“, kennzeichnend ist; gleichzeitig muß aber auch seine jeweilige Magnetisierung selbst möglichst groß sein. Man ist deshalb übereingekommen, als Maß der „Leistungsfähigkeit“ eines Dauermagnetes das Pro-

²⁾ Vgl. J. Würschmidt: Kruppsche Monatsh. 4 (1923), S. 1/6.

³⁾ E. Gumlich: Magnetische Messungen (Braunschweig: Vieweg 1918), S. 42.

dukt aus Koerzitivkraft und Remanenz anzugeben⁴⁾ Für den Wolframstahl beträgt demnach die Leistung $704 \cdot 10^3$, für den Kobaltmagnetstahl $1568 \cdot 10^3$. Es bleibe jedoch nicht unerwähnt, daß die Angabe der Leistung L nicht in allen Fällen ein eindeutiges Maß für die Güte eines Dauermagnetes bestimmter Form abgibt, indem es bei ganz oder nahezu geschlossenen Magneten mehr auf große Remanenz, bei offenen Magneten, besonders gedrunenen Stabmagneten, mehr auf große Koerzitivkraft ankommt. Ein Maß für die Güte eines Dauermagnetes, das auch den Verlauf der Magnetisierungskurve zwischen Remanenz und Koerzitivkraft berücksichtigt, ist von G. Evershed⁵⁾ eingeführt worden. Er sucht auf der Magnetisierungskurve in dem betrachteten Intervall den Punkt, für den das Produkt $\mathfrak{B} \cdot \mathfrak{H}$ ein Maximum ist, und definiert den $\frac{1}{8\pi}$ ten Teil dieser Größe als „Gütezahl“. Ueber ein sehr einfaches Verfahren zur Bestimmung dieser Größe, das sich aus einer allen Dauermagneten gemeinsamen Symmetrieeigenschaft ihrer Magnetisierungskurven ergibt, habe ich kürzlich berichtet⁶⁾.

2. Der Einfluß der Gestalt der untersuchten Probe auf die Prüfungsergebnisse.

Nimmt man die Magnetisierungskurven an verschieden geformten Proben des gleichen Stoffes, etwa an einem kurzen, gedrunenen Kreiszyylinder, an einem langgestreckten Kreiszyylinder, einem Ellipsoid oder einem Vierkantstab auf, so zeigen die Kurven zwar im großen und ganzen einen ähnlichen Verlauf; je geringer aber das Verhältnis der Länge der Probe zu ihrem Durchmesser ist, desto flacher verlaufen die Kurven. Die steilsten Kurven erhält man, wenn man einen geschlossenen Kreisring des betreffenden Stoffes untersucht, und diese Kurven stellen die für den betreffenden Stoff kennzeichnenden, von der Gestalt des Probekörpers unabhängigen Normalkurven dar. Um somit letztere aus den an anders gestalteten Körpern unmittelbar aufgenommenen zu gewinnen, muß man an diesen eine „Scherung“ anbringen. Mit anderen Worten: Jedem gemessenen Induktionswert \mathfrak{B} entspricht nicht die abgelesene äußere Feldstärke \mathfrak{H} , sondern eine kleinere Feldstärke \mathfrak{H}_1 , nämlich die wahre, im Innern der Probe vorhandene Feldstärke. Der Unterschied $\mathfrak{H} - \mathfrak{H}_1$ ist im allgemeinen um so größer, je höher die Magnetisierung der Probe ist. Wir schreiben deshalb

$$\mathfrak{H}_1 = \mathfrak{H} - N \cdot J = \mathfrak{H} - \frac{N}{4\pi} (\mathfrak{B} - \mathfrak{H}_1)$$

oder angenähert, da \mathfrak{H}_1 gegen \mathfrak{B} zu vernachlässigen,

$$\mathfrak{H}_1 = \mathfrak{H} - \frac{N}{4\pi} \cdot \mathfrak{B}$$

und bezeichnen N als den „Entmagnetisierungs-

faktor“ für die betreffende Probenform. Nur für eine ganz bestimmte Form der Proben, nämlich für Rotationsellipsoide, läßt sich N streng berechnen und als Funktion der großen und kleinen Achse des Ellipsoides darstellen; hierbei ist N von der Magnetisierung oder Induktion selbst nicht abhängig. Für die in der Praxis vielfach übliche Form von Kreiszyllindern, etwa von Stäben vom Durchmesser 0,6 cm und der Länge 27 bis 30 cm, kann der mittlere Entmagnetisierungsfaktor experimentell bestimmt werden, was von dem Verfasser für die üblichsten Dimensionsverhältnisse ausgeführt wurde⁷⁾; jedoch ist hierbei der Entmagnetisierungsfaktor meist nur bis zu einer Induktion von etwa $\mathfrak{B} = 10\,000$ konstant, um für höhere Induktionen stark abzunehmen und sich einem bedeutend kleineren Grenzwerte zu nähern. Es hängt dies damit zusammen, daß für höhere Induktionen sich die Verteilung des Magnetismus in einem kreiszylindrischen Stabe beträchtlich ändert, indem der freie Magnetismus mehr nach den

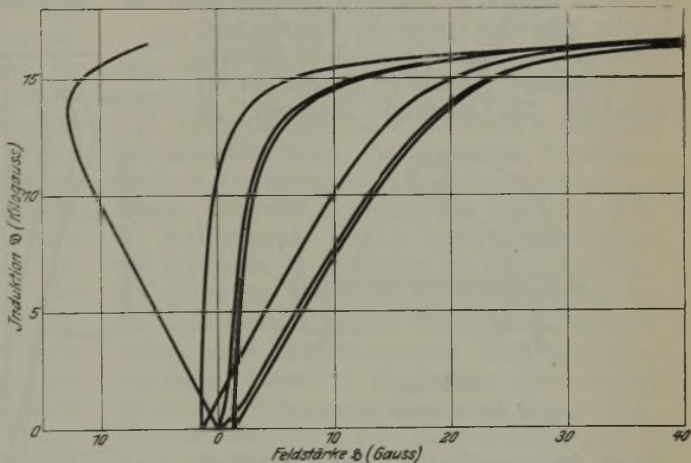


Abbildung 2. Gescherte und ungescherte Magnetisierungskurve von Weicheisen; Scherungslinie.

Stabenden hinrückt. Die Folge davon ist, daß Verschiedenheiten in der Größe von N für die einzelnen Teile der vollständigen Magnetisierungskurve auftreten.

Dies ist besonders auch dann der Fall, wenn die Probe, wie das bei verschiedenen später zu besprechenden Verfahren geschieht, eingeschlossen in ein sogenanntes „Joch“, einen die beiden Enden der Probe verbindenden Weicheisenkörper, untersucht wird. Dadurch wird zwar der Entmagnetisierungsfaktor verkleinert, eine Berechnung ist aber unmöglich, und man muß sich auf eine rein empirische Feststellung der „Scherungslinie“ beschränken.

Um ein Beispiel dafür zu geben, wie stark die ungescherte Kurve z. B. bei einer Stablänge von 33 cm und einem Durchmesser von 0,6 cm von der gescherten Kurve abweicht, ist in Abb. 2 sowohl die hier nach der ballistischen Methode aufgenommene ungescherte als auch die von der Physikalisch-Technischen Reichsanstalt aufgenommene gescherte Kurve des obigen Weicheisenstabes gezeichnet,

⁴⁾ E. Gumlich a. a. O. S. 204.

⁵⁾ S. Evershed: Electrician 84 (1920), S. 591.

⁶⁾ J. Würschmidt: Z. Phys. 29 (1924), S. 175/85.

⁷⁾ J. Würschmidt: Z. Phys. 19 (1923), S. 388/97.

gleichzeitig ist die sogenannte Scherungslinie für die Neukurve wiedergegeben, die, solange der Entmagnetisierungsfaktor N konstant ist, geradlinig verläuft, jedoch oberhalb $\mathfrak{B} = 12\,000$ wegen der Abnahme von N deutlich umbiegt. Für $\mathfrak{B} = 10\,000$ beträgt die Differenz $\mathfrak{H} - \mathfrak{H}_i$ etwa 10,3 Gauss; da nun $\mathfrak{H} - \mathfrak{H}_i = \frac{N}{4\pi} \cdot \mathfrak{B}$, so ergibt sich $N = 0,01294$, während die Bestimmung von N nach einem anderen vom Verfasser angegebenen Verfahren für das Dimensionsverhältnis $33:0,6 = 55$ den Wert 0,0130, also eine recht gute Uebereinstimmung, ergeben hatte. Es sei darauf hingewiesen, daß ein Ellipsoid, für das das Verhältnis der großen zur kleinen Achse gleich dem obigen Dimensionsverhältnis ist, einen beträchtlich größeren Entmagnetisierungsfaktor, nämlich 0,01527, besitzt.

Man ersieht aus diesem Beispiel vor allem, daß es bei der Bestimmung der Koerzitivkraft nicht darauf ankommt, den Entmagnetisierungsfaktor N genau zu kennen; es läßt sich demnach auch bei beliebig geformten Proben die Koerzitivkraft verhältnismäßig leicht mit ziemlicher Genauigkeit bestimmen. Anders ist es aber mit der Remanenz. Die „scheinbare Remanenz“, die

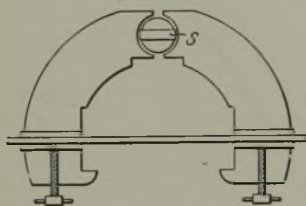


Abbildung 3.
Joch des Koepselapparates.

wir an der ungescherten Kurve ablesen, die also die Zahl der in der Probe je cm^2 zurückbleibenden Kraftlinien für das äußere Feld Null darstellt, ist wesentlich kleiner als die wahre Remanenz, die wir zu erfahren wünschen; ihr Verhältnis zu dieser ist nicht nur von der Form der Probe, sondern auch von der Form der Magnetisierungskurve stark abhängig. Zur Bestimmung der wahren Remanenz ist also nicht nur die Kenntnis des Entmagnetisierungsfaktors, sondern auch diejenige der Form der Magnetisierungskurve selbst notwendig.

Handelt es sich darum, den Verlauf der Neukurven, d. h. die Beziehung zwischen Induktion und Feldstärke, kennenzulernen, so ist gleichfalls die Kenntnis des Entmagnetisierungsfaktors nicht zu umgehen, denn die ungescherte Kurve liefert unter Umständen ein ganz falsches Bild dieser Beziehung.

3. Die magnetischen Prüfmethode im allgemeinen.

Aus den bisherigen Ausführungen ist ersichtlich, daß es im allgemeinen bei den magnetischen Prüfmethode darauf ankommen wird, 1. die Feldstärke \mathfrak{H} , 2. die Induktion \mathfrak{B} für eine Reihe verschiedener positiver und negativer Feldstärken \mathfrak{H} , 3. den Ent-

magnetisierungsfaktor N in hinreichend genauer Weise zu bestimmen, sodann den Zusammenhang zwischen \mathfrak{B} und \mathfrak{H} graphisch darzustellen, endlich mit Hilfe von N eine Scherung vorzunehmen, d. h. an Stelle der Beziehung zwischen der Induktion \mathfrak{B} und der äußeren Feldstärke \mathfrak{H} diejenige zwischen \mathfrak{B} und der wahren, inneren Feldstärke \mathfrak{H}_i zum Ausdruck zu bringen. In manchen Fällen genügt die Aufnahme der Neukurve bzw. eine Bestimmung der Koerzitivkraft, in den meisten Fällen aber ist zur Bestimmung der wahren Remanenz die Aufnahme mindestens des absteigenden Astes der Hystereseschleife notwendig.

a) Die magnetometrische Methode.

Bringt man die zu untersuchende Probe in einen gegenüber der Probenlänge großen Abstand von einer kleinen, um eine vertikale Achse beweglichen Magnetnadel, und magnetisiert sie durch eine sie umgebende stromdurchflossene Spule, so bewirkt ihre Magnetisierung eine Ablenkung der Nadel, aus der sich die Induktion \mathfrak{B} leicht berechnen läßt. Hierbei stellt

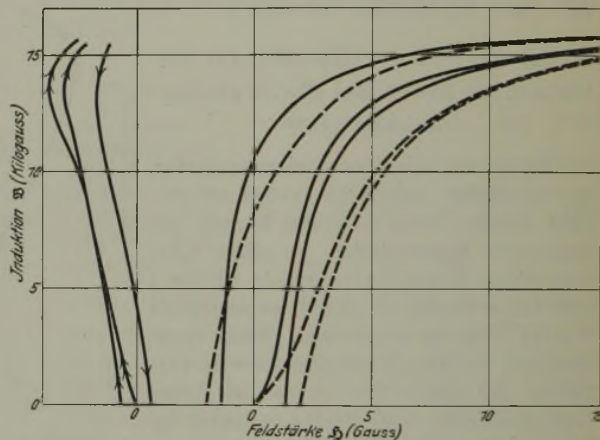


Abbildung 4. Gescherte und Koepselkurve von Weicheisen; Scherungslinien.

man Probe und Nadel so ein, daß ihre Achsen entweder parallel oder senkrecht zueinander stehen; die Wirkung der Spule allein auf die Nadel wird durch eine auf der entgegengesetzten Seite der Nadel angebrachte, gleichfalls stromdurchflossene Spule kompensiert. Die Feldstärke \mathfrak{H} ist, wie in allen Fällen, nach der oben angegebenen Formel aus Stromstärke und Windungszahl zu bestimmen. Für den Entmagnetisierungsfaktor N liegen für kreiszylindrische Stäbe verschiedener Dimensionsverhältnisse die Zahlen von R. Mann⁸⁾ vor; er ist bis etwa $\mathfrak{B} = 10\,000$ konstant und nimmt bei dieser Methode nach den Untersuchungen von C. Benedicks⁹⁾ für 'größere Induktionen stark zu. Eingehendere Untersuchungen hierüber liegen für verschiedene Dimensionsverhältnisse bis jetzt noch nicht vor. Man wird deshalb bis dahin vorziehen, die Proben magnetometrisch in Ellipsoidform zu untersuchen, für welche die Entmagnetisierungsfaktoren konstant und leicht zu berechnen sind.

⁸⁾ Vgl. E. Gumlich a. a. O. S. 9.

⁹⁾ C. Benedicks: Wied. Ann. 6 (1901), S. 726.

Wegen des relativ großen, zur Herstellung der Ellipsoide erforderlichen Zeitaufwandes wird sich aber die vorliegende Methode zur Vornahme von Untersuchungen größerer Reihen von Proben in der Praxis nicht eignen; dazu kommt noch der Umstand, daß selbst bei Verwendung eines sogenannten astasierten oder eines störungsfreien Magnetometers Störungen durch in der Nähe vorüberfahrende Straßenbahnen und besonders durch Eisenmassen in der Nähe des Apparates nicht zu vermeiden sind. Aus diesen Gründen benutzt man die magnetometrische Methode da, wo Störungen unvermeidlich sind, besser nicht zu absoluten Messungen; doch kann sie auch dann zur relativen Messung der Magnetisierung bei verschiedenen Temperaturen, insbesondere zur Bestimmung magnetischer Umwandlungspunkte mit Vorteil verwandt werden.

b) Die Koepsel-Methode.

Von der Technik wurde wegen ihrer bequemen Handhabung die von Koepsel angegebene und von Kath verbesserte Methode bisher vielfach benutzt. Die kreiszylindrische Probe wird hier durch ein Joch aus Weicheisen geschlossen; dieses selbst ist nur in der Mitte durch eine zylindrische Bohrung unterbrochen, in der ein Weicheisenkern einer Spule s so viel Spielraum gewährt, daß sie sich, wenn sie stromdurchflossen ist und unter dem Einfluß der den Lufthohlzylinder zwischen Joch und Eisenkern durchsetzenden Kraftlinien steht, um ihre (in der Abb. 3 vertikal stehende) Achse drehen kann. Das hier angewandte Prinzip ist also das des Spulengalvanometers, doch ist bei diesem die Stromstärke unbekannt, und das Magnetfeld von konstanter Größe, während hier bei konstanter, nur nach den Abmessungen der Probe veränderter Stromstärke die verschiedene Zahl der Kraftlinien gemessen wird. Letztere und damit auch die Induktion kann unmittelbar an einem geeichten Meßinstrumente abgelesen werden, die Feldstärke \mathfrak{H} in der die Probe und zum Teil das Joch umgebenden Spule wird an einem Amperemeter gleichfalls direkt bestimmt. Der Entmagnetisierungsfaktor N ist infolge der nahezu geschlossenen Form des magnetischen Systems bedeutend kleiner als bei einem freien Stabe, aber nicht so klein, daß er vernachlässigt werden kann. Wie groß die Unterschiede zwischen der ungescherten Koepselkurve und der wahren Kurve sein können, zeigt Abb. 4; es sind hier auch die Scherungslinien eingezeichnet, und man ersieht hieraus, daß diese für die drei Aeste verschieden sind, vor allem für die Hystereseschleife nicht durch den Koordinatenanfangspunkt hindurchgehen. Daher kommt es, daß die Bestimmung der Koerzitivkraft, besonders wenn diese klein ist, ziemlich fehlerhaft ausfällt (bei Weicheisen und dem angewandten Apparat 2,0 statt 1,35). Aber auch die Remanenz und die Form der Kurven, vor allem der Neukurve, weicht von dem wahren Remanenzwert bzw. der wahren Kurvenform ganz beträchtlich ab. Die Angaben des Koepselapparates sind demnach ohne Scherung in den meisten Fällen nicht zu verwenden.

Man hilft sich nun so, daß man für verschiedene Stahl-sorten (z. B. Weicheisen, mittelharten Stahl, Stahl für Dauermagnete) die Scherungskurven durch Vergleich der ungescherten Koepselkurve mit der absoluten Kurve, die man entweder auf andere Weise aus der nachträglich zum Ellipsoid abgedrehten Probe, etwa nach der ballistischen Methode, oder aus einer Eichung der Probe durch die Physikalisch-Technische Reichsanstalt gewinnt, bestimmt und je nach den magnetischen Eigenschaften der zu untersuchenden Probe, die man ja im groben bereits an der ungescherten Koepselkurve kennen lernt, die ihr am besten entsprechende Scherungslinie zur Scherung benutzt.

Immerhin ist aber die Methode auch dann nur zu näherungsweise Bestimmungen der magnetischen Größen zu verwenden, und sie wird jetzt in steigendem Maße, besonders in Amerika, verlassen; zu ihren Gunsten spricht nur die außerordentlich einfache und wenig Zeit kostende Art der Handhabung.

c) Die ballistische Methode.

Zur Messung der Induktion \mathfrak{B} bzw. einer Aenderung dieser Größe um einen Betrag $\Delta \mathfrak{B}$, entsprechend einer Aenderung des äußeren Feldes um $\Delta \mathfrak{H}$, kann man eine kleine, die Probe in der Mitte umschließende Spule, die sogenannte Induktionsspule, in Verbindung mit einem Galvanometer benutzen. Bei jeder Aenderung der Induktion, d. h. der Kraftlinienzahl, entsteht in der Induktionsspule eine der Größe der Aenderung des Induktionsflusses $\Delta \mathfrak{F}$ (gleich der Aenderung der Induktion $\Delta \mathfrak{B}$ mal dem Querschnitt q) und der Windungszahl der Spule entsprechende elektromotorische Kraft, die einen einmaligen Stromstoß durch das Galvanometer hervorruft. Indem man dann alle $\Delta \mathfrak{B}$ - bzw. $\Delta \mathfrak{H}$ -Werte addiert, erhält man die zusammengehörigen Werte von \mathfrak{B} und \mathfrak{H} . Absolute Werte, d. h. Werte, die keiner Scherung bedürfen, erhält man nur dann, wenn der magnetische Kreis aus einem gleichmäßig bewickelten ungeschlitzten Ring besteht. Im Falle eines Ellipsoids gilt der sich aus der Theorie ergebende konstante Entmagnetisierungsfaktor, d. h. die Scherungslinie ist eine gerade Linie. Für größere Reihen ist die Ringform wegen der umständlichen Herstellung und Bewicklung ganz ungeeignet, auch die Ellipsoidform erfordert einen größeren Zeitaufwand bei der Herstellung. Man wählt deshalb besser die einfachere Kreiszylinderform und benutzt zur Scherung den experimentell gefundenen Entmagnetisierungsfaktor für den Kreiszylinder des betreffenden Dimensionsverhältnisses. Wenn nun auch, wie oben erwähnt, der Entmagnetisierungsfaktor für Kreiszylinder nicht konstant ist, sondern mit steigender Induktion oberhalb $\mathfrak{B} = 10\,000$ stark abnimmt, so gibt die mit konstantem Faktor gescherte ballistische Kurve doch ein annähernd richtiges Bild der Magnetisierung, wie aus Abb. 5 ersichtlich ist, in der die absolute Kurve, die ungescherte und gescherte ballistische Kurve (Neukurve und absteigender Ast) gezeichnet sind. Naturgemäß erhält man die wahre Remanenz etwas zu hoch. Je nach der Form der Magnetisierungskurven können die Ab-

weichungen noch bedeutend kleiner sein, wie zahlreiche Versuche zeigten.

Man benutzt die ballistische Methode auch in Verbindung mit einem Joch; hier gelten, abgesehen von der größeren Genauigkeit, die gleichen Ueberlegungen wie bei der Koepselmethode; man wird daher bei Verwendung eines Joches eigene Bestimmungen der Scherungslinien für die verschiedenen Eisensorten durch Vergleich mit nachträglich in Ellipsoidform untersuchten Proben vorzunehmen haben. Handelt es sich darum, den Verlauf der Neukurve in ihrem anfänglichen Teil und damit die Anfangspermeabilität kennen zu lernen, so ist die Anwesenheit der Eisenmassen des Joches wegen der Schwierigkeit einer völligen Entmagnetisierung sehr schädlich; in diesem Falle ist die Anwendung der ballistischen Methode auf freie Stäbe unbedingt vorzuziehen.

Die Methoden zur Messung der Permeabilität bei sehr hohen Feldstärken unterscheiden sich grund-

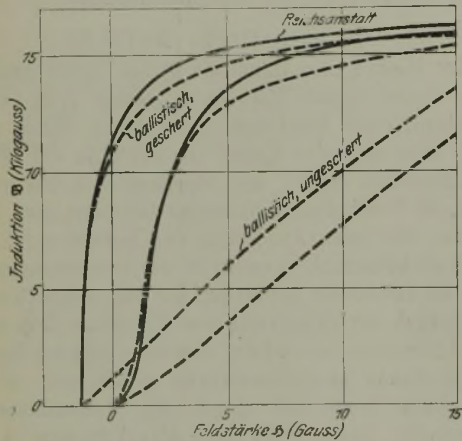


Abbildung 5. P. T. R.-Kurve, ballistische ungesicherte und gesicherte Kurve von Weicheisen.

sätzlich nicht von den bisher genannten; auf die sich an die ballistische Jochmethode anschließende sogenannte Isthmismethode sei wenigstens hingewiesen.

Auf eine Beschreibung der wattmetrischen Methode zur Bestimmung des Energieverlustes usw. sei hier verzichtet, ebenso der mannigfachen anderen Versuchsanordnungen zur Aufnahme der Magnetisierungskurven; letztere benutzen, etwa von der magnetischen Wage von du Bois abgesehen, stets entweder die Ablenkung einer stromdurchflossenen Spule oder die Induktionswirkung, d. h. das ballistische Galvanometer, und verwenden zur Verringerung der Entmagnetisierung ein oder zwei Joche. Dies ist der Fall bei den Apparaten von Burrows, Illiović u. a.¹⁰⁾ oder auch bei den neueren amerikanischen Apparaten, wie den Fahy-Permeametern u. a. Erfahrungen mit diesen Apparaten liegen hier noch nicht vor.

4. Die Prüfung von Dauermagneten.

Bei einem Dauermagnet kommt es darauf an, daß er bei dem Feld Null eine möglichst große Ma-

gnetisierung bzw. Induktion behält, d. h., daß die scheinbare Remanenz möglichst groß ist. Der Punkt in dem absteigenden Ast der Magnetisierungskurve, welcher der „scheinbaren“ Remanenz entspricht, ist nur von dem Grad der Entmagnetisierung, d. h. der Gestalt des Magnetes abhängig. Ist z. B. der Magnet nahezu geschlossen, so ist die Entmagnetisierung gering, die Entmagnetisierungslinie P_1O verläuft sehr steil, und die scheinbare Remanenz D_1E_1 ist nahezu gleich der wahren Remanenz $RO = \mathfrak{R}$, (vgl. Abb. 6). Ist aber der Magnet etwa von kurzer, gedrungener Form, so ist die Entmagnetisierung groß, die Entmagnetisierungslinie verläuft flacher, und die Remanenz D_3E_3 ist klein. Wenn man demnach zur Vergleichung von Dauermagneten die „scheinbare Remanenz“ oder eine ihr proportionale Größe mißt, so muß man stets Magnete der gleichen Form verwenden. Dies geschieht bei dem Magnetisierungsapparat von Hartmann und Braun (oder Siemens & Halske), der in ganz ähnlicher Weise wie der Koepsel-Kathsche Apparat auf dem Prinzip des Drehspulengalvanometers beruht, indem eine stromdurchflossene, mit Zeiger und Skala versehene Spule zwischen den Schenkeln des zu prüfenden Hufeisenmagneten um so stärker abgelenkt wird, je stärker die scheinbare Remanenz und der durch die Spule geschickte Strom ist. Nun läßt sich aber leicht zeigen, daß die für eine bestimmte Form vorliegende scheinbare Remanenz eines Magnetes noch kein eindeutiges Maß für die Leistungsfähigkeit des betreffenden Magnetmaterials ist: in Abb. 6, in der zwei Magnetisierungskurven $RD_1D_2D_3C$ und $R'D'_1D'_2D'_3C'$ gezeichnet sind, haben beide Sorten für eine bestimmte Form (P_2O) gleiche scheinbare Remanenz; für eine nahezu geschlossene Form (P_1O) ist aber $D_1E_1 > D'_1E'_1$, für eine offene Form (P_3O) ist $D_3E_3 < D'_3E'_3$. Es kommt demnach außer auf die Form des Magnetes auch sehr auf den Verlauf der Magnetisierungslinie, d. h. des absteigenden Astes, an. Im allgemeinen wird, da bei vielen Formen die Entmagnetisierungslinien ziemlich flach verlaufen, die Größe der Koerzitivkraft, die, wie oben gezeigt, sich in weiteren Grenzen ändern kann, von bestimmendem Einfluß auf die Kurvenform sein. Ihre Bestimmung ist nach dem Vorgang der Firma R. Bosch, Stuttgart, folgendermaßen leicht mit hinreichender Genauigkeit möglich¹¹⁾. Der prismatische Magnetstab wird oben in die in Abb. 7 abgebildete Einspannvorrichtung eingeschraubt, mittels eines Elektromagnetes hoch magnetisiert und in den Hartmann-Braunschen

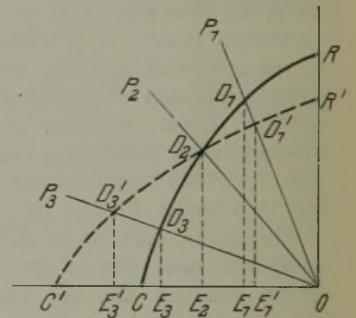


Abbildung 6. * Scheinbare Remanenzen von Dauermagneten bei verschiedener Entmagnetisierung.

¹¹⁾ Vgl. hierzu J. Würschmidt: Z. Phys. 10 (1922), S. 91/110; Kruppsche Monatsh. 3 (1922), S. 205/9.

¹⁰⁾ Vgl. Gumlich a. a. O. S. 92.

Apparat eingesetzt derart, daß sich die mit dem Zeiger versehene drehbare Spule in dem unteren zylindrischen Ausschnitt des Weicheisenkörpers befindet (die untere schraffierte Verbindungsplatte ist aus Messing). Der Zeigerausschlag mißt dann die scheinbare Remanenz wie bei einem Hufeisenmagneten. Vor dem Einsetzen ist der Magnetstab in eine Spule bekannter Windungszahl gesetzt worden, durch die nach Ablesen des Zeigerausschlages ein Strom so geschickt wird, daß der Zeigerausschlag zurückgeht, d. h. der Magnetstab entmagnetisiert wird. Verstärkt man nun diesen Strom so lange, bis der Zeiger auf Null zurückgegangen, also die Induktion Null geworden ist, so ist die Stärke des durch die Spule fließenden Stromes ein Maß für die Koerzitivkraft H_c . Und zwar wird die Windungszahl der Spule so gewählt, daß die Beziehung $H_c = 10 \cdot 4 \pi (i - c)$ besteht, wobei i die Stromstärke und c eine von den magnetischen Eigenschaften der Weicheisen-Einspannvorrichtung abhängige Größe ist¹²⁾.

Unter der Annahme, daß die wahre Remanenz B_r nicht viel größer ist als die scheinbare Remanenz

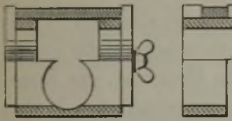


Abbildung 7. Einspannvorrichtung für den Hartmann-Braun-Apparat.

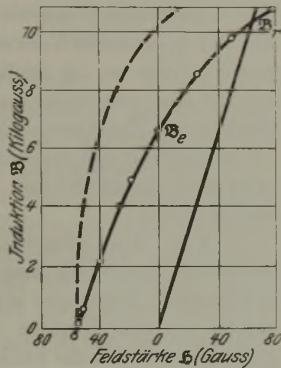


Abbildung 8. Kurve von Wolframstahl.

B_e der in die Einspannvorrichtung eingesetzten Probe, könnte man nun als genähertes Maß für die „Leistung“ an Stelle von $B_r \cdot H_c$ die Größe $B_e \cdot H_c$ einführen. Jedoch weiß man nicht im voraus, ob sich die scheinbare Remanenz B_e viel oder wenig von B_r unterscheidet; ferner mißt der Zeigerausschlag an der in willkürliche Einheiten geteilten Skala nicht die Remanenz B_e selbst und ist dieser nicht genau proportional.

Es ergab sich somit die doppelte Aufgabe, einmal die Abweichung des Ausschlages von der Proportionalität und damit den veränderlichen Reduktionsfaktor zu bestimmen, um aus der Angabe des Instrumentes die Induktionen selbst zu erhalten, dann aber die Lage von B_r und B_e auf der Magnetisierungskurve festzustellen, d. h. die „Entmagnetisierungslinie“ des Apparates zu bestimmen.

Hierzu wurden die in den Magneten auftretenden Induktionen bzw. ihre Veränderungen mittels geeigneter Spulen ballistisch bestimmt. Zur Lösung der ersten Aufgabe, der Bestimmung des veränderlichen Reduktionsfaktors, wurde davon ausgegangen,

daß jeweils die gleiche Veränderlichkeit des Reduktionsfaktors auftreten muß, wenn man die Hilfsstromstärke bei konstanter Induktion oder die Induktion bei konstantem Hilfsstrom verändert. Bei der zweiten Aufgabe war zu beachten, daß die gemessenen Induktionen, wenn sich der Magnet in der Einspannvorrichtung oder mit dieser am Elektromagneten befand, stets größer als die wahren Induktionen des Magnetes selbst sind, da zu den vom Magnet herührenden Kraftlinien noch die von dem remanenten Magnetismus der Einspannvorrichtung bzw. des Elektromagnetes herrührenden hinzukommen. Aus der Theorie des magnetischen Kreisringes¹³⁾ wurden Verfahren abgeleitet, um diese Zusatzgrößen zu bestimmen.

Nach Lösung dieser beiden Aufgaben konnte an dem Apparat die Magnetisierungskurve aufgenommen werden. Die Probe wird mit der oben erwähnten, zur Bestimmung von H_c dienenden Spule versehen, in die Einspannvorrichtung eingesetzt, am Elektro-

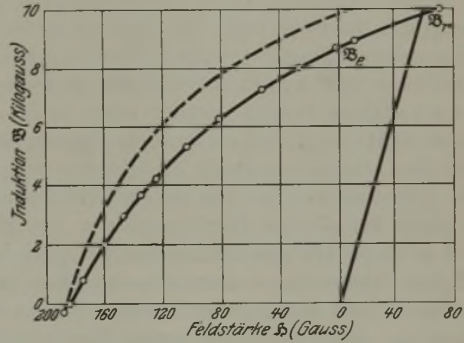


Abbildung 9. Kurve von Kobaltstahl.

magneten magnetisiert und mit der Einspannvorrichtung vor die Spule des Hartmann-Braun-Apparates gebracht. Aus dem Zeigerausschlag α ergibt sich dann die scheinbare Remanenz B_e (nach Anbringung der Korrektur für die Weicheisenlinien); dann wird die Probe mittels des durch die Spule geschickten Stromes entsprechend einem Feld von 60 bis 80 Gauss höher magnetisiert, hierauf werden die Ausschläge und damit die Induktionen für verschiedene abnehmende Feldstärken gemessen. Wieder bei B_e ($H = 0$) angelangt, wird der Spulenstrom umgeschaltet, und bei steigender Stromstärke (negative H) werden die Ausschläge gemessen, bis $B = 0$ erreicht ist. So erhalten wir z. B. die in Abb. 8 wiedergegebene ungescherte Kurve. Die Scherung ist dann durch eine Linie $O B_r$ bestimmt, die für die verschiedensten Magnetstahlsorten, aber gleiche Probenabmessungen, dieselbe Neigung haben muß. Zahlreiche Versuche ergeben bei einem Probenquerschnitt von 2,53 cm² und einer Länge von 10 cm in guter Uebereinstimmung die gleiche, durch $\text{tg } \varphi_1 = 0,0061$ festgelegte Neigung. In der Figur ergibt dann der Schnittpunkt der Entmagnetisierungslinie mit der Magnetisierungskurve die wahre Remanenz B_r , der Schnittpunkt der Achse mit der Kurve die Koerzitivkraft H_c . Die oben erwähnte Konstante c entspricht

¹²⁾ Auf diesen Grundlagen — Messung der scheinbaren Remanenz und der Koerzitivkraft — beruhen auch verschiedene amerikanische, als „Magnetmeter“ bezeichnete Apparate (z. B. von H. A. Holtz, New York) zur Prüfung von Hufeisenmagneten.

¹³⁾ J. Würschmidt: Z. Phys. 9 (1922), S. 379/94.

der wegen der Weicheisenlinien anzubringenden Korrektur. In Abb. 8 und 9, die sich auf einen Wolframstahl bzw. auf einen Kobaltstahl größerer Leistung beziehen, sind sowohl die sich aus den Beobachtungen ergebenden ungescherten Kurven als auch die gescherten Kurven, letztere gestrichelt, gezeichnet.

Bei anderen Probenquerschnitten sind natürlich die Korrektionsgrößen und vor allem die Neigung der Entmagnetisierungslinie geändert; ihre Bestimmung geschieht aber nach dem gleichen Verfahren.

Die Methode, die in der Praxis sehr einfach zu handhaben ist — wie man sieht, ist eine Zeichnung der gescherten Kurven gar nicht nötig —, hat verschiedene beachtenswerte Vorteile.

1. Die Herstellung der Proben ist die denkbar einfachste, indem von den auf passende Profile, etwa $30 \times 10 \text{ mm}^2$, gewalzten Stangen Proben von 10 cm Länge abgeschnitten, gehärtet und untersucht werden. Die Herstellung einer ellipsoidischen oder zylindrischen Probe ist also überflüssig.

2. Selbst wenn von einem Magnetmaterial die Leistung, d. h. das Produkt $\mathfrak{B} \cdot \mathfrak{H}$ bei einer bestimmten Wärmebehandlung durch die Untersuchung einer ellipsoidischen oder zylindrischen Probe nach einem anderen Verfahren bereits bekannt wäre, so ist damit noch nicht gesagt, daß die aus dem gleichen Stoff hergestellten Hufeisenmagnete die gleichen magnetischen Eigenschaften wie die erstere Probe haben. Denn selbst bei gleicher Härtetemperatur und gleichem Härtungsverfahren können bei den ganz verschiedenen Abmessungen der ellipsoidischen oder zylindrischen und der hufeisenförmigen Proben die Härtung und damit die magnetischen Eigenschaften ganz verschieden ausfallen. Die Verwendung der rechteckigen Stücke bietet ganz ähnliche Abmessungsverhältnisse, wie sie bei den Hufeisenmagneten auftreten.

3. Gerade bei den hochwertigeren neueren Dauermagnetstählen ist es notwendig, zu bedeutend höheren Magnetisierungen zu gehen, als dies die meisten Apparate, wie der Koepselapparat, für gewöhnlich

gestatten, um für Remanenz und Koerzitivkraft die wahren, von der Magnetisierungsfeldstärke unabhängigen Höchstwerte zu erhalten. Bei Anwendung eines Elektromagnetes zur Magnetisierung der in die Einspannvorrichtung eingesetzten Proben kann man aber leicht diese hohen Magnetisierungsfeldstärken herstellen

4. Aus der nach der angegebenen Methode bestimmten Magnetisierungskurve lassen sich die die Eigenschaften des betreffenden Dauermagnetes kennzeichnenden Konstanten, nämlich wahre Remanenz, Koerzitivkraft, Leistung und Güteziffer, in einfacher Weise bestimmen.

Zusammenfassung.

1. Die magnetischen Prüfmethode in der Praxis müssen sowohl hinreichende Genauigkeit bieten als auch mit geringstem Zeitaufwand ausführbar sein.

2. Die magnetischen Eigenschaften eines ferromagnetischen Körpers sind in ihrer Gesamtheit aus der vollständigen Magnetisierungskurve abzulesen; nur bei besonderen Verwendungszwecken der Werkstoffe genügt es, an Stelle der vollständigen Kurve nur die eine oder andere magnetische Eigenschaft zu bestimmen. Zur Kennzeichnung eines Dauermagnetes ist die Angabe von drei magnetischen Eigenschaften, etwa von Koerzitivkraft, Leistung und Güteziffer, erforderlich.

3. Von den allgemeinen magnetischen Prüfmethode kommt die magnetometrische in der Praxis für absolute Messungen nicht in Betracht, die Koepselsche ist zwar bequem, aber ungenau; am besten geeignet erscheint die ballistische mit und ohne Joch.

4. Für die Prüfung von Dauermagneten ist unter Benutzung des Magnetisierungsapparates von Hartmann und Braun eine der Koepselschen ähnliche Methode ausgearbeitet worden, die die Aufnahme der Magnetisierungskurven und damit die Angabe der kennzeichnenden Konstanten von Dauermagneten in hinreichend genauer Weise gestattet. Die Methode ist in der Praxis sehr einfach zu handhaben und bietet verschiedene beachtenswerte Vorteile.

Die Härtebiegeprobe als Chargenkontrolle in der Edeltahlerzeugung mit besonderer Berücksichtigung der unlegierten Werkzeugstähle.

Von Direktor Dr.-Ing. G. Klein und Dipl.-Ing. W. Aichholzer in Kattowitz.

(Hinweis auf die Notwendigkeit der Einführung eines Prüfverfahrens für Werkzeugstähle, die Härtebiegeprobe und die Ausführung der Erprobung. Ermittlung geeigneter Querschnittsgrößen, der Einfluß der Querschnittsgröße auf die Biegefestigkeit, die Ermittlung der Mindestglühdauer vor dem Abschrecken, der Einfluß einer verlängerten Glühdauer und des Ausgangsgefüges. Auswertung der bisherigen Ergebnisse und die Empfindlichkeit der Härtebiegeprobe. Praktische Erfolge.)

Während für die Kennzeichnung der Güte eines Baustahles eine Reihe von Meßverfahren zur Verfügung steht, ist man im Gegensatz dazu bei der Beurteilung eines Werkzeugstahles, abgesehen von der Erprobung der Werkzeuge im Betrieb fast einzig und allein auf die Beobachtung von Erscheinungen wie der des Bruchaussehens an Härteproben und ähnlichem angewiesen, für die es schwer fällt, einen allgemeinen gültigen Maßstab zu finden.

Wichtige, wohl bei jedem Werkzeugstahl wissenswerte Eigenschaften sind seine Zähigkeit nach der

Abschreckung aus normalen Härtetemperaturen und seine Wärmeempfindlichkeit bei Anwendung höherer als normaler Härtetemperaturen. Um nun die Möglichkeit zu haben, diese Eigenschaften zahlenmäßig erfassen zu können, wurde als Prüfungsverfahren die Härtebiegeprobe eingeführt.

Nach W. Eilender¹⁾ wurde diese Probe von Thallner benutzt, um das Zähigkeitsverhältnis zwischen saurem und basischem Werkstoff zu ermitteln.

¹⁾ St. u. E. 33 (1913), S. 586/92.

R. Stribeck²⁾ stellte Biegeversuche mit gehärtetem Stahl an und erkannte die Empfindlichkeit und Brauchbarkeit dieser Prüfungsart.

Wir sind mit ihm der Anschauung, daß sich der Zugversuch für die Erprobung gehärteter Werkzeugstähle nicht eignet. Die Probestäbe reißen meist außerhalb der Meßlänge oder zerbrechen sogar in mehrere Stücke. Der Umstand nun, daß eine große Anzahl von Werkzeugen bei ihrer Benutzung eine Biegungsbeanspruchung erfährt, und daß die Herstellung der Härtebiegeproben sowie die Durchführung der Erprobung verhältnismäßig einfach ist, veranlaßte auch uns, mit dem genannten Prüfungsverfahren Versuche anzustellen. Des weiteren bestärkten noch die vorzüglichen Erfolge, die mit diesem Verfahren bei Kugellagerstahl und legierten Federstählen schon Jahre hindurch erzielt werden, das Vorhaben, die Härtebiegeprobe auch auf die unlegierten Werkzeugstähle auszudehnen und den Versuch zu machen, einige im Zusammenhang hiermit auftretende Fragen zu klären.

Allgemeines.

Die Biegefestigkeit, gemessen in kg/cm², sollte die Zähigkeit des gehärteten Werkstoffes kennzeichnen und sollte ein Maß dafür abgeben, in welchen Temperaturgrenzen sich der Werkstoff, ohne Schaden zu nehmen, härten läßt. Gleichzeitig sollte dabei die Kugeldruck- und Sprunghärte sowie das Bruchaussehen beobachtet und aus der Vereinigung dieser Ergebnisse im Einklang mit der Analyse der Wert bzw. die Verwendungsmöglichkeit der Schmelzungen abgeleitet werden.

Auf die ursprünglichen Versuche, die ganz allgemein zeigen sollten, ob überhaupt eine auswertbare Gesetzmäßigkeit zu erwarten sei, folgte die Ermittlung nachstehender Punkte:

1. Wahl eines geeigneten Probenquerschnittes und Untersuchung des Einflusses der Querschnittsgröße und Form auf die Ergebnisse der Härtebiegeprobe.
2. Welche Mindestglühdauer ist vor dem Abschrecken nach Wahl eines bestimmten Querschnittes notwendig, um eine vollständig gleichmäßige Durchwärmung zu erzielen, und welchen Einfluß hat eine verlängerte Glühdauer auf die Zähigkeit des Werkstoffes.
3. Hat der Ausgangszustand vor dem Härten einen Einfluß auf den Erfolg der Härtung?
4. Ist die Empfindlichkeit der Erprobung genügend, um sie als Schmelzungskontrolle benutzen zu können?

Zahlentafel 1 gibt die Analyse der untersuchten Stahlsorten an. Stahl A und B wurde in basischen Lichtbogenöfen, Stahl C in basischen Siemens-Martin-Oefen erschmolzen.

Der Versuchswerkstoff A und B wurde aus 90 kg schweren Blöcken von 130 mm □, die auf einen Querschnitt von 40 mm □ ausgewalzt wurden, entnommen. Der Versuchswerkstoff C stammte aus 4-t-Blöcken von 520 mm □, die ebenfalls auf

Zahlentafel 1. Zusammensetzung der Versuchsstähle.

Bezeichnung	C %	Mn %	Si %	P %	S %
A	0,70 bis 0,80	0,25 bis 0,35	0,25 bis 0,30	0,015	0,020
B	1,0 bis 1,10	0,25 bis 0,35	0,25 bis 0,30	0,015	0,020
C	0,50 bis 0,60	1,6 bis 1,8	0,15 bis 0,25	0,015	0,020

40 mm □ ausgewalzt wurden. Das Verarbeitungsmaß betrug mithin für A und B 10,5 und für C 169.

Das mittlere Drittel der Proberiegel wurde dann einer zweistündigen Glühung (A und B bei 700°, C bei 680°) unterworfen, um außer der Beseitigung der Warmverarbeitungsstressungen ein möglichst gleichförmiges körniges Perlitgefüge zu erhalten. Das Ergebnis der Glühung wurde immer durch eine Schlifffuntersuchung nachgeprüft. Die durch Abhobeln auf den gewünschten quadratischen oder rechteckigen Querschnitt gebrachten und bei Stahl A und B mit Spitzkerben versehenen Proben wurden dann bei verschiedenen Temperaturen gehärtet. Das Anbringen einer Kerbe empfiehlt sich aus dem Grunde, weil man dadurch einen ebenen für die Beobachtung gut geeigneten, immer in der Mitte des Probestückes liegenden Bruch erreicht.

Es sei hier bemerkt, daß die quadratische bzw. rechteckige Querschnittsform von uns aus dem Grunde gewählt wurde, weil die Herstellung solcher Proben sehr einfach ist. Die von Stribeck angewendete Probenform mit kreisrundem Querschnitt ist sicherlich die einwandfreiere, jedoch haben wir uns aus praktischen Erwägungen für die vorgenannten Probenformen entschlossen.

Die Abschrecktemperaturen waren so gewählt, daß sie das im Betrieb übliche Härtetemperaturgebiet nach oben und unten überschritten. Das Erhitzen der Proben geschah in elektrischen Oefen, die Temperaturmessung erfolgte mit Platin-Platinrhodium-Thermoelementen. Die Härteflüssigkeit für den Stahl A und B war Wasser von 20°, für den Stahl C Oel von derselben Temperatur. Das Zerbrechen der Proben erfolgte in einer Gußeisenbiegemaschine von Losenhausen oder in einer Vorrichtung, die in einer 50-t-Amsler-Zerreißmaschine eingebaut wurde. Aus der am Manometer abgelesenen Bruchlast P wurde die Biegefestigkeit aus der Formel

$$k_b = \frac{3 Pl}{2 bh^2}$$

berechnet, worin l die Auflageentfernung, b und h die Breite bzw. die Höhe der Probe im Bruchquerschnitt bedeutet.

Es handelte sich zunächst darum, die geeignetste Querschnittsform für die Versuchsproben zu ermitteln. Diese Versuche wurden an dem Stahl B unter Anwendung folgender Querschnittsabmessungen ausgeführt: 25 × 25, 18 × 30, 10 × 20, 8 × 16 und 4 × 12 mm, wobei sich zeigte, daß die Biegefestigkeit mit abnehmendem Probenquerschnitt fällt (vgl. Zahlentafel 2).

²⁾ Z. v. d. I. 51 (1907), S. 1445/51.

Zahlentafel 2. Einfluß des Querschnittes der Proben auf die Biegefestigkeit.

Querschnitts-abmessung	Härte-temperatur °C	kg/cm ²
25 × 25	760	13 500
	830	9 500
18 × 30	760	13 500
	830	8 000
10 × 20	760	10 500
	830	5 500
8 × 16	760	6 500
	830	4 000
4 × 12	760	1 000
	830	750

sorbitischen Kern zugunsten von letzterem verschiebt.

Es wurde ferner beobachtet, daß durch das Vorhandensein des zähen Kerns, in dem eine Reihe von Anlaßstufen und damit auch eine Reihe verschiedener Festigkeiten auftreten, eine gewisse Unsicherheit in die Verlässlichkeit der Erprobung gebracht wird, die mit wachsendem Querschnitt bzw. sich vergrößerndem zähen Kern zunimmt. So ergab der Querschnitt von 25 mm □ für den Fall, daß die Abschreckbedingungen nicht völlig genau die gleichen waren, des öfteren eine nicht genügende Übereinstimmung bei den Parallelproben. Hingegen bewährte sich der Querschnitt von 18 × 30 mm und 10 × 20 mm sehr gut. Der Unterschied in den Werten der Parallelproben betrug hier höchstens ± 5 %, was sicherlich als eine genügende Übereinstimmung angesehen werden kann. Der bei Werkstoff C benutzte Querschnitt von 10 × 10 mm bewährte sich in derselben Weise. Unsichere Werte ergaben sich dann wieder bei den kleinsten Abmessungen (4 × 12 mm), wobei die Proben gänzlich durchhärteten. Auf Grund dieser Beobachtungen wurden schließlich folgende Querschnittsabmessungen gewählt: Für Stahl A und B 30 × 18 mm, für Stahl C 10 × 10 mm. Die Auflageentfernung betrug für Stahl A und B 100 mm, für Stahl C 25 mm.

Die weitere Aufgabe war, die benötigte oder zweckmäßigste Glühdauer vor dem Abschrecken zu ermitteln. Diese Versuche wurden an Stahl B durchgeführt, dessen Ac₁-Punkt zu 725° durch Aufnahme einer Erhitzungskurve mit dem Saladin-Apparat ermittelt worden war. Die Proben wurden zunächst bei 800° ½ st geglüht und dann an der Luft abgekühlt. Das Gefügebild zeigte den Perlit in streifiger Form. Die Proben wurden nun hochkant in den 600° warmen Ofen gelegt und mit einer Erhitzungsgeschwindigkeit von 11°/min auf 700° und dann mit 7°/min auf eine Temperatur von 735° erhitzt, bei dieser Temperatur 0,5, 1, 2, 3 bzw. 5 min gehalten und hierauf in Wasser von 20° abgeschreckt.

War die Durchwärmung eine gleichmäßige, dann mußte der streifige Perlit auch in der Mitte des Probestückes sowie ein gleicher Anteil des sekundären Zementits in der Mitte und am Rand in Lösung

gegangen sein. Die Ursache dieser Abhängigkeit liegt darin, daß die Proben mit kleinen Querschnitten eine viel ausgesprochenere Durchhärtung erfahren als die mit größeren Abmessungen, wo die während der Abschreckung aus dem Kern nachströmende Wärme das Flächenverhältnis zwischen der hartenitischen bzw. martensitischen Randzone und dem troostitisch-

gegangenen sein. Schliffuntersuchungen zeigten nun, daß bei dem benutzten Querschnitt von 18 × 30 mm ein Halten von 3 min auf Härtetemperatur genügte, um eine vollständige Durchwärmung und gleichmäßige Auflösung des Perlit und Zementit bei über-eutektoiden bzw. Perlit und Ferrit bei untereutektoiden Stählen zu erzielen. Bei geringerer Glühdauer waren im Kern der Probe mitunter noch Reste des Perlits zu erkennen. Da bei den Vorversuchen mit einer Glühdauer von 10 min gearbeitet wurde, so wurde diese Zeit auch für die weitere Untersuchung beibehalten, obwohl, wie gezeigt wurde, eine kürzere Zeitdauer vollkommen ausreichend gewesen wäre.

Anschließend an diesen Versuch wurde die Beziehung ermittelt, die zwischen der Biegefestigkeit und der Zeit, die ein Probestück auf Härtetemperatur gehalten wird, besteht. Das Ergebnis gibt Abb. 1 und 2 wieder. Der Versuchswerkstoff war Stahl B. Der mikroskopische Befund ergab, daß bei einer Härtetemperatur von 760° selbst bei einer Glühdauer von 60 min keine Aenderung im Aussehen des Gefüges, verglichen gegen das nach einer Glühdauer von 10 min, eingetreten war. Nur unmittelbar am Rande schienen die Karbide kleiner und geringer in der Anzahl zu werden. Bei der Härtetemperatur von 780° tritt der Unterschied in der Erhitzungsdauer bereits besser hervor, indem schon bei einer Glühdauer von 20 min am Rande deutlich Martensitnadeln zu erkennen waren, während bei 10 min Glühdauer der Rand noch aus strukturlosem Hardenit bestand.

Durch die Härtebiegeprobe kommt bei einer Glühdauer von 0 bis 10 min ein Unterschied kaum zum Ausdruck, während sich bei Glühdauern zwischen 10 und 60 min ein regelmäßiger, wenn auch nicht gefährlicher Abfall der Biegefestigkeit deutlich kennzeichnet.

An dieser durch die Härtebiegeprobe belegten Feststellung erkennt man, daß ein längeres Verweilen auf Härtetemperatur, als für eine gleichmäßige Durchwärmung notwendig ist, die Zähigkeitseigenschaften des Werkstoffes nachteilig beeinflußt. Der schädigende Einfluß ist jedoch nicht so beträchtlich, daß man bei Werkzeugen mit größeren Abmessungen, die eine längere Zeit zum Durchwärmen erfordern, eine sonderliche Verschlechterung der Randzone zu befürchten hat. Jedenfalls aber wird es sich, wie der an den zwei letzten Fällen ersichtliche Abfall der Biegefestigkeit zeigt, empfehlen, die Zeit, die man auf Härtetemperatur hält, auf ein Mindestmaß zu beschränken.

Da die Vorversuche darauf schließen ließen, daß die vor dem Erhitzen auf Härtetemperatur vorhandene Gefügeausbildung von Einfluß auf das Ergebnis der Härtung sei, wurden mit dem Werkstoff B Versuche angestellt, die den Einfluß des Ausgangszustandes vor dem Härten klären sollten, und zwar wurden folgende vier Ausgangszustände untersucht:

1. Ausgesprochen streifiger Perlit (Anlieferungszustand vom Walzwerk).
2. Streifiger und körniger Perlit im Verhältnis 1 zu 3 (bei 700° 2 st geglüht).

3. Fast ausschließlich körniger Perlit mit einigen geringen Resten streifigen Perlits (bei 728° 5 min geglüht).
4. Streifiger Perlit und vereinzelte Nester von körnigem Perlit (Glühung zwischen 650 und 800°, wobei die Temperaturen innerhalb dieser Grenzen zwölfmal gewechselt wurden).

Zahlentafel 3. Einfluß des Ausgangsgefüges auf die Biegefestigkeit.

Gefügezustand vor dem Härten	kg/cm ²	Bruchaussehen
1	11 800	körniger Härterand
2	13 600	samtartiger Härterand
3	13 800	samtartiger Härterand
4	13 000	zwischen 1 und 3

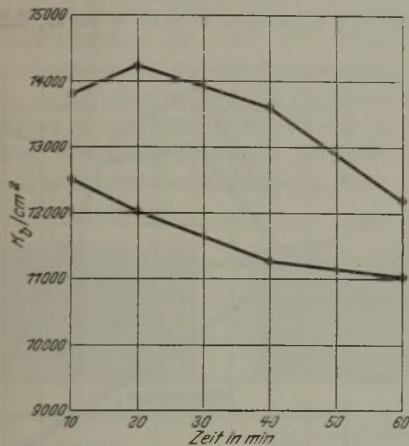


Abbildung 1. Abhängigkeit der Biegefestigkeit von der Glühdauer vor dem Abschrecken. Stahl B. Probenquerschnitt 18 × 30 mm.

Die Ergebnisse gehen aus Zahlentafel 3 hervor. Sowohl das Bruchaussehen als auch die Biegefestigkeit zeigen deutlich, daß die vor dem Härten vor-

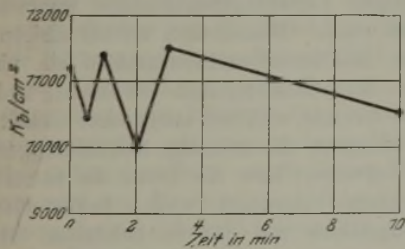


Abbildung 2. Abhängigkeit der Biegefestigkeit von der Glühdauer vor dem Abschrecken. Stahl B. Probenquerschnitt 10 × 20 mm.

handene Perlitausbildung — jedenfalls bei ungefähr eutektoiden Stählen — von Einfluß auf das Härteergebnis ist. Es wäre danach vor dem Erhitzen auf Härtetemperatur ein möglichst körniges Perlitgefüge anzustreben, wobei die dabei erzielten besseren Ergebnisse wohl darauf zurückzuführen sind, daß sich der kugelige Zementit viel schwerer auflöst, und daß die nach Ueberschreitung von A_{c1} noch ungelöst bleibenden Zementitreste infolge Keimwirkung ein milderer Abschreckergebnis bewirker.

Es ist eine bekannte Erscheinung, daß manche Schmelzungen unabhängig von ihrem Gehalt an Mangan, Silizium und Phosphor eine vom Durchschnitt abweichende und eine Härte-

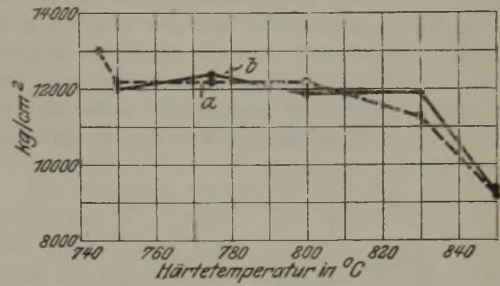


Abbildung 3. Biegefestigkeit in Abhängigkeit von der Härtetemperatur. Stahl A.

- a = Ergebnis aus den ersten 40 untersuchten Schmelzungen,
- b = Ergebnis aus der Großzahlforschung.

empfindlichkeit in der Weise zeigen, daß Ueberhitzungserscheinungen entweder erst bei höheren oder aber schon bei verhältnismäßig niedrigen Härte-

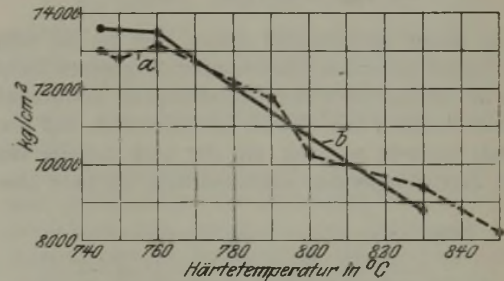


Abbildung 4. Biegefestigkeit in Abhängigkeit von der Härtetemperatur Stahl B.

- a = Ergebnis aus den ersten 40 untersuchten Schmelzungen,
- b = Ergebnis aus der Großzahlforschung.

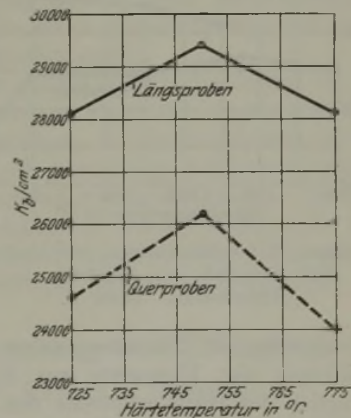


Abbildung 5. Biegefestigkeit in Abhängigkeit von der Härtetemperatur. Stahl C.

temperaturen auftreten, ohne daß es uns heute möglich ist, die Ursache einwandfrei festzustellen. Hier leistet nun die Härtebiegeprobe gute Dienste, und es ist durch sie möglich, die einzelnen Schmelzungen zu bewerten und nicht entsprechendes Material von Haus aus auszuschneiden.

Um eine dahinzielende Werkstoffbeurteilung zu ermöglichen, war es vorerst notwendig, die Richtwerte für die einzelnen Stahlsorten zu bestimmen. An Proben aus 40 verschiedenen Schmelzungen wurden daher die Durchschnittswerte für die einzelnen Härtetemperaturen bei den drei Versuchsstählen ermittelt (Abb. 3, 4 und 5). Diese ursprünglichen Ergebnisse wurden dann später mit Hilfe der Großzahlforschung nachgeprüft, wobei sich nur mehr geringe Abweichungen von den zuerst gefundenen Werten ergaben.

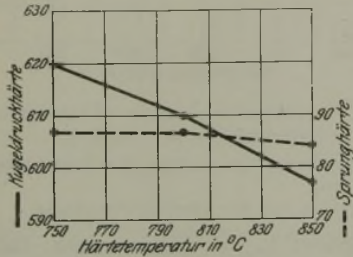


Abbildung 6. Abhängigkeit der Kugeldruck- und Sprunghärte von der Härtetemperatur. Stahl B.

In diesen Abbildungen prägen sich die für einen Härtegrad geltenden Härtetemperaturgrenzen durch das die Höchstwerte der Biegefestigkeit umfassende Gebiet deutlich aus. Ferner ist ersichtlich, daß man immer bestrebt sein soll, mit der noch zulässig tiefsten Härtetemperatur auszukommen, da jede über-

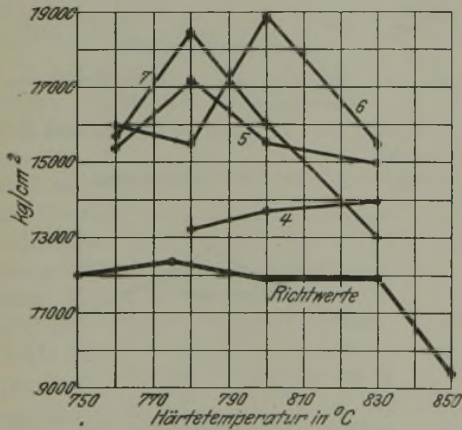


Abbildung 7. Schmelzungen mit niedrigem Mn- und Si-Gehalt im Vergleich zu den Richtwerten. Stahl A.

flüssige Steigerung der Härtetemperatur nur eine Verschlechterung der Biegewerte zur Folge hat. Auch bezüglich der Härte empfiehlt sich die Einhaltung einer niedrigen Härtetemperatur, da, wie aus Abb. 6 erkenntlich, sowohl die Kugeldruck- als auch die Sprunghärte mit steigender Härtetemperatur abnehmen.

Daß die Größe des mit Vorteil zu verwendenden Härtetemperaturgebietes für die einzelnen Stahlsorten verschieden ist, ist aus Abb. 3 und 4 erkenntlich, wo für den Stahl A eine Spanne von 60°, hingegen für den Stahl B nur eine solche von 30° zur Verfügung steht, da hier bereits bei Tempera-

turen von 780 bis 800° ein merklicher Abfall der Biegefestigkeit festzustellen ist.

Die Chargenkontrolle durch die Härtebiegeprobe besteht nun in dem Vergleich der Werte des untersuchten Werkstoffes gegenüber den Richtwerten der betreffenden Stahlsorten. Es blieb dabei anfangs allerdings noch immer die Frage offen, ob die Bewertung des Werkstoffes auf Grund der Härtebiegeprobe auch seinem tatsächlichen Wert, wie er sich bei seiner Verwendung erweisen würde, entspricht. Um Klarheit darüber zu erlangen, wurde der Einfluß des Mangan- und Siliziumgehaltes auf die Biegefestigkeit untersucht. Der Phosphor-, Schwefel- und Kupfergehalt wurde vorläufig unberücksichtigt gelassen, da seine Wirkung zufolge des Umstandes, daß sich der Gehalt dieser Elemente in allen Fällen unterhalb der zulässigen Grenze bewegte, durch die

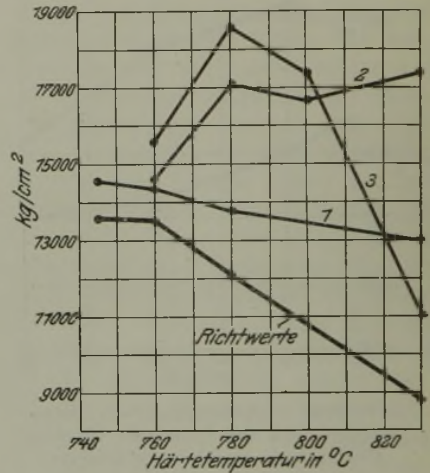


Abbildung 8. Schmelzungen mit niedrigem Mn- und Si-Gehalt im Vergleich zu den Richtwerten. Stahl B.

der übrigen Legierungsbestandteile wahrscheinlich verdeckt wurde. Bekanntlich ist bei einigen hochwertigen Kohlenstoffwerkzeugstählen ein niedriger Mangan- und Siliziumgehalt erwünscht, und zwar aus dem Grunde, weil mit steigendem Gehalt dieser beiden Elemente die kritische Abkühlungsgeschwindigkeit verringert bzw. die Dicke der entstehenden Härteschicht vergrößert wird. Insbesondere bei Werkzeugstählen mit dünnen Schneiden oder mit geringen Querschnitten und bei Werkzeugen, die eine ausgesprochene Biegungsbeanspruchung erfahren, wie Fingerfräser, macht sich dieser Umstand infolge völligen Durchhärtens und damit Hand in Hand gehender geringerer Biegefestigkeit unangenehm bemerkbar. Es war nun festzustellen, ob die Härtebiegeprobe empfindlich genug ist, um auf die bei derartigen Werkzeugstählen in Betracht kommenden verhältnismäßig geringen Unterschiede im Silizium- und Manganengehalt zu reagieren, und ob sich die auf der Erfahrung aufgebaute Bewertung der Werkzeugstähle durch die Härtebiegeprobe bestätigt.

Der Versuchswerkstoff dafür war der Stahl A und B. Zahlentafel 4 gibt die Analyse, Abb. 7 und 8

die Härtebiegeprobenwerte der nach dieser Richtung hin untersuchten Schmelzungen an.

Zahlentafel 4. Zusammensetzung der Stähle mit wechselndem Mangan- und Siliziumgehalt.

Bezeichnung	C %	Mn %	Si %	P %	S %
B 1	1,06	0,17	0,14	0,010	0,013
2	1,01	0,27	0,19	0,013	0,010
3	1,07	0,30	0,11	0,019	0,014
A 4	0,75	0,24	0,20	0,016	0,010
5	0,79	0,21	0,20	0,016	0,011
6	0,74	0,19	0,12	0,016	0,016
7	0,73	0,23	0,09	0,017	0,019

Bei den Schmelzungen, auf die sich die Richtwerte beziehen, beträgt der durchschnittliche Mangan- und Siliziumgehalt 0,33 bzw. 0,28 %. Die Biegefestigkeit der Stähle mit geringem Mangan- und Siliziumgehalt ist nun, wie ersichtlich, den Durchschnittswerten um ein bedeutendes überlegen, woraus zu schließen ist, daß die Empfindlichkeit der Erprobung eine genügende ist, da sich in ihren Ergebnissen ein verhältnismäßig geringer Analysenunterschied (durchschnittlich 0,10 % Mn und 0,13 % Si) deutlich ausprägt.



Abbildung 9.
Bruchgefüge
von Stahl B₃,
Härtetem. 830°.



Abbildung 10. Bruchgefüge eines Stahles mit gleichem Kohlenstoffgehalt wie B₃, aber 0,32% Mn und 0,27 % Si, Härtetemperatur 830°.

Abb. 9 zeigt den Bruch des Stahles B₃, gehärtet bei 830°, also ungefähr 70 bis 80° höher als üblich. Abb. 10 gibt im Gegensatz dazu das Bruchaussehen eines Stahles mit 0,32% Mn und 0,27 % Si, ebenfalls bei 830° gehärtet, wieder. Man sieht, daß im ersten Fall eben nur der Rand bzw. die Kanten von der Härtung erfaßt wurden, und daß noch keine Spur von Ueberhitzung vorhanden ist. Es stellt also dieser Stahl den Idealfall eines reinen Kohlenstoffwerkzeugstahls mit ganz geringer Härteschicht vor, wie er für eine Reihe empfindlicher Werkzeuge benötigt wird, und die durch die Erfahrung gegebene Bewertung deckte sich vollkommen mit den Ergebnissen der Härtebiegeprobe.

Beim Stahl C wurde die Ueberprüfung der Härtebiegeprobe in der Weise ausgeführt, daß die Empfindlichkeit des Stahles bei der Behandlung der fertigen Werkstücke verfolgt wurde. Das Ergebnis war, daß der Härteauswurf bei der praktischen Verarbeitung in der Werkstätte zufolge der Bewertung der Schmelzungen auf Grund der Härtebiegeprobe bei einer Menge von 250 t nicht ganz 0,3 % erreichte, und bei einer andern legierten Stahlsorte bei Wasserhärtung und bei einer verarbeiteten Menge von 400 t unter 0,5 % blieb.

Die Versuche erstreckten sich auf einen Zeitraum von 2½ Jahren und umfaßten mehr als 300 Schmelzen. Damit kann die Arbeit natürlich nicht als abgeschlossen angesehen werden, weil sie sich im wesentlichen auf Ergebnisse stützt, die durch die Großzahlforschung erhalten werden, wobei natürlich ein weit umfassenderes Versuchsmaterial zugrunde liegen muß. Immerhin zeigen aber die Versuche, daß der eingeschlagene Weg gangbar ist, und daß damit praktisch wichtige Anhaltspunkte erzielt werden können.

Zusammenfassung.

1. Es wurden zunächst geeignete Probenquerschnitte ermittelt und dabei die Beobachtung gemacht, daß die Biegefestigkeit von der Querschnittsgröße abhängig ist. Es dürfen daher für Vergleichszwecke nur gleiche Probenquerschnitte verwendet werden.

2. Auf mikroskopischem Wege wurde die für eine gleichmäßige Durchwärmung der Proben erforderliche Zeit bestimmt und ferner durch die Härtebiegeprobe festgestellt, daß bei Anwendung niedriger Härtetemperatur der Einfluß der Zeit, die man auf Härtetemperatur hält (bis zu der untersuchten Dauer von 1 st), sich nicht besonders schwerwiegend bemerkbar macht.

3. Der Ausgangszustand vor dem Härten macht sich in der Weise geltend, daß ein körniges Perlitgefüge die besten Biegefestigkeitswerte und das beste Bruchaussehen ergibt.

4. Es werden für drei Stahlsorten die Richtwerte angegeben und einige sich daraus ergebende Folgerungen gezogen. Die Empfindlichkeit der Erprobung wird durch geringfügige Analysenänderungen nachgeprüft und als genügend befunden. Außerdem wurde die Brauchbarkeit der Härtebiegeprobe durch Verfolgung des Werkstoffes bei der Härtung einer großen Menge fertiger Werkstücke festgestellt.

Wissenschaftliche Prüfung und Erforschung der Edelmehle.

Von Dr.-Ing. F. Sommer und Dr.-Ing. F. Rapatz in Düsseldorf.

(Allgemeines. Aufgaben der laufenden Prüfung. Beurteilung und Wert der verschiedenen Untersuchungsverfahren: Chemische Untersuchungen, Festigkeits- und Härteuntersuchungen, Gefügeuntersuchungen (makroskopische, mikroskopische und thermische), Großzahlforschung, Röntgen- und magnetische Untersuchungen, technologische Proben. Aufgaben der Erforschung: Wissenschaftliche Durchdringung des gesamten Erzeugungsganges, Fehler, vertiefte Erkenntnis der vorhandenen Stahlzusammensetzungen, neue Stahlzusammensetzungen.)

Im Gegensatz zu manchen anderen Zweigen der Technik, wie etwa der chemischen Industrie, sind die bisherigen Fortschritte der Stahlerzeugung zum großen Teile nicht vorangegangener, rein wissenschaftlicher Erkenntnis, sondern dem „Probieren“ zu

verdanken. Der Wirkungsgrad der unzähligen Probierversuche, die nur zum geringsten Teile an die Öffentlichkeit gelangt sind, ist naturgemäß ziemlich bescheiden. Der Zwang zu höherer Wirtschaftlichkeit hat jedoch auch in der Eisenindustrie, besonders

bei den Edeltahlwerken, in diesem Punkte Wandel geschaffen: Das früher mehr oder weniger planlose, empirische Vorgehen bei der Prüfung und Erforschung der Stähle wird in steigendem Maße durch planvolle, wissenschaftliche Arbeitsmethoden ersetzt, die schneller, sicherer und billiger zum Ziele führen.

Die wissenschaftliche Prüfung und Erforschung der Stähle in der Industrie ist also nicht Selbstzweck, sondern hat in letzter Linie immer die Aufgabe, die Erzeugung wirtschaftlicher zu gestalten. Sie wird um so tatkräftiger von den Werksleitungen gefördert werden und sich um so allgemeiner einbürgern, je weniger ihr Weg von diesem Endziel abweicht. Von der wissenschaftlichen Arbeit der Werksversuchsanstalten wird mit Recht verlangt, daß ihr wirtschaftlicher Vorteil unmittelbar oder wenigstens in kurzer, absehbarer Zeit sich auswirkt. Die Forschung an Hochschulen und rein wissenschaftlichen Instituten hingegen soll und kann im allgemeinen mehr theoretischer Art sein und braucht nicht im Hinblick auf eine besondere Anwendung und einen unmittelbaren wirtschaftlichen Nutzen durchgeführt zu werden. Hier kann in Ruhe abgewartet werden, ob und wann die Erkenntnisse zu praktischer Auswirkung kommen. Diese letztere stellt sich oft erst nach langen Jahren ein, mitunter auf ganz fernliegenden Gebieten. Als Beispiele seien erwähnt: Die rein wissenschaftlichen Untersuchungen van't Hoff's, Roozebooms und Tammann's über heterogene Gleichgewichte, die schließlich zur Aufstellung des Eisen-Kohlenstoff-Zustandsschaubildes geführt und damit für die ganze Stahlerzeugung, insbesondere die Edeltahlerzeugung, eine Grundlage geschaffen haben, deren praktischer Wert von ungeheurer Bedeutung ist; weiter die heute noch rein theoretisch anmutenden Untersuchungen des Atomaufbaues durch Röntgenstrahlen sowie diejenigen über das Gleichgewicht $\text{Fe} - \text{C} - \text{CO} - \text{CO}_2$, die im Laufe der Jahre höchstwahrscheinlich wichtige Fortschritte der Stahlerzeugung zur Folge haben werden.

Das oben gekennzeichnete wissenschaftliche Betätigungsfeld der Werksversuchsanstalten zerfällt in zwei Hauptgebiete: die laufende Prüfung der Stahlgüte einerseits und die Erforschung bekannter oder neuer Stahlsorten andererseits.

Die Prüfung der laufenden Erzeugung gliedert sich in mehrere Untersuchungsverfahren, die jedoch nur in ihrer Gesamtheit ein richtiges Bild der Stahlbeschaffenheit ergeben. Vom Rohstoff ausgehend bis zur Fertigware wird in allen Verarbeitungsstufen zunächst mittels der sogenannten technologischen Proben, auf die noch zurückzukommen sein wird, Erzeugungsgang und Stahlgüte geprüft. Die wissenschaftlichen Arbeitsverfahren, welche die Versuchsanstalten zur Ergänzung dieser Erprobungen anzuwenden haben, sind sowohl chemisch-analytischer als auch physikalischer Natur. Zu letzteren gehören die metallographischen Gefügeuntersuchungen, die Prüfung der Festigkeitseigenschaften, die magnetische Prüfung u. a. m.

Die chemische Untersuchung jeder Stahlschmelzung ist heute unumgänglich notwendig geworden,

da ohne sie bei der Vielfältigkeit der Stahlzusätze eine gleichmäßige Erzeugung fast unmöglich wäre. Die chemische Analyse gibt Aufschluß darüber, ob die tatsächliche stoffliche Zusammensetzung des Stahles mit der verlangten übereinstimmt. Es ist dabei jedoch zu bedenken, daß die chemische Untersuchung mit den ihr bis heute zur Verfügung stehenden Mitteln nicht imstande ist, eine Reihe von Beimengungen, wie z. B. Sauerstoff, Stickstoff, Wasserstoff u. a., mit der Genauigkeit zu erfassen, die der Bedeutung dieser Bestandteile für die Stahleigenschaften entspricht. Fernerhin gibt die chemische Analyse keinen, oder nur geringen Aufschluß über alle jene Ungleichmäßigkeiten, die man als Stahlfehler zusammenfaßt, wie Lunker, Schieferbruch, Flocken, Risse, Seigerungen, Schlackeneinschlüsse, Weichhäutigkeit usw. Auch über die Zweckmäßigkeit der vorangegangenen Wärmebehandlung vermag sie nichts auszusagen; desgleichen erlaubt sie vielfach kein Urteil über Verwendbarkeit und Eignung einer Schmelzung für eine bestimmte Verwendung.

In Unkenntnis dieser Unzulänglichkeit der chemischen Analyse für die Beurteilung der gesamten Stahleigenschaften werden den Stahlwerken oft zwecklos strenge Anforderungen an genaue Einhaltung bestimmter Analysengrenzen gestellt, ohne zu bedenken, daß andere Umstände die Stahlgüte teilweise viel stärker beeinflussen als geringe Schwankungen in der Zusammensetzung.

Unter den physikalischen Untersuchungsverfahren nimmt die Ermittlung der Festigkeitseigenschaften den ersten Rang ein. Der Zerreißversuch unterrichtet uns in seiner üblichen Ausführung über Streckgrenze, Zerreißfestigkeit, Dehnung und Einschnürung des untersuchten Stahles; mit Feinmegeräten ausgeführt, gibt er außerdem Aufschluß über die Proportionalitätsgrenze sowie den Elastizitätsmodul. Eine Ergänzung des Zerreißversuches, die immer mehr an Bedeutung gewinnt, bildet die Kerbschlagprobe, die uns allgemein die Widerstandsfähigkeit gegen starke, plötzliche Beanspruchungen (Stöße) angibt.

Die Ermittlung aller dieser Werte ist aber nur für die Beurteilung der Baustähle von grundlegender Bedeutung, da sie uns in vollkommener Weise nur das Verhalten dieser Stähle im rohen, geglühten oder vergüteten Zustand den auftretenden Beanspruchungen gegenüber kennen lehrt.

Bei Werkzeugstählen hingegen kommen die durch den Zerreißversuch und die Kerbschlagprobe ermittelten Festigkeitseigenschaften nicht in Betracht, da ihre Leistungsfähigkeit und Güte zum überwiegenden Teile von anderen Eigenschaften abhängig ist. Ueberdies wäre bei gehärteten Stählen ein Zerreißversuch zwecklos, da die Stäbe infolge der Härtung naturgemäß nie spannungsfrei erhalten werden können und die ermittelten Werte deshalb hinter der wahren Festigkeit zurückbleiben.

Eine weitere Ergänzung der genannten Prüfverfahren für Baustähle bilden die Dauerversuche. Diese sollen die in Wirklichkeit auftretenden Beanspruchungen nachahmen. Wenn auch die Dauer-

prüfung wichtige Aufschlüsse über die sogenannten Ermüdungserscheinungen der Stähle zu geben berufen ist, so spielt sie doch für die praktische Stahlprüfung und insbesondere für die Ermittlung der Werkstoffkonstanten nur eine untergeordnete Rolle.

Ein Prüfverfahren, das für die Beurteilung gehärteter Stähle von großer Wichtigkeit ist, ist die Bestimmung der Biegezugfestigkeit mittels der Härtebiege- oder ähnlicher Proben. Diese z. B. für die laufende Prüfung von Kugellagerstählen übliche Erprobung ist vor allem ein Maß für die Zähigkeit. Mit Härtingsversuchen (bei verschiedenen Temperaturen) verbunden, ergibt sich auch ein Bild über andere wichtige Stahleigenschaften: die Tiefe der Härtenschicht und die Empfindlichkeit des Gefüges gegen Ueberschreitungen der normalen Härtetemperatur.

Für die Beurteilung der Werkzeugstähle ist die Härtebestimmung im geglühten und gehärteten Zustand das wichtigste Prüfverfahren. Zur Ausführung dieser Bestimmung bedient man sich meist der Kugeldruckpresse nach Brinell oder des Sprunghärteprüfers. Die solcher Art ermittelten Härtezahlen geben mit praktisch genügender Genauigkeit auch die Festigkeit an, welche den Stahl im geprüften Zustande kennzeichnet. Aus diesem Grunde wird in der Praxis üblicherweise auch die Härte in kg/mm^2 ausgedrückt. Der Umrechnungsfaktor von Brinellscher und Sprunghärtezahl in kg/mm^2 Festigkeit ist keine feste Größe, sondern von der Zusammensetzung und dem Gefügezustand des untersuchten Stahles abhängig.

Die auf diese Weise ermittelte Festigkeit gibt dem Weiterverarbeiter auch einen Anhaltspunkt über die Bearbeitbarkeit des Stahles. Beim Bezug geglühter Werkzeugstähle schreibt deshalb vielfach der Verbraucher eine Höchstgrenze der Festigkeit vor. Bei Bemessung dieser Grenze ist aber folgenden Umständen Rechnung zu tragen: Es trifft im allgemeinen zu, daß mit abnehmender Festigkeit die Schnittgeschwindigkeit gesteigert und damit die Bearbeitung wirtschaftlicher vorgenommen werden kann. Die Herabsetzung der Festigkeit durch Glühen hat aber ihre Grenzen: Wenn es sich darum handelt, dem Werkstück eine außerordentlich feine und saubere Oberfläche zu geben, wie dies z. B. beim Gewindeschneiden der Fall ist, so tritt bei ganz weich geglühten Stählen und Anwendung hoher Schnittgeschwindigkeit leicht ein „Schmieren“ der Oberfläche ein. Außerdem ist zu bedenken, daß intensives Weichglühen leicht eine unerwünschte Vergrößerung des Gefüges und eine oberflächliche Entkohlung des Stahlstabes, die unter dem Namen „Weichhäutigkeit“ bekannt ist, herbeiführt.

Aus dem Vorangesagten ergibt sich, daß zwischen der Herabsetzung der Festigkeit, der Erhöhung der Schnittgeschwindigkeit, der Stahlqualität und der Erzielung sauberer Arbeitsflächen ein bestimmter Zusammenhang besteht, der bei der jeweiligen Bemessung dieser Werte zu beachten ist.

Ein weiteres Stahluntersuchungsverfahren ist die Gefügeuntersuchung. Sie geschieht teils auf

makroskopischem Wege durch verschiedenartige Aetzungen zur Kenntlichmachung von etwaigen Seigerungen, von Randentkohlung oder -aufkohlung, teils mikroskopisch durch das Studium polierter und geätzter Schiffe. Die mikroskopische Gefügeuntersuchung ist zu einem unentbehrlichen Hilfsmittel der Versuchsanstalten geworden. Sie hat in die Vorgänge beim Erstarren des Stahles, beim Schmieden, Walzen, Glühen und Vergüten vertiefte Einsicht geschaffen und auch zur Erforschung mancher Stahlfehler hervorragend beigetragen.

Bei der laufenden Prüfung der Stahlgüte hingegen spielt die mikroskopische Gefügebeobachtung nur die gleiche untergeordnete Rolle wie etwa die mikroskopische Prüfung in der ärztlichen Diagnose, und zwar aus dem einfachen Grunde, weil der Gesundheits- oder Krankheitsbefund meist viel sicherer, eindeutiger und sozusagen verzerrungsfreier durch zusammenfassende makroskopische Beobachtung des Gesamtorganismus oder Stahlstücks ermittelt werden kann.

In Verbraucherkreisen läßt sich mitunter in dieser Hinsicht eine übertriebene Wertschätzung des Mikroskops feststellen. Dieselbe mag aus den Anfängen der metallographischen Ausbildung an den Hochschulen herrühren, wo die Begriffe „Metallographie“ und „mikroskopische Schlibetrachtung“ sich noch fast deckten. Aus dieser Einstellung heraus wird dann das Mikroskop als das beste Hilfsmittel zur Beurteilung der Stahlgüte angesehen; es bleibt in diesem Fall nicht aus, daß der ungeübte Beobachter die Bedeutung einer an einem winzigen Teilausschnitt beobachteten, vielleicht belanglosen Erscheinung mit dem Grad der Vergrößerung überschätzt und darauf zu Unrecht ein allgemeines Urteil über die Eignung des untersuchten Stahles aufbaut.

Die thermische Untersuchung der Gefügeänderungen der Edelmehle ist ein Prüfverfahren, welches zwar kaum für die laufende Prüfung in Betracht kommt, für die genaue Erforschung der Gefügeumwandlungen vorhandener und neuer Stahlzusammensetzungen jedoch von außerordentlichem Werte ist.

Die Großzahlforschung ist ein Untersuchungsverfahren, das auch bei der Edelmehlerzeugung wird beachtet werden müssen, obwohl es bei der Vielfältigkeit der Erzeugung vorläufig hier noch wenige Angriffspunkte findet. Als Beispiel, wie die Anwendung der Großzahlforschung zur Aufklärung ungelöster Fragen beitragen kann, sei der seinerzeit vom amerikanischen Kriegsdepartement veröffentlichte Zusammenhang zwischen der Häufigkeit des Auftretens von Flocken und der Aenderung des Nickelgehaltes in Geschützstählen erwähnt.

Die Röntgen-Untersuchungen, von denen man anfänglich erwartete, daß sie für die Auffindung von Stahlfehlern große Dienste leisten würden, haben in dieser Hinsicht bisher noch zu keinen bedeutenden Erfolgen geführt. Das erstrebenswerte Ideal wäre, ganze Blöcke durchleuchten zu können, um die fehlerhaften schon vor der Weiterverarbeitung zurückhalten zu können. Es besteht aber heute noch

keine Aussicht auf Erreichung dieses Zieles, und es ist noch nicht gelungen, Stücke, die stärker als 70 mm sind, mit Röntgenstrahlen zu durchdringen. Wenn demnach auch für diesen Zweck die Untersuchung mit Röntgenstrahlen vor der Hand enttäuscht hat, so ist dieses Verfahren jedoch, wie schon erwähnt, berufen, uns über den Atomaufbau des Stahles und die damit zusammenhängenden Fragen, die mit anderen Mitteln kaum gelöst werden können, wichtige Aufklärungen zu bringen.

In diesem Zusammenhange möge auch noch auf eine weitere Prüfungsart hingewiesen werden, die möglicherweise noch in naher Zukunft Bedeutung erlangen kann. Es ist dies die magnetische Untersuchung. Die Abhängigkeit der Induktion von der angewandten Feldstärke gibt uns einen Anhaltspunkt über den Gefüeaufbau des untersuchten Stahles, insbesondere das Vorhandensein verborgener Unganzenheiten. Vielleicht bringen uns die nächsten Jahre praktische Vorrichtungen, die es ermöglichen, in rascher Weise, ohne Materialverlust, derartige Fehler durch die magnetische Prüfung aufzudecken. Vielleicht können auch noch andere Eigenschaften, wie z. B. die Härte, mit magnetischen Untersuchungsverfahren geprüft werden. Die magnetischen Eigenschaften der Magnetstähle werden selbstverständlich auch jetzt schon allgemein mittels geeigneter magnetischer Apparate geprüft.

Im bisherigen haben wir zusammengedrängt die wissenschaftlichen Prüfungsverfahren durchgesprochen, welche den Werks-Versuchsanstalten zur Ausübung der laufenden Stahlprüfung zur Verfügung stehen. Diese wissenschaftlichen Prüfverfahren, einzeln oder zu mehreren an zweckmäßiger Stelle angewendet, vermögen jedoch nicht immer ein abschließendes Urteil über die Eignung eines Stahles und seine Leistungsfähigkeit zu geben. Sie werden deshalb durch eine Anzahl von praktischen Prüfverfahren ergänzt, deren Durchführung im allgemeinen nicht den Versuchsanstalten, sondern dem ausführenden Betrieb obliegt.

Diese unter dem Begriff „praktische Stahlerprobung“ zusammengefaßten Untersuchungen sind für die laufende Prüfung des Stahles von größter Wichtigkeit. Dazu gehören Bruchproben in jeder Verarbeitungsstufe, die, wenn zweckmäßig durchgeführt, etwaige Stahlfehler und Fehler in der Wärmebehandlung, wie Lunker, Seigerungen, Schieferbruch, Flocken, Schlackeneinschlüsse, Weichhäutigkeit, Ueberhitzung u. a., mit großer Sicherheit aufdecken. Hierher gehört ferner die ständige Prüfung der Oberfläche auf Risse, Ueberlappungen, ferner die Vornahme von Härteproben, welche infolge der außerordentlich hohen beim Härten auftretenden Spannungen die geringsten Gefügefehler durch zu Bruchgehende Probestücke aufdecken. Eine ähnlich empfindliche Probe ist die Blaubruchprobe, die ebenfalls die geringsten Gefügefehler scharf hervortreten läßt.

Außerdem gibt es noch eine ganze Reihe sogenannter technologischer Proben, mittels welcher die Eignung eines Stahles für seine besondere Verwendung beurteilt wird. Hierher gehören: Rotbruch-,

Schweiß-, Bördel-, Stanz- und Sensenproben, Erprobung der Drehstähle auf ihre Drehleistung, Einsatz-, Meißel-, Feder- und Beschußproben für Geschütz-, Geschöß- und Panzerstähle u. a. m.

Wir haben im bisherigen die wissenschaftliche und praktische Prüfung der laufenden Erzeugung und die hierfür angewandten Prüfverfahren erörtert und wenden uns nunmehr der zweiten Hauptaufgabe der Werks-Versuchsanstalten zu, nämlich der wissenschaftlichen Erforschung der Edeltähle. Hier steht ihnen ein reiches Betätigungsfeld offen, nämlich die wissenschaftliche Durchdringung und vertiefte Erkenntnis des gesamten Erzeugungsganges, von der Auswahl der Rohstoffe angefangen, über die Vorgänge beim Schmelzen, Gießen und Erstarren in der Form, bis zum Einfluß der Wärmebehandlung und Weiterverarbeitung auf die Beschaffenheit des Fertigerzeugnisses. Weiterhin im Zusammenhange damit die Aufklärung auftretender Fehler und ihre Verhütung, schließlich noch die genauere Erforschung der Eigenschaften und des Verhaltens schon vorhandener Stahlarten sowie die Schaffung und Erforschung neuer Stahlzusammensetzungen.

Die Erforschung der Schmelz- und Erstarrungsvorgänge hat noch manche Fragen zu klären. Wir denken dabei z. B. an die besonders für die Edeltahlerzeugung wichtige Desoxydations- und Entgasungsfrage, des weiteren an die Klarstellung des Einflusses einer basischen oder sauren Ofenzustellung und einer entsprechenden Schlackenführung. Eine weitere dankbare Aufgabe wäre die Untersuchung der teilweise noch vollkommen ungeklärten Erstarrungsvorgänge; so z. B. liegen die Bedingungen für das Entstehen globulitischer oder dendritischer Kristallisation, der Einfluß der Transkristallisation auf die Beschaffenheit, noch arg im dunkeln. Andere des Studiums werthe Fragen sind folgende: Die Schädlichkeit gewisser Beimengungen im Einsatz, der für bestimmte Verwendungszwecke noch zulässige Gehalt an Stahlschädlingen (Sauerstoff, Stickstoff, Schwefel, Phosphor u. a.), der Einfluß verschiedener Kohlungsmittel, die Beschaffenheit der Stahlveredelungsmittel usw.

Das Studium des Einflusses der verschiedenen Schmelzverfahren auf die Beschaffenheit des Erzeugnisses, das ebenfalls ein dankbares Forschungsfeld bietet, wird dadurch erschwert, daß es vielfach nicht möglich ist, diese Verfahren in kleinen Oefen nachzuahmen und die Ergebnisse dieser Untersuchungen dann auf den Großbetrieb zu übertragen. Ersprößliches wird auf diesem Gebiete nur dann geleistet werden können, wenn der Betriebsmann und der Wissenschaftler in enger Fühlung zusammen arbeiten.

Diese Zusammenarbeit ist auch eine Hauptvoraussetzung für das Gelingen der weiteren Aufgabe der Versuchsanstalten, nämlich auftretende Stahlfehler aufzuklären und die Bedingungen für deren Verhütung festzulegen. In der Edeltahlerzeugung spielen die Stahlfehler eine viel wichtigere Rolle als in der Massenstahlerzeugung und treten in weitaus größerer Mannigfaltigkeit auf als in jener. Eine Verhütung dieser Fehler ist dort, wo die Forschung ihre

Entstehungsbedingungen aufgeklärt hat (Schieferbruch und Flockenbildung, Schwarzbruch), durch Beachtung entsprechender Vorsichtsmaßregeln möglich. Schwieriger liegt der Fall dort, wo die Entstehungsbedingungen unbekannt sind, ja mitunter das Wesen des Fehlers selbst noch in Dunkel gehüllt ist. Auf welche Art und in welchem Maße z. B. das Gußgefüge oder grobes Korn infolge Ueberhitzung bei der Warmverarbeitung seine Spuren auch nach eingetretener Umkristallisation zurückläßt, ist noch nicht richtig bekannt.

Eine weitere wichtige Aufgabe der wissenschaftlichen Stahlerforschung ist, wie erwähnt, die vertiefte Erkenntnis der Eigenschaften schon vorhandener Stahlmarken. Unsere Kenntnisse von dem Einfluß der Legierungsbestandteile sind heute noch ziemlich lückenhaft; wir wissen erst zum kleinen Teil genau, in welcher Weise die Legierungsmetalle das Zustandsschaubild Eisen-Kohlenstoff, die Haltepunkte, die kritische Abkühlungsgeschwindigkeit, die magnetischen Eigenschaften usw. beeinflussen. Wir erinnern ferner daran, wie unsicher beispielsweise die Ansichten über die zweckmäßigste Wärmebehandlung bei der Einsatzhärtung sind; ein Vergleich der Behandlungsanleitungen der verschiedenen Werke beweist dies sofort.

Ein genaueres Studium aller Eigenschaften der bestehenden Stahlmarken wird manchmal auch eine zweckmäßigere Zuteilung für die besondere Verwendung ermöglichen oder gar für verschiedene Stähle ganz neue Verwendungsgebiete erschließen.

Obwohl die Anzahl der bekannten Stahlzusammensetzungen schon sehr groß ist, hat naturgemäß das Suchen nach neuen noch lange nicht aufgehört. Einerseits nämlich sollen gesteigerte oder neue Eigenschaften erzielt werden, andererseits strebt man danach, bereits eingeführte Stähle durch gleichwertige, billigere zu ersetzen.

Das Vorgehen bei der Schaffung neuer Stahlmarken ist in zweifacher Weise möglich: Vom bekannten Verwendungszweck und somit von bekannten Anforderungen an das Erzeugnis ausgehend, wird aufbauend auf systematischen Vergleich bereits bestehender, in ihren Eigenschaften bekannter Stahlmarken eine neue Zusammensetzung in schrittweisem Vorgehen erschmolzen und auf ihre Eignung geprüft. Als Beispiele hierfür seien die Stähle genannt, die sich durch besonders genaue Maßhaltigkeit nach dem Härten auszeichnen. Der andere Weg, den z. B. Hadfield gegangen ist, besteht darin, planmäßig den Gehalt

eines oder mehrerer bestimmter Legierungselemente zu ändern, und die so erschmolzenen Stähle möglichst umfassend auf ihre verschiedenen Eigenschaften zu untersuchen. Diesem Vorgehen verdankt z. B. der 12prozentige Manganstahl und der 4prozentige Siliziumstahl seine Entstehung.

In das gleiche Gebiet gehören auch jene Forschungsergebnisse, die durch Legierung der Oberfläche bereits bekannter Stähle neue Eigenschaften und Verwendungsgebiete erschließen, wie z. B. das Verstickten und Verchromen.

Zum Schlusse sei es noch gestattet, darauf hinzuweisen, wie wichtig für die Forschung die Gemeinschaftsarbeit in jedem Sinne ist. Die Gemeinschaftsarbeit der Werksversuchsanstalten gibt Anregungen und vermeidet nutzlose Doppelarbeit. Freilich darf der wirtschaftliche Eigennutz der einzelnen Werke nicht übersehen werden: Der Gewinn durch die Gemeinschaftsarbeit muß sich mit dem etwaigen Nachteil ausgleichen, welcher durch Preisgabe von Einzelheiten entstehen könnte. Ferner wird zur Nutzbarmachung der rein theoretischen wissenschaftlichen Fortschritte eine enge Fühlung zwischen den öffentlichen Forschungsinstituten, den Hochschulen einerseits und den Versuchsanstalten der Werke andererseits notwendig sein. Die Versuchsanstalten ihrerseits werden wieder mit dem Betrieb zusammen arbeiten müssen und, wenn sie ihre Stellung bewahren und verbessern wollen, immer darauf bedacht sein, daß sie in letzter Linie nicht rein wissenschaftlichen, sondern hauptsächlich wirtschaftlichen Zwecken zu dienen haben.

Zusammenfassung.

Wissenschaftliche Prüfung und Erforschung in der Industrie dienen in erster Linie wirtschaftlichen Zwecken.

Die Aufgabe der wissenschaftlichen Prüfung ist die Beurteilung der Güte der laufenden Erzeugung. Folgende Prüfverfahren stehen zu Gebote: Chemisch-analytische Untersuchung, Festigkeits- und Härteuntersuchungen, Gefügeuntersuchungen, Großzahlforschung, Röntgen- und magnetische Untersuchungen und technologische Proben. Diese Erprobungen geben nur in ihrer Gesamtheit ein richtiges Urteil über die Güte des Stahles.

Die wichtigsten Aufgaben der wissenschaftlichen Erforschung der Edelmstähle sind: Wissenschaftliche Durchdringung des gesamten Erzeugungsganges, Fehler, vertiefte Erkenntnis der vorhandenen Stahlzusammensetzungen, Erforschung und Einführung neuer Stahlzusammensetzungen.

Arbeitsvorbereitung in der Edelmstahlindustrie.

Von Hanns Steinhaus in Remscheid-Hasten.

(Aufgaben. Stellung zur Vorkalkulation, Betriebsleitung und Einkauf. Arbeitsgebiet und Gang der Arbeitsvorbereitung.)

In der Reihe des bisher erschienenen betriebswissenschaftlichen Schrifttums stehen die Organisationsformen im Vordergrund. Das im Frühjahr erschienene Werk „Arbeitsvorbereitung als Mittel zur Verbilligung der Produktion“ von Ed. Michel¹⁾

lenkt die Aufmerksamkeit weiter Kreise auf dieses ebenso wichtige wie stiefmütterlich behandelte Hilfsmittel moderner Betriebsführung.

Es ist nicht verwunderlich, wenn dieses Gebiet zuerst vom Maschinenbau aufgegriffen und seit langem bevorzugt behandelt wird, während die

¹⁾ Berlin: V.-D.-I.-Verlag, G. m. b. H., 1924.

Eisenhüttenindustrie noch nirgendwo in der Öffentlichkeit dazu Stellung genommen hat. Die Bedeutung der Arbeitsvorbereitung wächst mit der Vielseitigkeit der herzustellenden Erzeugnisse und den verschiedenen Verwendungsmöglichkeiten der Betriebsanlagen und Menschenkraft. Bei Werken mit fortlaufend (qualitativ und quantitativ) gleichen Erzeugnissen und gleichmäßigem, durch die Anlagen und Einrichtungen bedingtem Fabrikationsgang, wie die Mehrzahl der Eisenhüttenwerke, spielt die Arbeitsvorbereitung eine verhältnismäßig kleine Rolle.

Anders liegen die Verhältnisse in der Edeldahlindustrie, wo Werkstoff und Bearbeitung einem häufigen Wechsel unterworfen sind. Da aber auch hier während der Bearbeitung gleichzeitig verschiedene Werkstoffe oder an verschiedenen Stellen gleichzeitig auszuführende Arbeiten, die während des Fabrikationsganges einen bestimmten Anschluß (Zusammenbau) erfordern, nicht vorkommen, so liegen die Aufgaben im Vergleich zum Maschinenbau immer noch verhältnismäßig einfach.

Die Arbeitsvorbereitung der Edeldahlindustrie hat die Aufgabe, nach Maßgabe des Auftragsbestandes und der Materialvorräte, unter Berücksichtigung der gestellten Termine das wirtschaftlichste Arbeitsprogramm zu ermitteln und die Durchführung desselben zu überwachen.

Die Ermittlung der wirtschaftlichsten Betriebsführung setzt eine über eingehende Fach- und Betriebskenntnisse verfügende Vorkalkulation voraus. Diese muß in der Lage sein, in jeder Weise kalkulationstechnisch in den Betrieb einzudringen, um Einsparungsmöglichkeiten nachzuweisen. Die Vorkalkulation selbst schwebt so lange in der Luft, wie sie die Leistungen sämtlicher Betriebseinrichtungen unter verschiedenen Voraussetzungen nicht kennt. Im Maschinenbau und in der Elektrotechnik stellt man der Vorkalkulation die Aufgabe, den Wirkungsgrad des Betriebes zu heben. Die Ermittlung richtiger Akkordzeiten (Zeitstudien), die Auswahl geeigneter Bearbeitungsmaschinen, Werkzeuge und Vorrichtungen usw. sind hier Aufgaben der Vorkalkulation.

Es ist daher sehr naheliegend, die Vorkalkulation mit der Arbeitsvorbereitung zu verschmelzen. Die Vorkalkulation soll nicht losgelöst vom Betrieb, gestützt auf die Ergebnisse der Nachkalkulation, kalkulieren, sondern sie muß in der Lage sein, die Gestehungspreise unter den verschiedensten Arbeitsverhältnissen zu ermitteln.

Die Arbeitsvorbereitung ist eine Organisationsform, die das Zusammenfließen der verschiedenen Arbeitsgänge nach Maßgabe der wirtschaftlichsten Ausnutzung der vorhandenen Betriebseinrichtungen und Menschenkraft planmäßig zu regeln hat. Organisationsformen können sich aus der gleichmäßigen Behandlung der immer wiederkehrenden Aufgaben entwickeln. Organisationen mit einem über der eigentlichen Arbeitsausführung stehenden Ziel müssen jedoch in den Betrieb eingepaßt werden.

Die Arbeitsvorbereitung hat den Zweck, die Materialumlafzeiten zu verkürzen unter gleichzeitiger Herabsetzung der Materialbestände, um so

alle beweglichen Vermögensteile möglichst schnell durch den Produktionsgang zu treiben. Die Arbeitsvorbereitung schafft ein Programm, und dieses Programm bildet die Grundlage der voraussehenden Betriebsführung, ohne die das Ziel der wirtschaftlichsten Ausnutzung aller Anlagen und Materialien nicht möglich ist.

Zu diesem Zwecke sind alle Einzelfunktionen festzulegen, zu zentralisieren und zwangsläufig einer gleichmäßigen Behandlung zu unterwerfen.

Die Arbeitsvorbereitung in der Edeldahlindustrie umfaßt folgendes Gebiet:

1. Ueberwachung der Materialbestände, Ermittlung des Bedarfs und rechtzeitige Beschaffung der Roh- und Hilfsstoffe nach Maßgabe des Auftragsbestandes und des Produktionsprogramms.
2. Steigerung der Produktion und Senkung der Selbstkosten durch wirtschaftlichste Einteilung der Arbeitsgänge, Verkürzung der Materialumlafzeiten und Herabsetzung der für die sichere Betriebsführung erforderlichen Materialbestände.
3. Zusammenziehung der Arbeitsvorbereitung mit der Vorkalkulation. Neben der Vorkalkulation auf Grund normaler Betriebsverhältnisse, Kalkulation der tatsächlichen Betriebsverhältnisse unter Beeinflussung der Arbeitsverteilung, sicher errechnete Terminstellung durch voraussehende Betriebsführung.
4. Ueberwachung der Leistungen und Akkorde. Fortlaufende Revision der Kalkulationsunterlagen im Zusammenhang mit der zur Betriebskontrolle ausgebauten Nachkalkulation und Kalkulationsstatistik.
5. Beeinflussung der Lagerhaltung nach der Häufigkeit der Lieferung.
6. Ermittlung des günstigsten Termins für die Inangriffnahme größerer betriebsstörender Arbeiten.
7. Regelung des Transportwesens nach Maßgabe des Arbeitsprogramms und der Arbeitsverhältnisse.
8. Verteilen und Bemessen der erforderlichen Menschenkraft unter Berücksichtigung des dauernden und vorübergehenden Bedarfs.

Der Aufgabenkreis dieser, die gesamte Betriebsführung beeinflussenden Zentralstelle läßt sich beliebig erweitern. Art und Größe des Betriebes werden die Grenzen bestimmen.

Die in dem einzelnen Werk zu wählenden Hilfsmittel der Arbeitsvorbereitung (Karteien, Formulare und Aufstellungen) werden sich in den Einzelheiten nach der Eigenart des Fabrikationsprogramms richten.

In den wenigsten Werken wird das gesamte Arbeitsprogramm fortlaufend durch den Auftragsbestand Änderungen erfahren. Es liegen fast überall nach Menge und Güte bestimmte, regelmäßig wiederkehrende Aufträge (Abschlüsse) vor, wodurch bis zu einem gewissen Grade der Arbeitsplan und Materialfluß festliegt. Diese Aufträge, die als Füllmaterial hereingenommen werden oder eine Sonderheit des Werkes bilden, sind in der Behandlung einfach und bilden für den gesamten Fabrikationsgang

das Grippe, in das die sich ändernden Aufträge eingruppiert werden. Die nicht regelmäßig auftretenden Aufträge bilden die Hauptarbeit des Arbeitsverteilers, der alle Aufträge auf die im Herstellungsgang liegenden Betriebe derart verteilt, daß voraussehend der Fluß der Materialien zwangsläufig festgelegt wird, eine Zwangsläufigkeit, die im Interesse der wirtschaftlichen Fertigung für richtig erkannt ist, oder eine Arbeitsverteilung nach von der Leitung festgesetzten Grundsätzen unter Ausschaltung der Initiative der Unterorgane. Diese Zwangsläufigkeit ist nicht identisch mit Starrheit der Betriebsführung, sondern wird durch die Aufzeichnungen der Arbeitsvorbereitung eine Uebersicht über die ruhende und fließende Produktion schaffen, die es jederzeit erlaubt, Umstellungen und Aenderungen in der Reihenfolge der vorliegenden Aufträge vorzunehmen, ohne auf die Vorteile des schnellen Materialumlafes zu verzichten.

Die vorbereitende Arbeit zur Ausführung eines Auftrages beginnt mit dem Eingang der Kommission in den Betrieb. Ausgehend von den aus der Kommission ersichtlichen Ausführungsbestimmungen erfolgt die Einreihung derselben in den vorliegenden Auftragsbestand nach Maßgabe des gestellten Termins der vorhandenen Materialien und der Reihenfolge der für die Ausführung in Frage kommenden Bearbeitungsgänge.

Die richtige Lieferterminbestimmung erfordert bei den qualitativen Unterschieden der zu liefernden Werkstoffe, der verschiedenen Art der Formgebung und den zahlreichen Abweichungen innerhalb dieser (Abmessungen und Profil) eine sorgfältige Aufteilung des Auftragsbestandes, der vorhandenen Halbzeuge, der zu erschmelzenden Rohblöcke und der sich daraus ergebenden Materialergänzung.

Als Erstes hat das Arbeitsbüro daher eine nach gleichartigen Bearbeitungsgängen und Lieferterminen geordnete Auftragsbestandsnachweisung zu führen, aus der die vorliegende Beschäftigung der einzelnen Betriebe in den verschiedenen Arten fortlaufend zu ersehen ist. Daran schließt sich der Nachweis des vorhandenen und verfügbaren, nach Werkmarken und Gewichten geordneten Knüppel- und Blockbestandes an. Der eingehende Auftrag wird rückwärts auf dem Papier sämtliche Phasen durchlaufen bis zur Lieferungsmöglichkeit oder bis zur Bestellung. Jeder Betrieb bzw. jedes Lager erhält nacheinander Liefertermine und führt so einen Auftragsbestand für den nächsten Betrieb. Die Arbeitsvorbereitung muß jederzeit auf lange Sicht hinaus den befristeten kleinsten zur wirtschaftlichsten Betriebsführung notwendigen Bedarf (vom Stahlwerksmaterial bis zum Fertigstahl, einschließlich aller Hilfsstoffe) und sämtliche sich aus der Betriebsführung ergebenden Notwendigkeiten baulicher und organisatorischer Art aus der funktionellen Bearbeitung heraus automatisch an die in Frage kommenden Stellen weitergeben.

Die eindeutige Bezeichnung der Arbeitsgänge und der Materialien liegt hier im Gegensatz zum Maschinenbau auch verhältnismäßig einfach, da die Zahl der ersten nicht sehr groß ist und für die Materialien

mnemotechnische Bezeichnungen überall schon (Rohstoff- und Werkmarkensymbole) vorhanden sind.

Bei einem großen Lagerbestand wird die Auftragsausführung und die Sicherstellung der Anschlußarbeiten keine Sorge bereiten. Vom Gesichtspunkt der heute unbedingt erforderlichen sparsamsten Verwaltung des Betriebskapitals ist eine große Lagerhaltung in der immerhin viel verzweigten Edeltahlindustrie nicht angängig oder in manchen Werken auch überhaupt nicht möglich. Es wird sich daher aus der Aufteilung eines Auftrages der Herstellungsgang von der Rohmaterialbeschaffung bis zum Versand ergeben.

Die verfügbaren und fehlenden Lagerbestände ergeben das Arbeitsprogramm. An die Bestandsnachweise schließt sich daher der sich aus dem Bedarf ergebende, bis ins einzelne ausgearbeitete Betriebsauftrag an. Das Arbeitsbüro eines Edeltahlwerkes hat vor der Ausführung des Auftrages den Fahrplan und die Reiseroute des Materials festzulegen und während des Umlaufs die Bewegung zu veranlassen und zu überwachen. Dabei ist es Aufgabe der Vorkalkulation, den wirtschaftlichsten Weg zu bestimmen, und Sache des Arbeitsverteilers ist die weitmöglichste Zusammenlegung gleichartiger Aufträge, während der Lagerverwalter nach Angabe des Terminbeamten für die rechtzeitige Anlieferung Sorge zu tragen hat. Auf diese Weise wird es ermöglicht, daß die Betriebsleitung von aller Kleinarbeit befreit wird und sie sich den eigentlichen Aufgaben jeder Leitung widmen kann: Störungen zu beseitigen und bei Abweichung vom normalen Betriebsgang geeignete Maßnahmen zu treffen. Wie jedes Glied einer guten Fabrikorganisation hat die Arbeitsvorbereitung oder das zentralisierte Arbeitsbüro die Aufgabe, den Betriebsleiter von allen Arbeiten zu befreien, die normalisiert von anderen Stellen ausgeführt werden können, und die den Leiter in der Ausführung seiner eigentlichen Aufgaben nur hemmen.

Die Arbeitsvorbereitung hat neben anderen Hilfsmitteln der wissenschaftlichen Betriebsführung den Zweck, unter größter reibungsloser Ausnutzung sämtlicher Kräfte und Einrichtungen einen planmäßigen, die Wirkungen und Erfordernisse der Zukunft voraussehenden Fabrikationsgang zu fördern. Die zur Erreichung dieses Zieles der Arbeitsvorbereitung in der Edeltahlindustrie zufallenden Aufgaben zu zeigen, ist der Zweck der vorstehenden Abhandlung. Die mit der Vorkalkulation Hand in Hand gehende Arbeitsvorbereitung (voraussehend berechnende Betriebsführung) wird ein Ausgangspunkt für alle qualitativen und quantitativen Messungen sein. Betriebsleiter, Versuchsanstalt, Wärmestelle, Zeitstudienbeamter und Konstrukteur werden von dieser Stelle wertvolle Anregungen erhalten.

Zusammenfassung.

Die Arbeitsvorbereitung in der Edeltahlindustrie ist eine Organisationsform der Arbeitseinteilung, der Regelung des Materialumlafes und der zwangsläufigen Ermittlung der wirtschaftlichsten Fertigung nach Maßgabe des jeweiligen Auftragsbestandes und der Arbeitsverhältnisse.

Umschau.

Ueber den Einfluß des Verformens und des Anlassens auf die magnetischen Eigenschaften der ferromagnetischen Metalle unter besonderer Berücksichtigung der Blauwärme nebst einem Hinweis auf die Anlaßsprödigkeit.

E. Maurer¹⁾ veröffentlicht über diese Fragen neuere Untersuchungen, die eine Fortsetzung der im Jahre 1908²⁾ begonnenen darstellen. Die Versuche wurden an Flußeisen Kruppischer Herkunft ausgeführt (0,08 % C, 0,02 % Si, 0,07 % Mn, 0,01 % P, 0,02 % S, 0,04 % Cu). Zur Bestimmung des kritischen Reckgrades von Flußeisen, der nur bei gewöhnlicher Temperatur, nicht aber oberhalb derselben bekannt ist, wurden an konischen Zerreißstäben Zerreißversuche bei 20, 100, 200, 300 und 400° ausgeführt, die Stäbe dann bei 750° rekristallisiert und mikroskopisch festgestellt, bei welchem Durchmesser kritische Verformung, also nach der Rekristallisation grobes Korn auftrat. Die aus dem Unterschied der Durchmesser vor und nach dem Zerreißen an dieser Stelle berechnete Längung des Materials stellt den kritischen Reckgrad dar, der unabhängig von der Temperatur, bei der die Proben zerrissen wurden, sich in allen Fällen zu 9 % ergab.

Für die magnetischen Messungen wurden die Stäbe in der Zerreißmaschine kritisch gereckt und nach dem Recken bei verschiedenen Temperaturen von 100 bis 950° angelassen. Die Untersuchungen erstreckten sich auf Messungen der Induktion, der Remanenz, der Koerzitivkraft, der Permeabilität und des Hysterisisverlustes. Es ergab sich, daß die Induktion von der Größe des Kornes unabhängig ist, während die Remanenz, die Koerzitivkraft und der Hysterisisverlust stark davon beeinflusst werden. So zeigten die Remanenzkurven ein Maximum bei 600°, um dann von 650 bis 750° stark abzufallen. Bei 750 bis 800° erreichten die Kurven einen Niedrigstwert und stiegen dann wieder bis 950° etwas an. Die Koerzitivkraftkurven fielen allmählich bis 750° ab, erreichten hier ihren Niedrigstwert und stiegen bis 950° wieder an. In beiden Fällen rief das Recken bei 400° schon erhebliche Anlaßwirkung hervor. Während die Kurven der bei 20, 100, 200 und 300° gereckten Proben zusammenlagen, fielen die der bei 400° gereckten vollständig heraus, und zwar lag die Remanenzkurve bedeutend höher, die Koerzitivkraft bedeutend niedriger als die der anderen Proben. Naturgemäß blieb die Abweichung auf das Temperaturgebiet bis ungefähr 400° beschränkt. Die Permeabilitätskurven zeigten bei 650° einen Höchstwert

und einen Niedrigstwert wieder bei dem größten Korn bei 750°. Der Verlauf der Hysterisisverlustkurven hat große Ähnlichkeit mit dem der Koerzitivkraftkurven, ein allmählicher Abfall bis 750°, danach geringer Anstieg. Auch hier zeigt sich die Anlaßwirkung, von der der Reckversuch bei 400° begleitet ist. Die Versuche zeigen, daß bei den magnetischen Eigenschaften durch das Anlassen eine besondere Wirkung der Blauwärme nicht hervorgerufen wird, im Gegensatz zu den mechanischen Eigenschaften, insbesondere der Kerbzähigkeit.

Eine zweite Versuchsreihe wurde bei gleicher Belastung von 25 kg/mm² ausgeführt, bei der nur die bei

Zahlentafel I. Ergebnisse der magnetischen Untersuchung der verschiedenen Flußeisenproben nach kritischer Reckung bei 20 bis 400°.

Bezeichnung der Proben	Recktemperatur °C	Induktion \mathcal{B} bei $\mathcal{H} \cdot 150$ gemessen		Remanenz gemessen		Koerzitivkraft gemessen		Maximale Permeabilität gemessen		
		sofort	nach 1 Jahr	sofort	nach 1 Jahr	sofort	nach 1 Jahr	sofort	nach 1 Jahr	
A	20	18 650	18 650	4500	4700	4,8	4,6	537	546	
		18 550	18 600	4600	4850	4,5	4,5	558	561	
	100	18 550	18 550	5000	5300	6,0	5,5	462	490	
		18 400	18 450	4800	4950	5,8	5,5	465	471	
	200	18 550	18 450	4150	4400	5,3	5,2	435	442	
		18 350	18 300	4250	4300	5,5	5,5	428	431	
	300	18 500	18 400	4350	4250	4,6	4,7	507	490	
		18 650	18 600	4400	4500	4,5	4,5	528	524	
	400	18 600	18 700	5350	5350	3,6	3,6	728	727	
		18 650	18 650	5250	5400	3,7	3,6	720	727	
	B	20	18 550	18 500	5150	5000	4,5	4,6	652	625
			18 500	18 400	5100	5000	4,4	4,4	649	635
100		18 500	18 400	5450	5450	4,9	4,7	576	583	
		18 400	18 450	5400	5450	5,7	5,6	530	534	
200		18 500	18 500	4900	5000	5,6	5,6	500	504	
		18 500	18 550	4750	4800	5,2	5,1	514	523	
300		18 650	18 650	4900	4900	4,7	4,6	572	568	
		18 600	18 500	4900	4900	4,9	4,7	567	564	
400		18 800	18 700	5700	5800	3,7	3,8	794	807	
		18 750	18 700	5300	5400	3,2	3,3	850	834	
C		20	18 750	18 650	4600	4950	6,6	6,2	480	485
			18 650	18 700	4650	5250	6,5	5,7	484	485
	100	18 600	18 600	5250	5250	6,3	6,2	493	493	
		18 700	18 700	5250	5300	6,1	6,2	505	522	
	200	18 500	18 500	5000	5050	7,0	6,8	436	448	
		18 600	18 650	5050	5400	7,0	6,4	438	450	
	300	18 600	18 450	4900	5100	6,6	6,2	448	460	
		18 550	18 450	4850	4800	6,4	6,4	458	457	
	400	18 700	18 650	6150	6200	5,1	5,1	663	652	
		18 800	18 700	6000	5950	5,4	5,2	620	619	
	D	20	18 750	18 700	5250	5850	5,5	4,8	625	621
			18 550	18 550	5300	5600	5,5	4,9	623	610
100		18 700	18 750	7000	7400	4,5	3,8	818	812	
		18 700	18 800	5850	6800	5,1	4,0	658	694	
200		18 600	18 650	6350	7150	5,2	4,1	620	680	
		18 850	18 900	6750	7300	4,8	4,2	640	696	
300		18 850	18 800	5850	6200	5,1	4,7	683	676	
		18 800	18 750	6250	6650	4,5	4,4	685	730	
400		18 900	18 750	6900	6950	4,2	4,0	910	912	
		18 750	18 750	6600	6800	4,2	4,0	868	853	

100 und 400° gereckten Proben kritisch verformt wurden (8,9 bzw. 12,8 %), während die anderen Proben erheblich darunter blieben (20° 4,7 %, 200° 3,9 %, 300° 4,2 %). Bei diesen geringen Reckgraden tritt, wie die ersten Untersuchungen zeigten, eine nennenswerte Kornvergrößerung durch das Glühen bei 750 bis 800° nicht ein, weshalb auch, wie zu erwarten war, die Kurven der Koerzitivkraft und der Hysterisis bei diesen drei Proben das Minimum bei 750 bis 800° nicht aufwiesen. Außerdem zeigte sich die bemerkenswerte Erscheinung, daß das Maximum der

¹⁾ Kruppische Monatsh. 4 (1923), S. 165/76.

²⁾ Rev. Mét. 5 (1908), S. 731.

Remanenzkurve für die schwächer gereckten Proben nicht mehr bei 600°, sondern bei 700° lag, woraus zu schließen ist, daß es sich mit steigendem Reckgrad nach tieferen Anlaßtemperaturen verschiebt.

Um festzustellen, ob das Maximum in der Remanenz dem Eisen allein zukommt, wurde auch noch kaltbearbeitetes Nickel und Kobalt in die Untersuchungen einbezogen. Die Verformung wurde durch Kaltschmiedung hervorgerufen. Die Reckung betrug beim Nickel 50, beim Kobalt 3%. Eine stärkere Reckung bei der Kobaltprobe war wegen der eintretenden Sprödigkeit des Materials nicht möglich.

Die Kurve der Koerzitivkräfte verläuft beim Nickel bis 550°, beim Kobalt bis 450° annähernd geradlinig. Der Ausglühwert wird beim Nickel bei 600, beim Kobalt bei 700° erreicht. Die Remanenzkurven zeigen beide ein Maximum, und zwar bei der Nickelprobe bei 550° und bei der Kobaltprobe bei 700° in weitgehender Uebereinstimmung mit Eisen, bei dem ja auch bei höherem Reckgrad das Maximum bei niedriger Temperatur aufgetreten war.

In der Tatsache, daß bei allen drei ferromagnetischen Metallen das Maximum in der Remanenzkurve auftritt, sieht der Verfasser einen Beweis dafür, daß entgegen der Annahme Le Chatelier's dieses Auftreten beim Eisen nicht durch eine „chemische“ Aenderung im Aufbau bedingt ist, sondern durch eine Ursache, die unmittelbar mit der Kaltbearbeitung zusammenhängt. Der Verfasser hält es für wahrscheinlich, daß der Höchstwert in der Remanenz einem Niedrigstwert in der Korngröße entspricht, in Anlehnung daran, daß der größten Korngröße bei 750 bis 800° ein kleinster Wert in der Remanenz zukommt. Eine Klärstellung müßte das Verfolgen des Anlasses kaltgereckter Eisenproben mittels der Röntgenmethode geben.

Des weiteren wurden magnetische Messungen an kritisch gereckten Flußeisenproben verschiedener Schmelzungen ausgeführt. Die Reckungen erfolgten wieder bei Temperaturen von 20 bis 400°, die Stäbe wurden dann aber keiner Wärmebehandlung mehr unterworfen. In den Festigkeitseigenschaften dieser Materialien gab sich deutlich der Einfluß der Blauwärme in Erhöhung der Festigkeit zu erkennen, hingegen trat eine wesentliche und einheitliche Beeinflussung der magnetischen Eigenschaften durch die Blauwärme nicht in Erscheinung; auch nach einjähriger Lagerung traten in dem magnetischen Verhalten keine Aenderungen ein, wie Zahlentafel 1 zeigt¹⁾. Der Verfasser kann somit aus seinen Untersuchungen den Schluß ziehen, daß die Frage der Blauwärme allein eine Frage der Festigkeit ist.

Im letzten Teil der Arbeit wurden schließlich noch Untersuchungen über den Einfluß der Anlaßsprödigkeit auf die magnetischen Eigenschaften einbezogen. Zur Untersuchung diente ein Nickel-Chrom-Stahl (0,48 % C, 2,60 % Ni, 1,35 % Cr) und ein Chromstahl (0,40 % C, 2,1 % Cr). Nach früheren Untersuchungen von Hohage²⁾ fand eine Beeinflussung der Remanenz und Koerzitivkraft durch die Anlaßsprödigkeit nicht statt. Wohl aber verlief die jungfräuliche Kurve der Probe im anlaßspröden Zustand weiter rechts im normalvergüteten Zustand. Der Verfasser konnte eine Bestätigung dieses Befundes nicht feststellen. Der Verlauf der jungfräulichen Kurve sowohl bei der zähen als auch bei der spröden Probe war praktisch gleich. Der Unterschied gegenüber den Versuchen von Hohage wurde darin festgestellt, daß Hohage für die beiden Versuche dieselben Proben benutzte. Durch das Anlassen war der remanente Magnetismus nicht wieder vollständig zerstört worden, so daß die Probe bei der zweiten Messung einen geringen Anfangsmagnetismus aufwies. Der starke Einfluß eines geringen Anfangsmagnetismus bei diesen Stählen wurde durch Versuche bewiesen. Zusammenfassend kann gesagt werden, daß die Anlaßsprödigkeit ebensowenig wie die Blausprödigkeit von besonderem Einfluß auf die magnetischen Eigenschaften ist.

W. Schneider.

¹⁾ Diese Angaben verdankt der Berichterstatter einer persönlichen Mitteilung des Verfassers.

²⁾ Dr.-Ing.-Dissertation, Techn. Hochschule Aachen 1921.

Schnittleistungsprüfungen an Schnellstählen.

H. J. French und Jerome Strauss¹⁾ berichteten über vergleichende Schnittleistungsprüfungen an ungefähr 40 verschiedenen Schnellstahlsorten mit dem Ziel, die Brauchbarkeit der Leistungsprüfung unter wechselnden Bedingungen festzustellen und Richtlinien für den Einkauf von Schnellarbeitsstahl zu geben. Der Einfluß der Form der Werkzeuge und der Warmbehandlung wurden erörtert und die Veränderungen der Härte und des Gefüges beim Anlassen des gehärteten Stahls zum Vergleich herangezogen. Die Schnittleistungsprüfungen wurden an Drehmeißeln unter verschiedenen Arbeitsbedingungen durchgeführt.

Die untersuchten Stahlsorten sind nach Maßgabe ihrer chemischen Zusammensetzung in fünf Gruppen eingeteilt:

1. Stähle mit niedrigem Wolfram- und hohem Vanadinhalt.
2. Stähle mit mittlerem Wolframgehalt.
3. Stähle mit hohem Wolfram- und niedrigem Vanadinhalt.
4. Kobaltlegierte Stähle.
5. Stähle, die eine oder mehrere Sonderlegierungen enthalten, wie z. B. Molybdän oder Uran (Spezialstähle).

Die chemische Zusammensetzung der einzelnen Gruppen gibt Zahlentafel 1 wieder. Etwa die Hälfte aller Stähle hat hohen Wolfram- bei niedrigem Vanadinhalt. Gleich stark vertreten sind Stähle mit niedrigem Wolfram- und hohem Vanadinhalt sowie Kobaltstähle und solche, die mit Sonderelementen legiert sind. Der mittlere Kohlenstoffgehalt aller Gruppen beträgt ziemlich gleichmäßig überall 0,60 bis 0,70 %, der mittlere Chromgehalt 3,0 bis 4,0 %. Nach Maßgabe des Wolframgehaltes lassen sich drei Gruppen von 13, 15, 18 % Wolfram unterscheiden. Die Stähle mit 18 % W enthalten gewöhnlich 0,5 bis 1,25 % V, während bei den bestbekanntesten Marken der ersten Gruppe der Gehalt an Vanadin zwischen 1,75 und 2,25 % schwankt. Die kobaltlegierten Stähle lassen sich einteilen in:

1. niedrig wolfram-, niedrig kobalthaltige Stähle;
2. niedrig wolfram-, hoch kobalthaltige Stähle;
3. hoch wolfram-, niedrig kobalthaltige Stähle;
4. hoch wolfram-, hoch kobalthaltige Stähle.

Die mittlere Zusammensetzung dieser Gruppen zeigt Zahlentafel 2.

Der Mangangehalt im Schnellstahl beträgt nach Angaben der Verfasser im allgemeinen ungefähr 0,25 %. Erhöhter Mangangehalt macht den Stahl härter, aber auch spröder. Der Siliziumgehalt soll 0,45 % nicht überschreiten. Zur Beurteilung der Schnittleistung wurden drei Versuchsreihen mit je drei Meißelabmessungen durchgeführt. Alle Werkzeuge waren nach sorgfältiger Vorwärmung aus einem Muffelofen in Oel gehärtet, auf 500 bis 600° angelassen und auf Automaten maßfertig geschliffen. Die Härte- und Anlaßtemperaturen sowie die Dauer der Erwärmung wurden gemessen und registriert. Zur Durchführung der Versuche stand den Verfassern eine schwere, elektrisch getriebene Drehbank zur Verfügung. Die Meißel waren in Stahlhalter eingespannt. Der Drehversuch wurde an geschmiedeten Blöcken aus 3prozentigem Nickelstahl mit einer Festigkeit von 98 bis 100 kg je mm² durchgeführt. Es wurde stets ohne Kühlung gearbeitet. Die Spantiefe betrug in allen Fällen 4,5 mm, der Vorschub 1,2 mm, die Schnittgeschwindigkeit wechselte zwischen 18 und 20 m je min. Die Mittelwerte sind das Ergebnis von meist mehr als 20 Einzelwerten. In Zahlentafel 3 sind die Schnittleistungen der einzelnen Gruppen miteinander verglichen. Dabei sind die besten Durchschnittsleistungen (niedrig wolfram-, hoch vanadinhaltige Stähle) mit 100 eingesetzt und die verbleibenden Gruppen anteilmäßig gewertet. Zweifelloos schneiden die niedrig wolfram-, hoch vanadinhaltigen Stähle am besten ab. An zweiter Stelle stehen die kobaltlegierten Stähle mit

¹⁾ Technologic Papers of the Bureau of Standards Nr. 228 (1923).

Zahlentafel 1. Chemische Zusammensetzung der untersuchten Stahlsorten.

Lfd. Nr.	Stahlgruppen	Anzahl der Marken	Mittlerer Gehalt an										
			C %	Mn %	Si %	P %	S %	Cr %	W %	V %	Co %	Mo %	Ur %
1	niedrig wolfram-, hoch vanadinhaltig	6	0,65	0,26	0,27	0,023	0,027	3,69	13,07	1,47	—	—	—
2	Stähle mit mittlerem Wolframgehalt	2	0,66	0,26	0,27	0,023	0,027	3,93	14,92	1,54	—	—	
3	hoch wolfram-, niedrig vanadinhaltig	22	0,66	0,26	0,27	0,023	0,027	3,54	17,90	0,88	—	—	
4	Kobaltstähle	7	0,69	0,26	0,27	0,023	0,027	3,70	16,38	1,21	3,28	—	
5	Spezialstähle: a) molybdänlegiert	7	0,69	0,26	0,27	0,023	0,027	3,52	12,88	1,97	—	0,71	—
			0,64	0,26	0,27	0,023	0,027	3,58	16,65	1,10	—	0,71	—
			0,60	0,26	0,27	0,023	0,027	4,00	15,50	1,20	—	0,50	—
			0,65	0,26	0,27	0,023	0,027	4,25	17,70	1,00	4,88	1,07	—
			0,66	0,26	0,27	0,023	0,027	3,94	13,80	1,45	—	—	0,23
			0,58	0,26	0,27	0,023	0,027	3,85	13,64	1,36	—	—	0,19
			0,64	0,26	0,27	0,023	0,027	3,21	17,03	0,86	—	—	0,26
0,80	0,26	0,27	0,023	0,027	3,63	19,80	0,80	—	—	0,21			

Zahlentafel 2. Chemische Zusammensetzung der kobaltlegierten Sonderstähle.

Lfd. Nr.	Stahlgruppen	Fabrikmarke	Chemische Zusammensetzung								
			C %	Cr %	W %	V %	Co %	Mn %	P %	S %	Si %
1	niedrig wolfram-, niedrig kobalthaltig	A	0,68	3,96	13,07	1,63	1,86	0,19	0,018	0,021	0,37
2	niedrig wolfram-, hoch kobalthaltig	B	0,67	3,72	13,50	1,28	4,23	0,42	0,023	0,023	0,39
		B	0,76	3,41	14,01	1,60	4,73	0,34	0,029	0,061	0,27
3	hoch wolfram-, niedrig kobalthaltig	C	0,66	3,45	17,80	1,06	2,54	0,20	0,022	0,019	0,45
		D	0,88	4,29	18,79	1,30	2,92	—	—	—	0,10
4	hoch wolfram-, hoch kobalthaltig	E	0,58	2,78	17,56	0,93	3,35	0,09	0,016	0,026	0,18
		E	0,72	3,26	18,40	0,86	3,10	0,08	0,020	0,017	0,11
		F	0,59	4,31	18,58	0,91	3,34	0,17	0,024	0,016	0,10
		F	0,68	3,68	17,51	0,97	3,27	0,30	0,014	0,010	0,22
		G	0,68	3,68	17,51	0,97	3,27	0,30	0,014	0,010	0,22

Zahlentafel 3. Leistungen vom Hundert der einzelnen Stahlgruppen.

Lfd. Nr.	Stahlgruppen	Leistungen vom Hundert			
		1. Reihe	2. Reihe	3. Reihe	im Mittel
1	niedrig wolframhaltig	100	94,1	100	98
2	kobalthaltig	67,8	100	97,3	88
3	hoch wolframhaltig	56,3	55,3	64,2	59
4	Spezialstähle (molybdän- oder uranlegiert)	54,6	69,0	51,7	58
5	Stähle mit mittlerem Wolframgehalt	54,1	55,8	62,4	57
6	Spezial-Kobalt-Molybdän-Stähle	—	—	84	—
7	wolframfreie Stähle	44,4	—	17,7	31

einer Durchschnittsleistung von 88 %. Mittel- und hoch wolframhaltige Stähle und solche mit Molybdän und Uran sind untereinander wenig unterschiedlich mit 60 % der Höchstleistung bewertet. Recht gut ist auch die Leistung des Kobalt-Molybdän-Stahles mit 88 % der Höchstleistung. Auffällig ist, daß die Leistungen der hoch wolfram-, niedrig vanadinhaltigen Stähle unter der der niedrig wolfram-, hoch vanadinhaltigen liegen, ein weiterer Beweis für den hervorragenden Einfluß des Vanadins und die Möglichkeit des teilweisen Ersatzes von Wolfram durch wenig Vanadin. Der Zusatz von Uran bietet keinen nennenswerten Vorteil, eine Beobachtung, die mit den Ergebnissen von A. J. Langhammer¹⁾ und Mathews²⁾ übereinstimmt. Messungen des Kraftverbrauchs ergaben keinen nennenswerten Unterschied für die verschiedenen Stahlgruppen. Der Kraftverbrauch war überall praktisch der gleiche. Die in Zahlentafel 3 mitgeteilten Ergebnisse gelten für schwerste Schrubarbeit und schärfste Arbeitsbedingungen. Bei gemäßigten Bedingungen verweisen sich die Unterschiede und kehren sich zum Teil um. So z. B. leistete unter gemäßigten Bedingungen der hoch wolfram-, niedrig vanadinhaltige mehr als der niedrig wolfram-, hoch vanadinhaltige Stahl, woraus die Beliebtheit des ersteren und seine weitgehende Verwendung als normaler Schrubstahl zu erklären ist. Dazu kommt,

daß hoch wolframhaltige Stähle weniger hitzeempfindlich sind als niedriger wolframhaltige und die Gefahr, bei Anwendung sehr hoher Härtetemperaturen grobkörnig zu werden, bei jenen weit geringer ist als bei diesen. Den Zusatz von Kobalt zu niedrig wolframhaltigen Stählen halten die Verfasser als ein Mittel, die Hitzeempfindlichkeit der Stähle zu vermindern.

Die Härteanlaufkurven bringen nichts wesentlich Neues. Die Verfasser schließen sich in der Deutung ihrer Ergebnisse der Auffassung Mathews an, die besagt, daß mit steigender Temperatur der ersten Härtung auch die Temperatur der sekundären Härte steigt, daß dementsprechend der Widerstand eines Werkzeuges gegen Erweichen bei schwerer Schrubarbeit mit steigender Härte-temperatur auch zunehmen muß. Am Schlusse ihrer Ausführungen untersuchten die Verfasser die Frage, wie weit die Ergebnisse von Leistungsprüfungen zur Beurteilung von Schnellstahl beim Einkauf herangezogen werden können. Sie weisen dabei darauf hin, daß Ergebnisse von Leistungsprüfungen nur dann anerkannt werden können, wenn sie an einer großen Zahl von Werkzeugen gewonnen sind. Auch dann sind Leistungsprüfungen in erster Linie geeignet, Unterschiede bei Stahlgruppen mit weit auseinander gehender Leistung festzustellen, nicht aber um zur Beurteilung geringer Unterschiede gleichwertiger Stahlsorten herangezogen zu werden. Die Verfasser empfehlen daher, bei der Beurteilung von Schnellarbeitsstahl nicht so sehr die Ergebnisse eigener Leistungsver-

¹⁾ Chem. Met. Engg. 26 (1922), S. 829, 889, 939, 969.

²⁾ Proc. Am. Soc. Test. Mat. 19 (1919), S. 141.

suche in den Vordergrund zu stellen, sondern vielmehr als beste Gewähr für einen vorteilhaften Einkauf grundsätzlich nur bei solchen Stahlwerken zu kaufen, die in dem Rufestehen, einen gleichmäßigen und hochwertigen Schnellarbeitsstahl herzustellen.
W. Oertel.

Ueber Wachstum und Aufzehrung metallischer Kristallite im Konglomerat.

Mitunter kann man bei geätzten Metallschliffen die Beobachtung machen, daß zwei und mehrere Netzwerke, welche sich ohne erkennbare Beziehung regellos durchkreuzen, vorhanden sind. R. Vogel¹⁾, der den Bedingungen, unter welchen diese Erscheinung auftritt, nachgeht, findet, daß mehrfache Netze in solchen Stücken beobachtet werden, welche ein oder mehrere Male erhitzt wurden. Erwärmt man ein Stückchen Kadmiumblech wenige Augenblicke über einer Gasflamme, so tritt in dem kaltbearbeiteten Metall Rekristallisation ein, und es bilden sich mikroskopisch sichtbare Kristallite, deren Grenzen ein einfaches Netz bilden. Betrachtet man jetzt eine bestimmte Stelle dieses Bleches unter dem Mikroskop, während man es gleichzeitig von der Rückseite her mit einem sehr kleinen Gasflämmchen nochmals erwärmt, dann sieht man nach wenigen Sekunden plötzlich neue Netzlinien in einiger Entfernung von den ursprünglich erschienenen und bei weiteren Erwärmungen immer weitere Grenzwiederholungen bzw. ganz neue Netze. Erhitzt man aber den Schliff, welcher nach dem ersten Erwärmen aus kleinen Kristalliten mit einfacher Netzbegrenzung besteht, schnell bis nahe an den Schmelzpunkt, so erscheint plötzlich ein sehr großmaschiges Netz, das bei weiterer Erwärmung keine Veränderung mehr erleidet. Das Auftreten mehrfacher Netzlinien hat seinen Grund in der Verschiebung der Kristallitengrenzen, also in dem Wachstum bzw. der Aufzehrung der Kristallite an ihren Berührungsflächen.

Mehrfache polyedrische Netze lassen sich auch an der natürlichen oxydfreien Oberfläche von Reguli von Edelmetallen und besonders schön an der Oberfläche von Gußlamellen der verschiedensten Metalle beobachten (Abb. 1). Im Gegensatz zu den Untersuchungen von

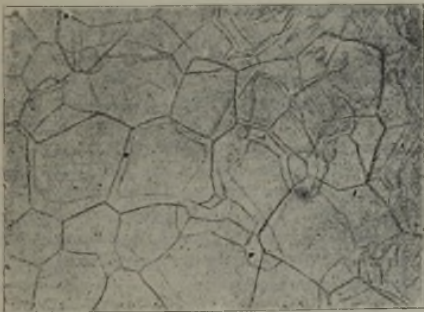


Abbildung 1. Sich kreuzende Polyedernetze an der natürlichen oxydfreien Oberfläche einer Gußlamelle aus Kadmium.

Carpenter und Elam, nach denen Kornwachstum und Aufzehrung nur nach einer vorausgegangenen Kaltverformung des Metalles eintreten, ergeben die Beobachtungen Vogels, daß die Erscheinung ganz allgemein auch im regulinischen Metall, d. h. in dem bei der Erstarrung aus dem Schmelzfluß resultierenden Zustande auftreten kann.

Für die Grenzverschiebung gibt Vogel folgende atomistische Deutung: Das Kristallitenkonglomerat eines Metalles, in welchem die Kristallite sich gegenseitig berühren, ist nach beendigter Erstarrung aus dem Schmelzfluß oder nach vorausgegangener Kaltverformung in sich nicht stabil; denn sobald die Temperatur hoch genug ist, fangen die Grenzen der Kristallite an, sich zu verschieben, mit der Wirkung, daß der eine Kristallit an der Berührungsgrenze wächst und der andere aufgezehrt wird.

Für die Theorie dieses Vorganges ist der Fall besonders bemerkenswert, daß derselbe Kristallit, der sich einerseits auf Kosten des Nachbarkristalliten ergänzt, andererseits von einem anderen Nachbarn an einer anderen Stelle zu gleicher Zeit aufgezehrt werden kann. Dieses beweist nämlich, daß nicht eine Eigenschaft des ganzen Kristalles, also etwa seine Größe, sein Wachstum oder seine Aufzehrung bedingt, sondern daß die Ursache hierfür in lokalen Unterschieden zu suchen ist. Nach Tammanns Hypothese von der Rekristallisation sind dies die verschiedenen Orientierungen der Kristallite. Berühren sich zwei Kristallite nicht in gleichwertigen oder gleichgerichteten Netzebenen, so besteht zwischen ihnen kein Gleichgewicht; sobald aber die Gitterbeweglichkeit der Atome bei steigender Temperatur groß genug wird, werden die Grenzatome neue Gleichgewichtslagen aufsuchen müssen. Dies kann dazu führen, daß an der Grenze ein neuer, anders gerichteter Kristallit sich bildet oder daß zwischen den beiden Kristalliten eine Zwillingberührung entsteht. Endlich ist noch ein dritter Fall denkbar, nämlich der, daß der Atomgitterverband des einen Kristalliten die Grenzatomare des anderen in die Gleichgewichtslage des eigenen Verbandes hineinzwingt, der eine Kristallit also den anderen sich anorientiert.

Auf Grund der bei den Untersuchungen gemachten Beobachtungen kann man sich von dem Mechanismus der Rekristallisation folgende Vorstellung machen: Nimmt man an, daß bei der Kaltverformung das Raumgitter intakt bleibt, so stellt ein kaltverformtes Material ein in sich verfilztes und verknüpfetes Haufwerk submikroskopischer Kristallitentrümmer dar. Beim Erhitzen wachsen einzelne dieser Trümmer mit besonders stabiler Gitterbegrenzung auf Kosten ihrer weniger stabil begrenzten Nachbarn in ganz analoger Weise durch Verschiebung ihrer Grenzen, wie dies an sichtbaren Kristalliten beobachtet wurde. Ein grundsätzlicher Unterschied zwischen Kornwachstum und Rekristallisation besteht also nach diesen Vorstellungen nicht. Beiden Erscheinungen liegt vielmehr der Vorgang der Grenzenverschiebung zugrunde, und es besteht nur ein Unterschied gradueller Natur, insofern die Grenzenverschiebung im ersten Stadium der Rekristallisation sich in submikroskopischen Dimensionen vollzieht.
A. Pomp.

Die magnetische Prüfung kleiner Proben¹⁾.

Die Proben haben die Gestalt einer kreiszylindrischen Röhre, z. B. von der Höhe 25 mm, dem äußeren Durchmesser 15 mm und dem inneren Durchmesser 10,5 mm. Ihre Magnetisierung geschieht durch eine aus etwa 40 Windungen Kupferdraht bestehende und wie gewöhnlich bei dem magnetischen geschlossenen Ring um die Probe gewickelte Magnetisierungsspule. Zur Kühlung bei den für hohe Feldstärken notwendigen großen Stromstärken befindet sich das Ganze in einem Ölbad. Die Induktion wird mittels einer zweiten Spule durch den Ausschlag eines ballistischen Galvanometers gemessen, wobei die sogenannte Kommutierungsmethode angewandt wird. Das Schaltungsverfahren ist durch eine Zeichnung und ausführliche Beschreibung erläutert. Da keine freien Magnetpole bei der hier angewandten Magnetisierungsart auftreten, so braucht an den gefundenen Φ - B -Kurven keine Scherung angebracht zu werden.

Als Beispiele werden die Magnetisierungskurven einiger neuerer Magnetstähle wiedergegeben, die nach dem vorliegenden Verfahren aufgenommen sind und hier wiedergegeben seien. Abb. 1 bezieht sich auf „Stalloy“ (von J. Sankey & Söhne, London), über dessen Zusammensetzung keine Angaben gemacht werden; die Induktion ist hier bis zu einem Feld von 1500 Gauß untersucht und beträgt hier etwa 21 000. Der in Abb. 2 dargestellte Kobalt-Chrom-Magnetstahl (von der Cobalt-Magnetsteel-Company, Sheffield) enthält 1 % C, 9 % Co und 9½ % Cr und ist von 1000° in Luft gehärtet. Seine Koerzitivkraft beträgt 180, seine Remanenz 8300. Aus dem absteigenden Ast der Magnetisierungskurve zwischen Remanenz und Koerzitivkraft wird für die verschiedenen Werte der

¹⁾ Die Naturwissenschaften 12 (1924), S. 473/9.

¹⁾ T. F. Wall: Engg. 117 (1924), S. 293.

Induktion \mathfrak{B} das Produkt $\mathfrak{H} \cdot \mathfrak{B}$ berechnet und graphisch dargestellt, dessen Maximalwert, geteilt durch 8π nach Evershed als Güteziffer eines Dauermagnetes betrachtet

wird. Es ergibt sich in diesem Falle $\frac{(\mathfrak{B} \cdot \mathfrak{H})_{\max}}{8\pi} = 26\ 200$ Erg.

Endlich ist in Abb. 3 die Kurve des Hadfieldschen Permanits wiedergegeben, der eine Remanenz von 9800, eine Koerzitivkraft von 138 und eine Evershedsche Güteziffer von 24 400 Erg aufweist.

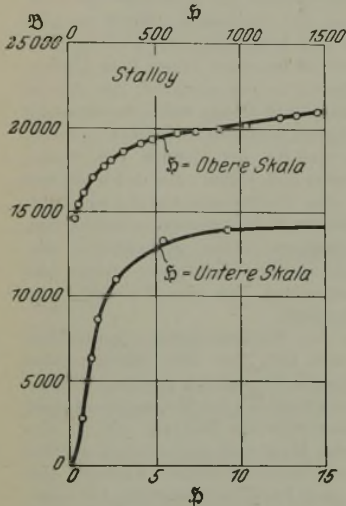


Abbildung 1. Magnetisierungskurve.

Die Ringform erscheint aus dem Grunde für die Untersuchung von Dauermagneten ungeeignet, weil gerade bei diesen vielfach beträchtliche Unterschiede in der Magnetisierbarkeit in der Walzrichtung und senkrecht dazu auftreten, und weil für ihre Verwendung nur diejenige in der Walzrichtung in Betracht kommt. Ferner ist die Berech-

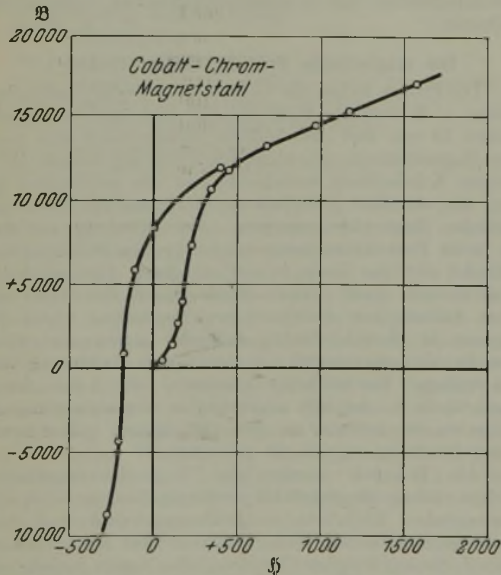


Abbildung 2. Magnetisierungskurve.

nung der Feldstärke aus Windungszahl und mittlerer Länge, d. h. mittlerem Umfang des Ringes, nicht streng; da \mathfrak{B} nicht linear von \mathfrak{H} abhängt, ist die Verwendung des arithmetischen Mittels aus äußerem und innerem Umfang nicht korrekt.

Watson hält aus diesen Gründen für die Prüfung von Dauermagneten andere Methoden für geeigneter,

bei welchen die zu untersuchende Probe einen Teil eines im übrigen aus Weicheisen bestehenden magnetischen Kreises bildet. An einer Stelle dieses Kreises ist (wie bei dem in Deutschland üblichen Koepsel-Kathschon oder dem besonders für Dauermagnete geeigneten Hartmann- und Braunschens Magnetisierungsapparat) das Weicheisen unterbrochen und eine von einem konstanten Strom durchflossene, drehbare und mit einem Zeiger versehene Spule angebracht; die Ablenkung des Zeigers ist dann ein Maß für den Kraftlinienfluß. Bei einer anderen Anordnung ist die drehbare Spule durch ein zwischen den Weicheisenpolen mit geringem Spielraum mit konstanter Geschwindigkeit rotierendes System ersetzt; die in diesem erzeugte, je nach der Kraftlinienzahl veränderliche

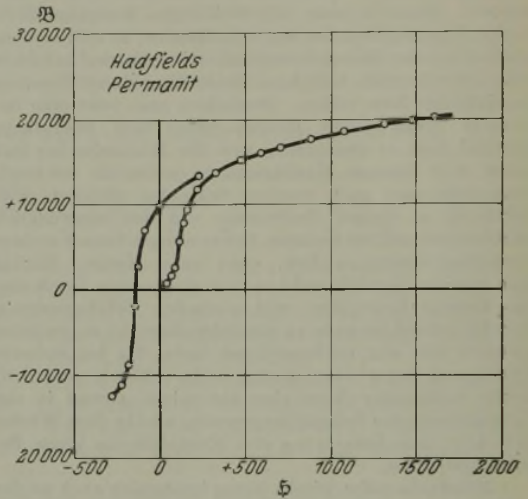


Abbildung 3. Magnetisierungskurve.

elektromotorische Kraft wird durch ein Millivoltmeter gemessen. Durch eine geeignete Schaltung kann erreicht werden, daß nicht die Größe \mathfrak{B} , sondern die Größe $4\pi J = \mathfrak{B} - \mathfrak{H}$ abgelesen wird.

An einer Probe von 1 cm^2 Querschnitt und 6 cm Länge ist der bei diesem Verfahren bei der Bestimmung der Koerzitivkraft auftretende Fehler 2,67, was bei großen Koerzitivkräften nicht in Betracht kommt; der Fehler in der Remanenz ist kleiner als 1%. Im übrigen hat der Verfasser keine Zahlenwerte mitgeteilt.

Bei der stets wachsenden Zahl von Versuchsanordnungen zur praktischen Prüfung der magnetischen Eigenschaften der Stähle wäre eine kritische Prüfung der erhaltenen Ergebnisse, etwa dadurch, daß dieselben Proben mittels der verschiedenen Versuchsanordnungen geprüft werden, äußerst wünschenswert. J. Würschmidt.

Die Abschreckwirkung verschiedener Härteflüssigkeiten.

Pilling und Lynch¹⁾ veröffentlichten eine Arbeit, über die im folgenden kurz berichtet sei.

Um bei der Messung des Wärmeaufnahmevermögens der Flüssigkeit störende Nebenumstände auszuschließen, wurden Körper ohne Umwandlungspunkte (Nickel-Silizium-Legierung) verwendet, die sich aber in ihren thermischen Eigenschaften sonst wie Stahl verhalten. Die Proben wurden aus dem Härteofen rasch in die Flüssigkeit gebracht und die Abkühlungskurve mit Thermoelementen aufgenommen. Bei diesen Kurven konnte man drei Abschnitte deutlich unterscheiden. Im ersten Abschnitt ist die Abkühlung verhältnismäßig langsam, weil eine zusammenhängende Dampfschicht den Körper vor rascher Wärmeableitung schützt (Leidenfrostsches Phänomen). Darauf folgt eine zweite Periode rascher Abkühlung ohne schützende Dampfschicht, da die Wärme des abkühlenden Körpers nicht mehr groß genug ist, um eine zusammenhängende Dampfhülle zu bilden. Die dritte Periode

²⁾ Engg. 117 (1924), S. 368.

¹⁾ Trans. Am. Inst. Min. Met. Eng. 62 (1920), S. 665/83.

besteht wieder in einer langsamen Abkühlung, weil sich die umgebende Flüssigkeit inzwischen stark erhöht hat. Ist die Wirkung der Härteflüssigkeit sehr energisch, dann fällt die erste Periode aus.

Die Geschwindigkeiten der Abkühlung bei 700° ist für die Verfasser ein Maß der Abschreckwirkung. Wenn die Abkühlungsgeschwindigkeit in Wasser von 100° mit „1“ bezeichnet wird, so ist die verhältnismäßige Wirkung der verschiedenen Härteflüssigkeiten von 20° folgende:

Wasser	11
Salzwasser	20
Seifenlösung	1,3
Oel Nr. 1	2,5
Oel Nr. 2	2,0
Oel Nr. 3	10
konzentrierte Schwefelsäure	24

Das verwendete Salzwasser war 24prozentig und die Seifenlösung 2prozentig.

Aus den Kurven ist ersichtlich, daß die Seifenlösung und Oel Nr. 1 und 2 die erste Periode mit langsamer Abkühlung auch dann zeigt, wenn die Flüssigkeit kalt war. Bei Wasser tritt sie erst bei 38° und bei Salzwasser bei 60° auf, während Schwefelsäure — wohl infolge ihres hohen Siedepunktes — noch bei einer Temperatur von 120° die erste Periode unterdrückt. Bemerkenswert ist, daß die abschreckende Wirkung von Oel innerhalb weiterer Grenzen von der Temperatur des Oeles unabhängig ist.

Zu diesen Versuchen ist zu bemerken, daß sie zwar kein vollkommen richtiges Bild über die Verhältnisse in der Praxis geben, weil in Wirklichkeit zu härtende Stahlstücke in den meisten Fällen lebhaft bewegt werden, während bei diesen Versuchen sowohl das abgekühlte Stück als auch die Härteflüssigkeiten unbewegt blieben; trotzdem geben die vorliegenden Ergebnisse aber bemerkenswerte Anhaltspunkte für die Beurteilung der verschiedenen Härteflüssigkeiten.

F. Kapatz.

Kaiser-Wilhelm-Institut für Eisenforschung.

Unterlagen für die Wärmebehandlung einiger handelsüblicher Konstruktionsstähle.

Das Ziel einer umfangreichen Untersuchung von F. W. Duesing ist, für eine Reihe von handelsüblichen Konstruktionsstählen, wie sie für hochbeanspruchte Bauteile der Maschinen-, Automobil- und Flugzeugindustrie ausgedehnte Verwendung finden, Unterlagen für die Wärmebehandlung festzustellen. Die Zusammensetzung der acht untersuchten Stähle gibt Zahlentafel 1. Das zu Stangen von 26 mm ϕ und 32 mm vierkant ausgeschmiedete oder ausgewalzte Versuchsmaterial wurde vor Beginn der Untersuchung bei 850° geglüht; die Abkühlung erfolgte im Ofen.

Als wichtigste Grundlage der Wärmebehandlung wurden zunächst die Umwandlungstemperaturen festgelegt. An Hand der Zeittemperaturkurven, die mit Hilfe des Kurvakow-Apparates, und der Temperaturdifferenzkurven, die mit Hilfe des Saladin-Apparates automatisch aufgezeichnet wurden, wird auf die Schwierigkeiten hingewiesen, denen die Deutung der auf diesen Kurven sich kennzeichnenden Wärmetönungen bei legierten Stählen, insbesondere bei Nickel- und Chromnickelstählen, begegnet. Die Ursachen derselben sind vornehmlich darin zu suchen, daß die Umwandlungen durch die Legierungszusätze in ihrem zeitlichen Verlauf stark verzögert werden, wodurch eine Unschärfe der thermischen Effekte auf den Temperaturkurven bedingt ist; namentlich Beginn und Ende von Umsetzungen, die in Intervallen verlaufen, erscheinen nur sehr undeutlich ausgeprägt und sind zum Teil gar nicht wahrnehmbar. Als ein zuverlässigeres Verfahren zur Bestimmung der Grenzen des Umwandlungsgebietes hat sich das Abschrecken kleiner Probekörper von verschiedenen Temperaturen und die Nachprüfung

Zahlentafel 1. Chemische Zusammensetzung der untersuchten Stähle.

Bezeichnung	Art des Stahles	C	Mn	Si	P	S	Cu	Cr	Ni	V
A	Manganstahl	0,37	0,98	0,35	0,044	0,017	0,14	0,03	0,29	—
B	Mangan-Siliziumstahl	0,40	0,94	0,76	0,016	0,013	0,22	—	—	—
D	Nickelstahl	0,31	0,70	0,22	0,014	0,021	0,16	0,14	2,15	—
R	Nickelstahl	0,35	0,70	0,30	0,015	0,023	0,18	0,03	2,38	—
H	Chrom-Nickel-Stahl	0,16	0,46	0,15	0,019	0,035	0,18	0,31	2,60	—
E	Chrom-Nickel-Stahl	0,15	0,64	0,33	0,016	0,016	0,26	0,79	3,83	—
G	Chrom-Nickel-Stahl	0,26	0,69	0,26	0,012	0,028	0,16	0,54	3,84	—
F	Chromstahl	0,34	0,79	0,31	0,003	0,010	0,15	1,31	0,35	0,16

des Gefüges und der Härte der so behandelten Stähle erwiesen. Beginn und Ende der Umwandlungen kennzeichnen sich sehr deutlich im Auftreten neuer Gefügebestandteile im Schlibbild und in mehr oder weniger scharfen Aenderungen der Härte der abgeschreckten Proben. Dabei wurde festgestellt, daß der A_{c_3} -Punkt, der dem Ende der Auflösung des Ferrits im γ -Mischkristall entspricht, und der bei der Abschreckbehandlung des Stahles überschritten werden soll, durchweg bei beträchtlich höherer Temperatur liegt als der bei der thermischen Analyse gefundene höchste thermische Effekt. Bei mehreren Stählen wurde ein Unterschied von 60 bis 80° gefunden, so daß die in der Praxis vielfach übliche Ueberschreitung des thermisch ermittelten Umwandlungspunktes um 30 bis 50° besonders bei stärkeren Querschnitten häufig zu einwandfreier Härtung nicht ausreichen dürfte.

Im zweiten Abschnitt der Arbeit ist für fünf der in Zahlentafel 1 verzeichneten Stähle, den Mangan-Siliziumstahl B, den Nickelstahl D, die Chrom-Nickel-Stähle E und G und den Chromstahl F, der Einfluß der Glühtemperatur auf die mechanischen Eigenschaften und das Gefüge bestimmt worden. Als Ausgangszustand wurde bei allen Stählen eine schwache Ueberhitzung gewählt, indem die Proben vor der eigentlichen Glühbehandlung auf 950° erhitzt und an der Luft abgekühlt wurden. Die Folge dieser Glühbehandlung und der verhältnismäßig schnellen Abkühlung ist bei den Stählen B und D eine Kornvergrößerung und teilweise sorbitische Ausbildung des Perlits,

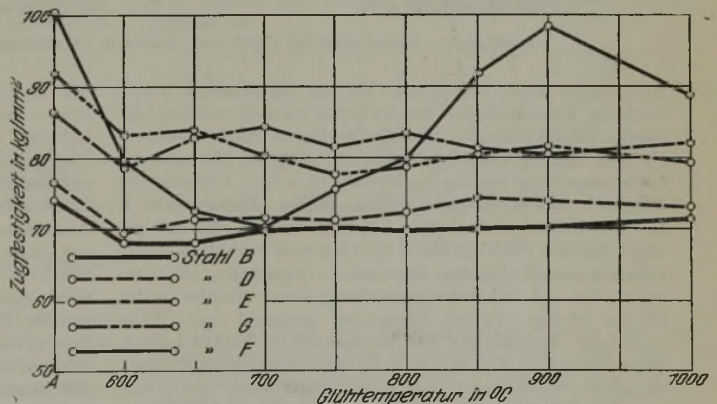


Abbildung 1. Zugfestigkeit der geglühten Stähle.

während bei den Werkstoffstählen E, G und F das Gefüge deutliche Zeichen von Selbsthärtung aufweist, indem Ferrit und Martensit nach Art der Widmannstättenstruktur angeordnet sind. Entsprechend zeigen alle fünf Stähle im Ausgangszustande verhältnismäßig hohe Fließgrenze, Zugfestigkeit und Härte bei mäßigen Dehnungs- und Kerbzähigkeitswerten. Die eigentlichen Glühungen erfolgten bei steigenden Temperaturen von 600 bis 1000°

mit nachfolgender langsamer Abkühlung in Asche. Ausnahmslos ist durch diese Glühbehandlung eine Erweichung der Stähle erzielt worden, wie dies deutlich aus Abb. 1 zu ersehen ist, die die Werte der Zugfestigkeit in Abhängigkeit von der Glüh Temperatur darstellt. Bei den Stählen B, D, E und G ist diese Erniedrigung der Zugfestigkeit gegen den Ausgangszustand von der Glüh Temperatur im wesentlichen unabhängig; die höher legierten Chrom-Nickel-Stähle E und G ergaben um rd. 10 kg/mm² höhere Werte als die Stähle B und D. Abweichend zeigt der Verlauf der Kurve für den Chromstahl F starke Schwankungen mit der Glüh Temperatur. Die Kurven für die Dehnung, Einschnürung und Kerbzähigkeit nehmen durchweg einen unregelmäßigeren Verlauf; die niedrigen Glühstufen haben im allgemeinen die größten Dehnungs- und Zähigkeitswerte zur Folge. Die gefundenen Eigenschaftswerte sind in Beziehung zu dem Gefüge gesetzt worden, über dessen Aenderungen mit wechselnder Glühbehandlung eine Bildtafel Auskunft gibt. Dabei hat sich gezeigt, daß die Gefügeausbildungen, die den Zementit

im 3. Teil der Arbeit der Aufgabe unterzogen, die in Zahlentafel 1 bezeichneten Stähle nach einheitlichen Grundsätzen verschiedenen Wärmebehandlungen zu unterwerfen und die dadurch bedingten Aenderungen der mechanischen Eigenschaften und des Gefüges sorgfältig zu verfolgen. Besondere Bedeutung ist bei dieser Untersuchung der Geschwindigkeit der Abkühlung nach dem Anlassen geschenkt worden. Im allgemeinen wurden die Proben einer schnellen Luftabkühlung, einer Oelhärtung und in einzelnen Fällen auch einer Wasserhärtung unterworfen. Das Anlassen erfolgte in den Grenzen von 100 bis 750°. In der Mehrzahl der Fälle wurde nach dem Anlassen eine Probenreihe langsam in Asche, eine zweite schnell in Wasser abgekühlt. Das durch die Bestimmung der Fließgrenze, Zugfestigkeit, des Verhältnisses beider, der Dehnung, der Einschnürung, der Kerbzähigkeit und der Brinellhärte gewonnene außerordentlich umfangreiche Tatsachenmaterial ist in den zahlreichen Zahlentafeln der Arbeit enthalten und in übersichtlichen Schaubildern zusammengestellt, die einen guten Ueberblick über die

Wirkung der verschiedenen Wärmebehandlung bei den einzelnen Stählen, dann aber auch eine vergleichende Betrachtung der Ergebnisse gleicher Behandlung bei den verschiedenen Stählen ermöglichen. Da es im Rahmen dieses kurzen Berichtes ausgeschlossen ist, einen auch nur einigermaßen umfassenden

Ueberblick über die Gesamtheit der Ergebnisse zu geben, muß auf die in Kürze erscheinende ausführliche Veröffentlichung der Ergebnisse¹⁾ verwiesen werden. Nur einige der wichtigsten Feststellungen seien auswahlweise mitgeteilt. Der Manganstahl A zeigt keine hervorragenden Verbesserungen durch das Vergüten gegenüber dem geglühten Zustande. Auch der höhere Siliziumgehalt

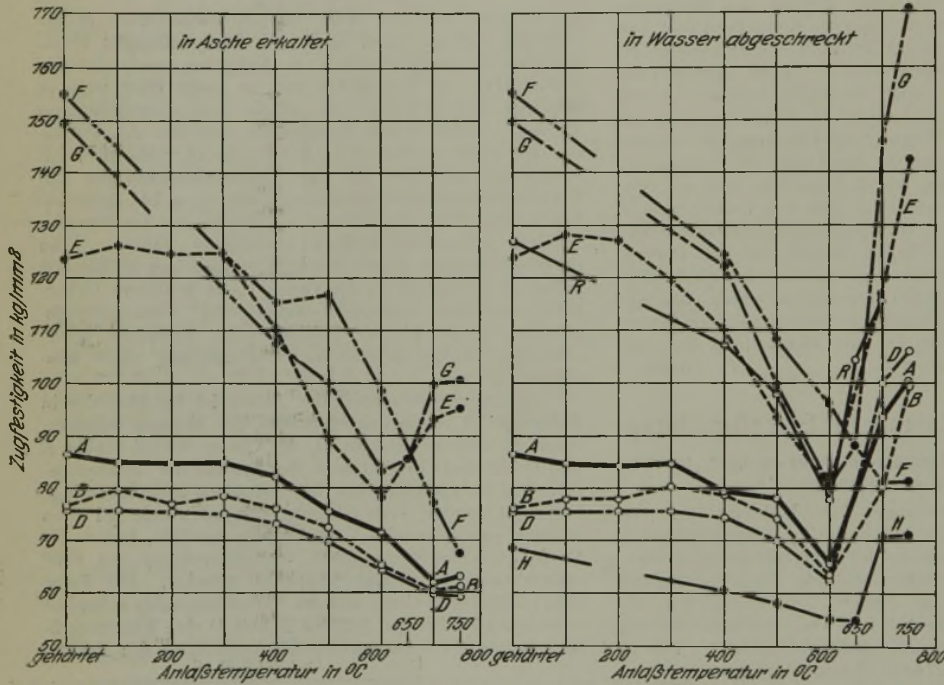


Abbildung 2. Zugfestigkeit der Stähle nach Härten in Oel und Anlassen.

in körniger Form enthalten, wie sie vornehmlich durch Glühung unterhalb des Ac₁-Punktes erreicht werden, die besten Zähigkeitswerte und die geringste Härte besitzen. Für ein Weichglühen der legierten Stähle ist hiernach die Glüh Temperatur wenig unterhalb des Ac₁-Punktes zu wählen. Bei dem chromnickellegierten Einsatzstahl E hat ein Ueberschreiten des Ac₁-Punktes um nur 20° genügt, um den Stahl in einen spröden und verhältnismäßig schlecht verarbeitbaren Zustand zu versetzen, ein Umstand, der sich bei der Verarbeitung dieses Stahles in der Praxis häufig störend bemerkbar gemacht hat. Die günstigste Vereinigung der mechanischen Eigenschaften, hohe Festigkeit und Härte bei guter Dehnung und Kerbzähigkeit, wurde nach den Glühbehandlungen gefunden, die eine möglichst gleichmäßige und feinkörnige Verteilung der Gefügebestandteile zur Folge haben.

Bei den bisher im Schrifttum bekannt gewordenen Untersuchungen beschränkt sich die Bestimmung der Eigenschaftsänderungen von legierten Stählen durch Vergüten, worunter ganz allgemein eine Abschreckung gegebenenfalls mit nachfolgender Anlaßbehandlung verstanden wird, auf einzelne Stähle und Behandlungen; es ist infolgedessen nicht ohne weiteres möglich, die Ergebnisse in Vergleich zu stellen. F. W. Duesing hat sich nun

des Stahles B hat in dieser Richtung keinen Einfluß; zwar besitzt dieser Stahl durchschnittlich etwas höhere Dehnungswerte, wogegen aber eine große Unregelmäßigkeit der Kerbzähigkeit in den Kauf zu nehmen ist. Der Nickelstahl D läßt nach Luftvergütung keine nennenswerte Verbesserung gegen den geglühten Ausgangszustand erkennen. Auch die Oelhärtung hat nur eine geringe Festigkeitssteigerung zur Folge; zu beachten ist lediglich, daß den Anlaßstufen 400 bis 600° eine beträchtliche Annäherung der Fließgrenze an die Zugfestigkeit bei gleichzeitig guter Kerbzähigkeit entspricht. Aus den Ergebnissen für den Chrom-Nickel-Stahl E wird der Schluß gezogen, daß infolge der beträchtlichen Lufthärtung, die dieser Stahl erfährt, in vielen Fällen, besonders bei kleinen Stücken, die teure Oelhärtung mit gutem Erfolge durch diese wirtschaftlichere Luftvergütung ersetzt werden kann. Der Chrom-Nickel-Stahl G mit etwas höherem Kohlenstoffgehalt hat keinen Unterschied der Kerbzähigkeitswerte in Abhängigkeit von der Abkühlungsgeschwindigkeit nach dem An-

¹⁾ Die Arbeit wird in Kürze als Lieferung des 6. Bandes der Mitteilungen aus dem K.-W.-Inst. f. Eisenforschung veröffentlicht werden.

lassen erkennen lassen, wie er verschiedentlich an ähnlich zusammengesetzten Chrom-Nickel-Stählen oder auch Chromstählen beobachtet worden ist (Anlaßsprödigkeit). In diesem Zusammenhang ist die Feststellung von Bedeutung, daß der Chromstahl F bei schnellem Abschrecken der ölgehärteten Probe nach dem Anlassen nur mäßige Dehnungswerte ergibt, so daß bei der Wahl dieser zur Vermeidung der Anlaßsprödigkeit in der Praxis häufig gewählten Art der Wärmebehandlung Vorsicht geboten ist.

Als Beispiel der Schaubilder, die eine vergleichende Uebersicht über die Wirkung der gleichen Wärmebehandlung bei den verschiedenen Stählen gestatten, seien in Abb. 2 die Kurven wiedergegeben, die die Abhängigkeit der Zugfestigkeit der ölgehärteten Proben in Abhängigkeit von der Anlaßtemperatur wiedergeben. Es sei hier lediglich auf die mit besonderer Deutlichkeit hervortretende Teilung der untersuchten Stähle in zwei Gruppen, A, B, D und H auf der einen Seite und R, E, G und F auf der anderen Seite, hingewiesen; auf eine weitere Besprechung muß hier verzichtet werden. Zur Verdeutlichung der Beeinflussung der Gefügeausbildung der Stähle durch die verschiedenen Wärmebehandlungen werden der Arbeit eine große Anzahl von Gefügebildern beigegeben, die insbesondere dem Stahlfachmann im praktischen Betriebe ein wertvolles Hilfsmittel bei der Beurteilung der Wärmebehandlung legierter Stähle sein dürften.

In den beiden letzten Abschnitten der Arbeit hat sich der Verfasser die Aufgabe gestellt, an seinem überaus reichen Versuchsmaterial vergleichende Untersuchungen über das Verhalten der verschiedenen wärmebehandelten Stähle bei dynamischer Prüfung im Vergleich zur statischen Festigkeits- und Härteprüfung durchzuführen. Die Schlagzugprüfung¹⁾ hat dabei zu einer Reihe von beachtenswerten Feststellungen geführt; die Art der Wärmebehandlung ist zum Teil von Einfluß auf die gegenseitigen Beziehungen zwischen den statisch und dynamisch ermittelten Versuchswerten. Die Bestimmung der Fallhärte²⁾ mit dem verbesserten Fallhärteprüfer nach Wüst-Bardenheuer, wie er vom Losenhausenwerk, Düsseldorf-Grafenberg, gebaut wird³⁾, hat für die acht untersuchten Stähle unabhängig von der angewandten Wärmebehandlung zu einer recht befriedigenden Uebereinstimmung mit den Ergebnissen der Brinellprüfung geführt, wobei sich der Umrechnungsfaktor zu 1,60 ergeben hat, so daß die Beziehung gilt: Fallhärte = 1,60 Brinellhärte.

Die Arbeit verdient mit ihrem außerordentlich großen Zahlenmaterial über den Einfluß der Wärmebehandlung auf die mechanischen Eigenschaften von legierten Stählen, mit ihren übersichtlichen Schaubildern, die eine vergleichende Betrachtung der Ergebnisse ganz außerordentlich erleichtern, und mit ihren zahlreichen Gefügebildern die Aufmerksamkeit der Edelmetalleute.

F. Körber.

Aus Fachvereinen.

Iron and Steel Institute.

(Herbstversammlung 1924. — Fortsetzung von Seite 1426.)

Leslie Aitchison und George Reginald Woodvine legten eine Arbeit vor:

Die Volumveränderungen der Stähle während der Wärmebehandlung.

Es handelt sich bei dieser Arbeit um eine Erweiterung der schon im September 1922 mitgeteilten Versuchsergebnisse über die Ausdehnung und Zusammenziehung von lufthärtenden Chromnickelstählen, über die in dieser Zeitschrift berichtet worden ist⁴⁾.

Zunächst sollte festgestellt werden, ob die Längenänderungen in Längs- und Querrichtung gleich sind. Es

¹⁾ Vgl. F. Körber und R. H. Sack: Mitt. K.-W.-Inst. Eisenforsch. 4 (1922), S. 11.

²⁾ Vgl. F. Wüst und P. Bardenheuer: Mitt. K.-W.-Inst. Eisenforsch. 1 (1920), S. 1.

³⁾ St. u. E. 43 (1923), S. 1545.

⁴⁾ Vgl. St. u. E. 43 (1923), S. 537.

wurden von demselben Guß Flachstangen $2\frac{1}{4}'' \times \frac{7}{8}''$ gewalzt. Von diesen Flachstangen wurden Längs- und Querproben, in den gleichen Abmessungen wie bei den ersten Versuchen, herausgeschnitten. Zum Vergleich wurde noch eine Längsprobe von dem zuerst verwendeten Rundmaterial hinzugenommen. Sämtliche Proben wurden bei 830° in Luft abgekühlt. Die Hälfte wurde hierauf in dem Dilatometer bis 200°, die andere Hälfte bis 600° erhitzt und abgekühlt, und zwar so oft, bis Längenkonstanz erhalten wurde. Dies trat bei 5 bzw. 4 Erwärmungen ein, und bei den zum Vergleich herangezogenen Rundproben bei 3 bzw. 4 Erwärmungen. Hieraus leiten die Verfasser die Schlußfolgerung ab, daß ein wesentlicher Unterschied in dem Verhalten der Längs- und Querproben nicht vorhanden ist, so daß, wenn auch nur Längenänderungen bestimmt wurden, diese doch Volumänderungen darstellen.

Durch die zweite Versuchsreihe sollte der Unterschied zwischen dem jetzigen rascheren Abkühlen an der Luft und dem früheren langsameren im Dilatometer nach einem Erhitzen auf 830° festgestellt werden. Nach erfolgter Behandlung wurden die luftabgekühlten Proben im Dilatometer bei steigenden Anlaßtemperaturen bis zur Längenkonstanz erhitzt. Die Ergebnisse im Vergleich mit den früheren sind in Zahlentafel I zusammengestellt.

Zahlentafel I. Längenänderung — Teilstriche.

Anlaßtemperatur	Anzahl der Erwärmungen	Luft abgekühlt	Dilatometer abgekühlt
100	4	— 3	— 5
200	3	— 10	— 6
300	4	— 14	— 15
400	3	— 10	— 15
500	3	— 20	— 16
600	4	— 10	— 15
700	3	— 5	—
750	3	— 2	—

Aus dieser Zusammenstellung ziehen die Verfasser den Schluß, daß in dem Endverhalten der beiden Behandlungen nur ein geringer Unterschied vorhanden sei, und zwar soll dieser Unterschied nur in dem Weg bestehen, auf dem die Proben diesen Endzustand erhalten.

Durch die weiteren Versuchsreihen sollte der Einfluß der Erhitzungstemperatur, des Haltens bei dieser Temperatur, sowie der Einfluß der Abkühlungsgeschwindigkeit an zuvor bei 830° an der Luft abgekühlten Proben festgestellt werden. Die Erhitzungstemperaturen betragen 830 bis 950°. Die ermittelten Kurven sind in Abb. 1 zusammengestellt. Aus diesen Kurven ist zu entnehmen, daß die Höhe der Erhitzungstemperatur auf die Ausgestaltung der Kurven praktisch ohne Bedeutung ist. Die Temperatur, bei der die Umwandlung eintritt, ist immer dieselbe, ganz gleich, auf welche Temperatur der Stahl erhitzt gewesen ist.

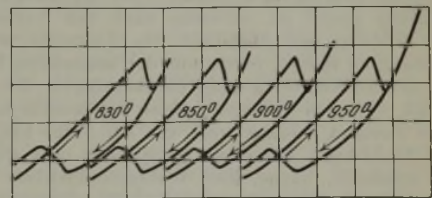


Abbildung 1. Einfluß der Erhitzungstemperatur auf die Umwandlung.

Den Einfluß der Erhitzungsdauer sowie der Abkühlungsgeschwindigkeit zeigen die Kurven der Abb. 2. Die Kurven besagen nach den Verfassern, daß Unterschiede in der Dauer des Haltens auf Temperatur eine wesentliche Wirkung auf den folgenden Zustand des Materials haben. Wenn die Stähle nicht auf Temperatur gehalten werden, und besonders wenn sie sofort nach erreichter Temperatur langsam abkühlen, so ist bei der kritischen Temperatur eine Ausdehnung vorhanden, die größer ist als die des luftgehärteten Materials. Werden die Proben zuvor auf Temperatur gehalten, so ist eine solche starke Ausdehnung nicht vorhanden, und das Volumen ist geringer als das der in Luft abgekühlten Proben. Die ent-

sprechenden Versuche wurden weiter mit einer Erhitzungs-temperatur von 900 und 950° mit denselben Ergebnissen wiederholt. Diese Proben, die auf 850, 900 und 950° erhitzt und verschieden lange auf Temperatur gehalten wurden und mit verschiedener Geschwindigkeit abkühlten, wurden dann so lange auf 600° erwärmt, bis die Länge konstant blieb. Die Ergebnisse der auf 850° erhitzten

Nach ihnen ist es klar, daß lufthärtende Chromnickelstähle, normal behandelt, sich in keinem stabilen Volumenzustand befinden. Durch Härten von hoher Temperatur und Halten auf dieser Temperatur kann eine große Stabilität erzielt werden, es muß jedoch nach dem Härten ein möglichst langes Glühen erfolgen, um vollständige Stabilität in den Abmessungen zu erhalten. *Dr.-Ing. Rudolf Hohage.*

Marcus A. Grossman und Edgar C. Bain berichteten über

Das Wesen der Schnellstähle.

Sie untersuchten einen Schnelldrehstahl mit 0,7 % C, 18,50 % W, 4,17 % Cr, 1,11 % V im gegossenen, geglühten, geschmiedeten und gehärteten Zustand und kamen, soweit sie denselben Gegenstand berühren, zu ähnlichen Ergebnissen, wie sie von deutschen Forschern festgestellt worden sind¹⁾. Es wird darauf hingewiesen, daß Schnelldrehstahl sich ähnlich verhält wie weißes Roheisen mit etwa 2 % C. Nur treten an die Stelle des Eisenkarbids komplexe Karbide. Von einer andern Phase ist nicht die Rede. Durch elektrolytische Lösung wurden die komplexen Karbide abgesondert und für sich bestimmt. Mit der bei Lösungsverfahren gebotenen Vorsicht ziehen sie folgende Schlüsse daraus:

1. Die Zusammensetzung der Karbide ist 2,3 % C, 6,3 % Cr, 61,0 % W, 3,6 % V und 26,8 % Fe. Daraus ergibt sich, wie schon anderwärts¹⁾ erwähnt, daß im geglühten Stahl Kohlenstoff, Wolfram und Vanadin sich ausschließlich in den Karbiden befinden, während das Chrom sich etwa zur Hälfte auf die Karbide, zur Hälfte auf die feste Lösung verteilt hat.

2. Die Menge dieser Karbide beträgt im geglühten Zustande gewichtsmäßig 30 %. Geglühter Schnellstahl besteht sonach zu 70 % aus einer festen Lösung von Chrom in α -Eisen und zu 30 % aus komplexen Karbiden. Letztere setzen sich aus dreierlei Karbiden zusammen, und zwar aus denjenigen, die den Ledeburit-, Sekundär- und den Perlitkarbiden entsprechen.

3. Bei einem Abschrecken aus hohen Temperaturen gehen unter gewöhnlichen Umständen höchstens 13 % der Karbide in Lösung. Wäre es möglich, vollkommene Diffusion zu erreichen, so schätzten die Verfasser die gelösten Karbide auf 20 %. Gewöhnlich gelingt es aber, nur etwa die Hälfte der Karbide in Lösung zu bringen. Die Perlit- und Sekundärkarbide gehen bei üblicher Härtung nur teilweise in Lösung.

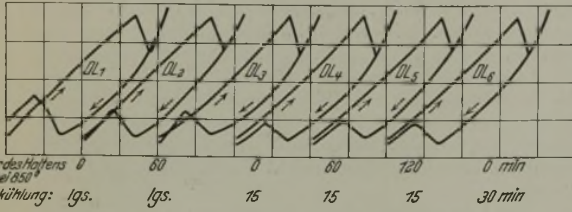


Abbildung 2. Erhitzungstemperatur 850°.

Zahlentafel 2.

Daure des Haltens auf Erhitzungs-temperatur	Abkühlungs-zeit	Anzahl der Erwärmungen	Längen-änderungen
min	min		Teilstriche
0	360	3	— 12
60	360	1	— 0
0	15	3	— 9
60	15	3	— 5
120	15	1	— 0

Proben sind in Zahlentafel 2 zusammengestellt.

Hieraus ist zu entnehmen, daß sowohl längeres Halten auf der Erhitzungstemperatur als auch langsames Erkalten die Volumänderungen beim Anlassen vermindert. In Zahlentafel 3 und 4 sind Ergebnisse der bei 900 und 950° erhitzten Proben zusammengestellt.

Zahlentafel 3.

Glühdauer	Abkühlung	Anzahl der Erwärmungen	Längen-änderungen
min	min		Teilstriche
0	360	2	— 12
60	360	1	— 0
60	15	1	— 0

Zahlentafel 4.

Glühdauer	Abkühlung	Anzahl der Erwärmungen	Längen-änderungen
min	min		Teilstriche
0	360	2	— 10
60	360	1	— 0
60	15	1	— 0

Es erscheint aus diesen Ergebnissen, daß das Erhitzen auf Temperaturen oberhalb 850° eine ähnliche Wirkung auslöst wie die eines längeren Haltens bei niedriger Temperatur.

Die Hauptergebnisse aus diesen Versuchen, abgesehen davon, daß die Ausdehnung nach der Längs- und Querrichtung gleich ist, scheinen nach den Verfassern mit der Bildung und Stabilität des Austenits in Zusammenhang zu stehen, ferner mit der besonderen Langsamkeit der Bildung des Sorbits (Anlaßgefüge). Die Tatsache, daß, wenn ein Stahl auf höhere Temperatur erhitzt wird, ein Zustand gebildet wird, der zur Folge hat, daß sich der Stahl beim Abkühlen, ob langsam oder schnell, weniger ausdehnt, hängt aller Wahrscheinlichkeit nach mit der Bildung eines durchaus stabilen Austenits zusammen. Die Erwärmungen auf niedrigere Temperaturen bringen ohne Zweifel zunächst eine Umwandlung des Austenits in Martensit herbei, daher zunächst Ausdehnung des Stahles, danach zerfällt der Martensit allmählich. Die Karbide, die aus der festen Lösung ausscheiden, ballen sich zusammen und rufen eine Zusammenziehung hervor. Die Erwärmung auf niedrigere Temperaturen ruft natürlich nicht denselben Grad der Zusammenziehung hervor, als wenn die Anlaßtemperatur 600° beträgt. Es wurde festgestellt, daß die im Dilatometer erkalteten und dann angelassenen Proben sich zuerst ausdehnen und dann zusammenziehen. Diejenigen, die an der Luft erkalteten und dann angelassen wurden, ziehen sich von Anfang an zusammen, erreichen jedoch zum Schluß dasselbe Volumen wie die langsam erkalteten. Eine Erklärung hierfür können die Verfasser nicht geben.

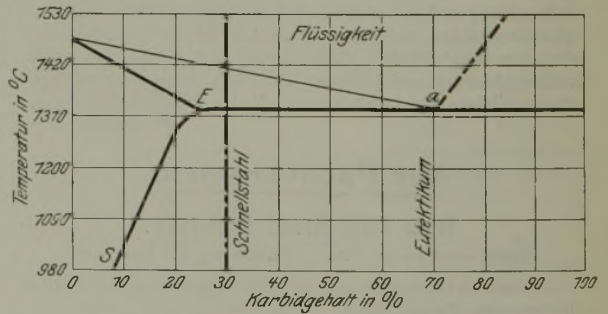


Abbildung 1. Schematisches Zustandsschaubild eines hochprozentigen Schnellstahls.

Bemerkenswert ist, daß sie „Schnellstahl in erster Annäherung für eine dem Wesen nach binäre Legierung“ halten, in der ein Bestandteil feste Lösung von Chrom in Eisen ist und der andere aus komplexen Karbiden einheitlicher Zusammensetzung besteht. Der Schmelzpunkt des Eutektikums liegt für die untersuchte Zusammensetzung bei 1340°. Auf Grund dieser Erwägungen geben sie folgendes schematisches Schaubild (Abb. 1), aus dem sich ergibt, daß der Punkt E bei 0,40 bis 0,45, der Punkt S bei 0,15 bis 0,20 % C liegt.

¹⁾ Vgl. P. Oberhoffer, K. Daevs und F. Rapatz: St. u. E. 44 (1924), S. 432, und F. Rapatz: St. u. E. 44 (1924), S. 1134.

Die Verfasser beschäftigten sich außerdem noch ausführlich mit dem Verhalten der Grundmasse und des Eutektikums bei der Wärmebehandlung. Man sieht in der Abb. 2¹⁾ anliegend an das Ledeburitnetzwerk Flächen, die deutlich in zwei Teile zerfallen sind: einem inneren Teil, in dem sich Karbide abgeschieden haben, und einem äußeren, an das Eutektikum anliegenden Teil ohne Abscheidungen; letzterer wird von den Verfassern für Austenit gehalten. An der Begrenzung dieser beiden Flächen liegt immer eine Kette von Karbiden. Das Zustandekommen dieser beiden Gefügeteile wird dadurch erklärt, daß infolge mangelnder Diffusion sich der später erstarr-

× 500



Abbildung 2. 0,6% C, 18% W, 4% Cr. Schnellstahl im Gußzustande mit Aetzmittel Murakami-Daevs geätzt. Gefüge besteht aus Eutektikum, strukturlosem Wulst und Mischkristallen mit Zementit. (Perlit?)

rende Randteil an Legierungsmetallen und Kohle anreichert und dadurch austenitisch wird. Die Diffusion ist so träge, daß diese ungleiche Verteilung der Legierungselemente sogar im geschmiedeten und im geglühten Stahl vorhanden ist.

Zur weiteren Untersuchung des Verhaltens dieser beiden Gefügeteile wurde ein Stück Stahl im unverschmiedeten Zustande rasch abgekühlt, wobei für Erzielung einer möglichst weitgehenden Diffusion während des Erstarrens die Abkühlung der Schmelze bis zum Erstarren langsam erfolgte.

Es zeigte sich das bekannte Polyedergefüge von abgeschrecktem Schnellstahl, wobei das Ledeburitnetzwerk jedesmal in mehrere Polyeder unterteilt war. Die an Legierungsmetallen ärmere Mittelzone war durch das Aetzmittel mehr angegriffen als die Randschichten (gegen das Eutektikum zu). Durch Anlassen dieses gehärteten Stahles ging das austenitische Gefüge (wie bei Schnellstählen schon von anderer Seite gefunden) immer mehr in Martensit über, und zwar zersetzte sich, wie aus dem oben Erwähnten leicht verständlich ist, die Mittelzone rascher als die Randschichten. Bei 760° Glüh-temperatur ist die Zersetzung des Austenits bis auf geringe

Zahlentafel 1. Menge in Prozent der in fester Lösung befindlichen Elemente beim Abschrecken aus 1260° und nach folgendem Anlassen.

Legierungsmetall	Anlaßtemperatur					
	0	150	260	390	482	595
Kohlenstoff . .	1,24	0,98	0,57	0,98	0,93	0,82
Chrom	3,95	4,00	3,94	3,97	3,79	3,40
Wolfram	2,77	2,48	2,37	2,32	2,12	1,41
Vanadin	0,76	0,74	0,73	0,71	0,56	0,43

Reste vollendet. Beim Anlassen des gehärteten Stahles scheiden sich die 13% der in Lösung gegangenen komplexen Karbide allmählich wieder ab. Aus Zahlentafel 1 ist dieser Vorgang zu ersehen. F. Rapatz.

¹⁾ Diese Abbildung ist dem oben erwähnten Aufsatz von Oberhoffer, Daevs und Rapatz entnommen, da sie der im Original wiedergegebenen genau entspricht.

W. Rosenhain erläuterte

Eine neue Stahlhärtungstheorie.

Seine neuen Anschauungen, die in gewisser Beziehung eine Erweiterung der früher von ihm vertretenen Theorie der amorphen Schichten bedeuten, stützen sich auf Untersuchungen, welche in letzter Zeit von ihm und seinen Mitarbeitern, insbesondere Hanson und Gayler, im Nat. Phys. Lab. über Härtungserscheinungen bei Nichteisenmetalllegierungen ausgeführt worden sind.

Durch die sehr sorgfältigen Untersuchungen von Hanson und Gayler ist festgestellt worden, daß die bekannten eigenartigen Härtungserscheinungen bei der Vergütung des Duralumins an die Gegenwart geringer Mengen einer Verbindung Mg₂Si gebunden sind, deren Löslichkeit im Aluminium schnell mit der Temperatur fällt. Die Härtesteigerung ist der Menge Mg₂Si, die beim Abschrecken des Duralumins in übersättigter, fester Lösung zurückgehalten wird, direkt proportional. Hanson und Gayler sind nun der Ansicht, daß die langsame Härtung des abgeschreckten Duralumins darauf beruht, daß die Verbindung (Mg₂Si) in submikroskopisch feiner Verteilung ausgeschieden wird. Der Verlust der Härte, der bekanntlich beim Anlassen auf etwa 200° eintritt, wird durch ein Zusammenballen der feinen Mg₂Si-Kristalle zu größeren, sichtbaren Kristallen erklärt. Diese Auffassung würde es auch verständlich machen, weshalb ein metallographischer Unterschied bisher nur zwischen dem abgeschreckten und dem angelassenen, nicht aber zwischen dem weichen Duralumin unmittelbar nach dem Abschrecken und dem gehärteten, gefunden worden ist. Sie findet eine Stütze in Beobachtungen, die man bei der Untersuchung der Al-Zn-Legierungen gemacht hat. Die oberhalb 260° beständigen homogenen β-Kristalle des Systems Al-Zn mit rd. 80% Zn zerfallen — gleichfalls nach Hanson und Gayler — nach dem Abschrecken in einigen Minuten unter starker Wärmeentwicklung in α- und γ-Mischkristalle. Trotz der Schnelligkeit, mit der sich dieser Vorgang abspielt, ist es gelungen, ihn mit dem Mikroskop und der Brinellkugel zu verfolgen. Es hat sich ergeben, daß das Gefüge der Legierungen, welches unmittelbar nach dem Abschrecken aus homogenen, polyedrischen Kristallen (Austenit) besteht, in schnellem Wechsel in Gefügetypen übergeht, die mit dem Troostit, Sorbit und zuletzt Perlit der Kohlenstoffstähle eine überraschende Ähnlichkeit haben. Gleichzeitig steigt die Härte schroff von 50 bis 60 auf etwa den doppelten Betrag, um dann wieder auf den Ausgangswert abzufallen, d. h. der mikroskopisch nachweisbare Zerfall der festen Lösung in feinst verteilte α- und γ-Einzelkristalle ist mit Härtesteigerung, das Zusammenballen dieser Kristalle zu größeren Individuen dagegen mit einer Verminderung der Härte verbunden. (Härten und Anlassen bei einer Temperatur.)

Ähnliche, wenn auch weniger deutliche Härtungserscheinungen beobachteten, wie Rosenhain weiter berichtet, die Amerikaner Merica, Waltenberg und Scott bei aluminiumreichen Cu-Al-Legierungen und Hanson und Ford (Nat. Phys. Lab.) bei Kupfer mit geringen Eisengehalten. Sie werden im einen Falle der verschiedenen Löslichkeit der Verbindung Cu-Al₂ im Aluminium, im anderen der verschiedenen Löslichkeit des Eisens im Kupfer (4% bei 1100°, 0,2% bei 750°) zugeschrieben.

Rosenhain folgert aus diesen Beobachtungen an Nichteisenmetallen, daß Härtung stets dann eintritt, wenn eine durch Abschrecken erhaltene, übersättigte, feste Lösung in ein Gemenge fein verteilter Einzelkristalle zerfällt¹⁾.

¹⁾ Dieser Auffassung über die Vorgänge bei der Härtung widerspricht übrigens beim Duralumin die von Kotaro Honda und Konno bestätigte Beobachtung von Fraenkel und Scheuer, daß der elektrische Widerstand des Duralumins sich während der langsamen Härtung in entsprechender Weise erhöht, was den Zerfall eines Mischkristalles in seine Bestandteile ausschließen würde. Vgl. hierzu: Fraenkel und Scheuer: Z. Metallk. 14 (1922), S. 49, u. Konno: An Investigation of Duralumin; Science Rep. Tohoku Univ. 11 (1922), S. 269 f.

Auf den Stahl übertragen würde dies bedeuten, daß die Härte nach dem Abschrecken auf dem Zerfall der festen γ -Eisen-Kohlenstoff-Lösung (Austenit) in ein Gemenge submikroskopisch feinen Zementits und α -Eisens beruht. Andererseits wäre der Verlust der Härte beim Anlassen in analoger Weise wie bei den Aluminium-Zink-Legierungen eine Folge der Zusammenballung des Zementits zu größeren Individuen, wodurch nacheinander Troostit, Sorbit und Perlit entstehen würden. Rosenhain nimmt damit die Theorie des dispersen Zementits, die schon 1911 von Grenet¹⁾ in etwas anderer Form ausgesprochen worden ist, wieder auf, eigentümlicherweise ohne sich mit den Einwänden, die von anderer Seite²⁾³⁾ gegen diese Theorie gemacht worden sind, auseinanderzusetzen. Der eigentliche Grund für die hohe Härte hochdisperser Kristallgemenge ist seiner Ansicht nach eine weitgehende Störung der Kristallstruktur, die zum wenigsten an den zahllosen Korngrenzen einen „gewissermaßen amorphen Zustand“ bedingen und so „die plastische Verformung durch Gleitung fast völlig unmöglich machen“ soll.

K. Kreitz.

A. Hultgren berichtete über

Verbesserung der Brinellprobe bei gehärteten Stählen und ein neues Verfahren zur Erzeugung harter Stahlkugeln.

Bei Feststellung der Härte hochgehärteter Stähle mittels des Brinellverfahrens ergeben sich Fehler, die in der Hauptsache auf die Abplattung der gewöhnlichen Brinellkugeln zurückzuführen sind. Um diesem Uebelstande abzuwehren, versuchte Hultgren Kugeln größerer Härte herzustellen. Verschiedene Legierungen der Stahlkugeln mit Chrom und Wolfram führten zu keiner wesentlichen Verbesserung, weswegen der Verfasser die bereits gehärteten Stahlkugeln einer eingehenden Kalthärtung unterwarf, indem er z. B. Kugeln mit einem Durchmesser von 10 mm in einem eigens dazu konstruierten Kugellager unter Belastung bis zu 3,5 t 3 min bei ungefähr 2,8 m/sek Geschwindigkeit laufen ließ. Die Eindringtiefe der Kalthärtung betrug bei 10-mm-Kugeln 0,75, bei 5-mm-Kugeln 0,4 mm. Die Steigerung der Härte der Außenschicht wurde durch mehrere Prüfverfahren festgestellt und trat besonders bei vergleichenden Brinellabdrücken mit kaltgehärteten und üblich gehärteten Kugeln deutlich zutage. Ein Anlassen auf 150° ergab keine weitere Härtesteigerung mehr, auch boten höher legierte kaltgehärtete Kugeln gegenüber den kaltgehärteten Kugeln üblicher Zusammensetzung keine weiteren Vorteile. Die Verwendungsbereiche, bis zu denen die einzelnen Kugeln Ergebnisse bis zu 1% Genauigkeit liefern, sind für normale Brinellkugeln Härtezahlen 525 bis 550, für Spezial- (hartlegierte) Kugeln 575 bis 600, für kaltgehärtete 675 bis 700.

Um den Durchmesser der Eindrücke besser messen zu können, schlägt der Verfasser vor, geätzte Kugeln zu verwenden. Die Ätzung erfolgt in einprozentiger alkoholischer Salpetersäure bei 3 min Ätzdauer. Hierdurch treten die Karbide aus der Kugeloberfläche hervor und verursachen eine Aufrauung des Eindruckes, der infolgedessen dunkel erscheint und genauere Messungen ermöglicht. In Verbindung hiermit erscheint es angebracht, bei harten Stählen ein Meßinstrument mit feinerer Einteilung zu verwenden. Die üblichen Meßgläser mit etwa zehnfacher Vergrößerung und $\frac{1}{10}$ -mm-Teilung gestatten eine Meßgenauigkeit von $\pm 0,02$ mm, was bei einem 10-mm-Kugeleindruck und einer Härte von 700 einem Meßfehler von ± 12 , bei einer 5-mm-Kugel einem solchen von ± 24 Einheiten entspricht. Der Verfasser verwandte zu seinen Messungen ein Reichert-Mikroskop mit 30facher Vergrößerung und eine Einteilung von 0,031 mm. Zwecks

¹⁾ Grenet: J. Iron Steel Inst. 84 (1911), S. 39.

²⁾ Chevenard: Fehlen der Ausdehnungsanomalie des Zementits in gehärtetem Stahl. Rev. Mét. (Mém.) 14 (1917), S. 635.

³⁾ Maurer: Ueber das β -Eisen und über Härtungstheorien. Mitt. K.-W.-Inst. Eisenforsch. 1 (1920), S. 59 (Härtung von übereutektoiden, austenithaltigen Kohlenstoffstählen durch Eintauchen in flüssige Luft ohne Aenderung des elektrischen Widerstandes).

leichteren Kugelaustausches im Brinellapparat wird ein magnetischer Kugelhalter empfohlen.

Ed. Houdremont.

(Schluß folgt.)

American Society for Testing Materials.

(27. Jahresversammlung 24. bis 27. Juni 1924.
Fortsetzung von Seite 1499.)

W. H. Bassett erstattete den

Bericht des Ausschusses für Metallographie,

dessen Arbeiten sich besonders auf Ätzverfahren bezogen. Es wird ein neues Trockenverfahren für Schlitze vorgeschlagen. Danach sollen die Schlitze nach dem Ätzen in sehr heißem Wasser abgewaschen und in Gelbluft getrocknet werden. Die so erhaltenen Ergebnisse sollen ebenso gut sein wie die durch das übliche Abspülen des Wassers mit Alkohol erzielten. Mit Salpetersäure geätzte Schlitze von ungehärtetem Stahl sollen dabei nicht die Flecke zeigen, welche im allgemeinen nach der Behandlung mit Alkohol entstehen.

Aus einer Zusammenstellung von Ätzverfahren sind folgende bemerkenswert. Für Schnellstahl empfehlen Gill und Bowman¹⁾ im geblühten Zustand Pikrinsäure, für gehärtete Proben eine Lösung von 6 bis 8% Salpetersäure in Alkohol. Eine Lösung von Natriumhydroxyd und Wasserstoffsperoxyd sowie eine Lösung von Ferrizyankalium werden für Wolframkarbide angewandt.

Loskiewicz²⁾ hat die Angriffszeit von Ätzmitteln auf Eisen-Kohlenstoff-Legierungen studiert und macht Angaben über die Ätzzeit mit Pikrin- und Salpetersäurelösungen in Alkohol für verschiedene Temperaturen.

Nach Feststellungen von Pilling³⁾ soll Siliziumstahl mit mehr als 6% Silizium durch das Wasser beim Polieren angegriffen werden, so daß beim Polieren dieser Stähle insbesondere zum Schluß Alkohol verwandt werden muß; ferner müssen alle Ätzmittel vermieden werden, die Wasser als Lösungsmittel haben. Kochende alkalische Natriumpikratlösung greift den Siliziumferrit an. Als neues Ätzmittel wird mitgeteilt eine Lösung von Salpetersäure und Methylalkohol in Nitrobenzol. Es wird eine Vorratslösung von 20% Salpetersäure in Methylalkohol hergestellt, von der für den Gebrauch 40 Tropfen in 50 cm³ Nitrobenzol gelöst werden; die Ätzzeit ist 20 sek.

In einer besonderen Zusammenstellung werden Vorschläge für Definitionen einer ganzen Reihe in der Metallographie gebräuchlicher Bezeichnungen gemacht, von denen die folgenden erwähnenswert sind.

Legierung: Ein Stoff mit metallischen Eigenschaften, der aus zwei oder mehr metallischen oder nichtmetallischen Elementen besteht, die im geschmolzenen Zustand in jedem Verhältnis miteinander mischbar sind und sich beim Erstarren nicht in zwei verschiedene Schichten trennen. Im festen Zustand können Legierungen nur aus Eutektikum, Eutektoid, fester Lösung oder chemischer Verbindung oder aber aus Gemischen dieser miteinander oder mit reinen Metallen bestehen. Im Handelsgebrauch würde der Ausdruck Legierung auch den Fall umschließen, wenn eine gewisse Trennung in verschiedene Schichten stattgefunden hat.

Ätzmittel: Eine Substanz oder ein Reagenz zum Zweck der Entwicklung der Struktur eines Metalles oder einer Legierung, die einen Unterschied im Aussehen der verschiedenen das Material aufbauenden Teile oder verschiedener Körner hervorbringt. Die Ätzmittel sind meist Lösungen in Wasser, Säure oder Alkalien, jedoch kann die Ätzung auch hervorgebracht werden durch unterschiedliche Oxydation mittels Heißfärbung.

Korn: Ausdruck für einen allotrimorphen Kristall in Metallen und Legierungen aus nur einer Komponente.

Korngröße: Sie wird vorzugsweise ausgedrückt durch die Anzahl der Körner auf der Flächeneinheit eines

¹⁾ Trans. Am. Soc. Steel Treat. 2 (1921/22), S. 184/205.

²⁾ Rev. Mét. Memoires 19 (1922), S. 681/7.

³⁾ Am. Inst. Min. Met. Eng. 1924, Februar.

Schliffes. Es können außerdem die durchschnittliche Flächengröße des Kornes oder die ungefähren Abmessungen angegeben werden. Die Korngröße gereckten Materials wird ausgedrückt durch die durchschnittliche Anzahl Körner auf der linearen Einheit in zwei Richtungen oder durch die durchschnittliche Anzahl Körner bezogen auf die Flächeneinheit zusammen mit dem Verhältnis der Länge zur Breite des einzelnen Kornes.

Makrographie: Wiedergabe eines Gegenstandes in höchstens zehnfacher Vergrößerung.

Mikrographie: Wiedergabe eines Gegenstandes in mehr als zehnfacher Vergrößerung. E. H. Schulz.

John H. Hall und G. R. Hanks gaben einen zusammenfassenden

Bericht über hochprozentigen Manganstahl.

Die Grenzen der Zusammensetzung sind: 1,00–1,40% C, 0,3–0,8% Si, 11,0–14,0% Mn, 0,01% S, 0,06–0,10% P. Die Erschmelzung geschieht meist in der Weise, daß man in der Birne oder im Siemens-Martin-Ofen heruntergekohltes Flußeisen mit 80prozentigem Ferromangan in der Pfanne zusammengießt, das im Elektroofen flüssig gemacht wurde. Vollständig im Elektroofen erzeugter Stahl ist nicht besser als ein nach obigem Verfahren hergestellter. Der Elektroofen kommt nur dann in Frage, wenn Schrott dieses Stahles (wegen der Verschlackung des Mangans im Martinofen) eingeschmolzen werden soll. Der Phosphorgehalt ist deshalb verhältnismäßig hoch, weil dieses Element schon im Ferromangan zugegen ist. Der Schwefelgehalt ist infolge des hohen Mangangehaltes immer niedrig. Unter 1% C kann man ohne Verwendung des teuren kohlefreien Ferromangans nicht heruntergehen, doch ist anzustreben, daß der Kohlenstoffgehalt 1,25% nicht übersteigt, weil der Stahl dann zu spröde wird. Die große Zähigkeit dieses Stahles kommt erst richtig zum Ausdruck, wenn der Mangangehalt größer als 11% ist.

Wie bekannt, zeigt dieser Stahl in gegossenem Zustand im Gefügebild ein Netzwerk und viele nadelartige Gebilde, die wahrscheinlich Karbide sind. Beim Abschrecken von 1000° und darüber entsteht reiner Austenit; bei niedrigen Abschrecktemperaturen bleibt ein Teil der Karbide ungelöst. Schon bei Anlaßtemperaturen von etwa 480° scheidet sich das Karbid in Nadel- und Netzform wieder aus.

Als durchschnittliche Festigkeitseigenschaften geben die Verfasser an: 53–74 kg/mm² Festigkeit, 15–35% Dehnung, 15–35% Einschnürung.

Der Berichtersteller hält diese Werte für sehr niedrig und hat im Durchschnitt bedeutend bessere Ergebnisse gefunden. Bemerkenswert ist, daß dieser Stahl keine eigentliche Streckgrenze aufweist, sondern im Zerreißschaubild eine im allgemeinen Verlauf stetige Krümmung der Dehnungslinie zeigt. Der Stahl reißt unter kleinen Rucken. Die Elastizitätsgrenze liegt bei etwa 20 kg/mm².

Ein abgeschreckter 12 mm starker Stab soll eine Kaltbiegung von 180° um einen 25 mm starken Dorn, ohne zu brechen, vertragen und ein 18 mm starker Stab eine solche von 140°. Es wird darauf aufmerksam gemacht, daß Oberflächenentkohlung sowohl bei diesen als auch bei den Zerreißversuchen bedeutend niedrigere Werte ergeben kann.

Die Scherfestigkeit wurde bei etwa 60 kg/mm² gefunden. Sie liegt also im Verhältnis zur Zugfestigkeit höher als bei anderen Stählen.

Brinellhärten des abgeschreckten Stahles sind im Verhältnis zur Festigkeit sehr niedrig (180–200). Der Stahl läßt sich deshalb auch bis zu einem gewissen Grade hämmern und sogar meißen. Die ersten Schläge rufen eine ziemliche Verformung hervor, die aber bald zum Stillstand kommt, weil der Stahl kalthärtet und Brinellhärten von etwa 450 annimmt. Diese leichte Kalthärtbarkeit ist auch die Ursache für den eigenartigen Verlauf der Dehnungsschaulinie. Auch die große Scherfestigkeit und schwere Bearbeitbarkeit sollen damit zusammenhängen, ebenso die große Widerstandsfähigkeit gegen Abnutzung, die sich auf folgende Weise erklärt: Zuerst wird der Stahl kaltverformt und gehärtet; tritt die Abnutzung

unter geringem Druck ein, so daß keine merkbare Kaltverformung vorhanden ist, wie etwa beim Abblasen mit Sand, so bietet dieser Stahl keinen Vorteil, er nutzt sich sogar noch bedeutend rascher ab als andere Stähle. Dagegen ist nach den Verfassern dieser Stahl für Fälle, wo großer Druck herrscht, unübertrefflich. Sie haben die Abnutzung an Brechbacken aus verschiedenen Stählen gemessen und u. a. folgende Zahlen gefunden:

C	Mn	Cr	Ni	Abnutzung in g für den cm ² auf 1000 kg gebrochene Steine	
				Feste Brechbacken	Bewegliche Brechbacken
1,25	12,0	.	.	0,02444–0,6497	0,02829–0,421
0,24	1,19	.	.	0,4291	0,4114
0,54	0,65	.	.	0,3242	0,3642
0,48	0,67	0,43	.	0,3635	0,5100
0,55	0,90	.	3,29	0,1469	0,1646
0,44	0,77	0,44	1,38	0,1381	0,1329

Merkwürdigerweise glauben die Verfasser, daß die Abnutzungs-Widerstandsfähigkeit vom Mangangehalt in gewissen Grenzen unabhängig ist — ein Befund, dem gegenüber man sich aber abwartend verhalten muß.

Die Dauerfestigkeit ist wohl wegen der niedrigen Streckgrenze und wegen der leichten Kalthärtbarkeit sehr gering. Bei Dauerbeanspruchung, wie sie bei Maschinen- und Fahrzeugteilen vorkommt, versagt daher der hochprozentige Manganstahl. In der Olsenschen Dauerverdrehungsmaschine¹⁾ hielt er nur 9000–23 000 Biegungen aus, während ein Stahl mit 0,5% C, 1,5% Ni und 0,8% Cr 72 000 Biegungen vertrug.

Für den Ausdehnungskoeffizienten zwischen 20 und 100° wurde vom Bureau of Standards folgende Formel gefunden:

$$L_t = L_0 (1 + 16,96 \times 10^{-6} t + 0,0148 \times 10^{-6} t^2)$$

Dieser Wert ist also bedeutend höher als bei gewöhnlichem Stahl.

Die Wärmeleitfähigkeit ist, als Verhältniszahl angegeben, 2,31, wenn die von Kupfer 100 und die von Eisen etwa 16 ist. Diese Zahl ist also nur ein Siebentel des Wertes von gewöhnlichem Stahl, was bei der Wärmebehandlung wohl zu beachten ist.

Der elektrische Widerstand ist mit 0,06554 ungefähr sechsmal so groß wie bei Flußeisen. Hochprozentiger Manganstahl ist abgeschreckt nicht magnetisierbar, und man soll angeblich von dieser Eigenschaft in neuerer Zeit beim Bau elektrischer Apparate, z. B. Transformatorenteile, Gebrauch machen.

J. B. Johnson und S. A. Christiansen befaßten sich mit den

Eigenschaften von Werkstoffen für Auspuffventile.

Auspuffventile sind hohen Temperaturen und sehr starker Korrosion ausgesetzt und müssen außerdem auch der mechanischen Abnutzung bei hoher Temperatur widerstehen, dürfen also nicht zu rasch erweichen. Die Verfasser untersuchten folgende Werkstoffe auf ihre Eignung für diesen Zweck (Zahlentafel 1).

Sie bestimmten ihre Festigkeit bei höheren Temperaturen, ihren Widerstand gegen Verzundern und schließlich ihr Verhalten im praktischen Gebrauch. Die besten Festigkeitswerte ergaben bei hoher Temperatur Chrom-Nickel-Stähle. Im Verzundern waren Chrom-Stahl und Chrom-Nickel-Stahl annähernd gleich. Aus den Angaben seien folgende Zahlen angeführt (Zahlentafel 2).

Als Ergebnis dieser Versuche und des Verhaltens im praktischen Gebrauch konnten die Verfasser feststellen, daß keiner der genannten Werkstoffe den Bedingungen voll entspricht. Wolfram-Stähle kommen nicht in Betracht, weil sie zu stark zundern. Chrom-Nickel-Stahl hat den Nachteil, daß er sich als austenitischer Stahl nicht härten läßt und sich infolgedessen an kälter bleibendem Teil zu rasch abnutzt. Rostfreier Chrom-Stahl ist zwar härter und zundern auch nicht, erweicht aber

¹⁾ Vgl. Mailänder: St. u. E. 44 (1924), S. 627.

Zahlentafel 1. Zusammensetzung der bei den Versuchen verwendeten Werkstoffe.

Bezeichnung	Zusammensetzung					
	C	Mn	Si	Cr	Ni	sonstige
Wolfram-Stahl	0,50 bis 0,70	0,30	—	3,0 bis 4,0	—	Wolfram 15,0 bis 18,0
Chrom-Stahl	0,25 bis 0,40	0,50	—	11,5 bis 14,0	—	—
Silizium-Chrom-Stahl	0,45 bis 0,60	0,50	2,75 bis 3,75	7,0 bis 9,0	—	—
Chrom-Nickel-Stahl	0,30 bis 0,40	0,50	3,0 bis 4,0	15,0 bis 20,0	24,0 bis 26,0	—
Kobalt-Chrom-Stahl	1,00 bis 1,50	0,50	0,40 bis 0,60	10,0 bis 13,0	—	Molybdän 0,60 bis 0,90 Kobalt 3,0 bis 3,50
Monel-Metall	—	3,50	0,50	—	60,0	Kupfer 23,0 Eisen 3,50

Zahlentafel 2. Festigkeit bei hohen Temperaturen.

Bezeichnung	Temperatur	Festigkeit kg/mm ²
Wolfram-Stahl	20	141,4
	870	12,1
Chrom-Stahl	20	70,7
	870	10,3
Silizium-Chrom-Stahl	20	145,6
	870	2,8
Chrom-Nickel-Stahl	20	85,6
	870	16,8
Kobalt-Chrom-Stahl	20	86,8
	870	12,7
Monel-Metall	20	71,4
	815	11,1

bei der Arbeitstemperatur. Kobalt-Chrom-Stahl bleibt zwar bei höheren Temperaturen verhältnismäßig hart und gibt deshalb widerstandsfähige Ventilkegel, während die Teller wegen der bei diesem Stahl stattfindenden raschen Verzunderung bald unbrauchbar sind. Chrom-Silizium-Stahl erweicht ebenso wie reiner Chrom-Stahl zu rasch. Das mit in den Wettbewerb hineingezogene Monel-Metall ist zwar korrosionsbeständig, aber zu weich. (Schluß folgt.) *F. Rapatz.*

Patentbericht.

Deutsche Patentanmeldungen¹⁾.

(Patentblatt Nr. 49 vom 4. Dezember 1924.)

Kl. 7b, Gr. 16, H 95 170. Vorrichtung zum Aufwickeln von Band- oder Profilleisen in Schraubenform auf Kernrohre mit Hilfe einer Wickschnecke. Dipl.-Ing. Walter Hoff, Aussig a. d. E. (Tschechoslowakei).

Kl. 7b, Gr. 20, W 65 979. Verfahren zur Herstellung von Behältern und Rohren für höheren Druck aus zwei oder mehr übereinander geschrumpten Manteln. Dipl.-Ing. Bruno Weißenberg, Düsseldorf, Ceciliallee 65.

Kl. 7f, Gr. 1, H 94 360. Reifenwalzwerk zum Vor- und Fertigwalzen von Reifen und Ringen in einer Hitze. Wilhelm Heintges, Berlin-Pankow, Elisabethweg 10.

Kl. 10a, Gr. 21, H 92 831. Schachtschmelofen mit Innenbeheizung. Erwin Howaldt, Kiel, Muhliusstr. 49.

Kl. 10a, Gr. 22, P 47 233. Heizverfahren und -einrichtung insbesondere für Retorten zur Tieftemperatur-Verkokung. Franz Puening, Pittsburgh, V. St. A.

Kl. 10a, Gr. 22, S. 61 002. Verfahren zur Entgasung und Verkokung von Kohle und anderen Brennstoffen. Société Lyonnaise des Eaux et de l'Eclairage Société Anonyme, Paris.

Kl. 10b, Gr. 4, P 45 631. Verfahren zur Herstellung von Brennstoffbriketten aus Kohlenklein mittels Sulfzelluloseablauge. „Hanna“, Brikettierungsgesellschaft m. b. H., Berlin.

Kl. 12e, Gr. 2, L 57 332. Einrichtung zur Abscheidung von Schwebeteilchen aus Gasen. Theodor Littner, Berlin-Schöneberg, Kufsteiner Str. 2.

Kl. 12e, Gr. 2, O 13 727. Verfahren zur Reinigung brennbaren Staub enthaltender Gase hoher Temperatur. Dipl.-Ing. Dr. Erich Oppen, Arnswaldstr. 29a, und Kirchhoff & Co., Hannover.

Kl. 16, Gr. 5, E 26 464. Verfahren zur Erhöhung der Zitronensäurelöslichkeit von Phosphoriten. Eisenwerk Gesellschaft Maximilianshütte, Rosenberg (Oberpfalz).

Kl. 18c, Gr. 1, A 42 472; mit Zusatz-Anm. A 42 719. Vorrichtung zum Anlassen elektrischer Salzbad-Schmelz- oder Härteöfen. Allgemeine Elektrizitäts-Gesellschaft, Berlin.

Kl. 18c, Gr. 1, A 42 620. Elektrischer Salzbadhärteofen. Allgemeine Elektrizitäts-Gesellschaft, Berlin.

Kl. 18c, Gr. 3, M 84 907. Einsatzhärtepulver und Verfahren zu seiner Herstellung. Maschinenfabrik Eßlingen, Eßlingen.

Kl. 18c, Gr. 8, F 53 167. Verfahren zur Erzeugung von schwarzbrüchigem Temperguß. Peter Franke, Essen, Margaretenhöhe, und Ernst Posseger, Essen, Juliusstr. 6.

Kl. 18c, Gr. 8, Sch 70 725. Verfahren zur Verbesserung der physikalischen Eigenschaften metallischer Körper. Dr.-Ing. Walter Schneider, Düsseldorf, Ceciliallee 65.

Kl. 21 h, Gr. 11, A 41 134. Chargiervorrichtung für elektrische Schmelzöfen. Allgemeine Elektrizitäts-Gesellschaft, Berlin.

Kl. 24a, Gr. 19, L 59 272; Zus. z. Anm. 58 946. Schrägrostfeuerung für Braunkohle mit Vorvergassungsschacht. Fa. K. H. Paul Ludwig, Magdeburg.

Kl. 24l, Gr. 1, R 59 093. Wassergekühlter Düsenbrenner für Kohlenstaubeuerungen. Heinrich Reiser, Gelsenkirchen, Viktoriastr. 130.

Kl. 24l, Gr. 1, W 63 038. Brenner für Kohlenstaubeuerungen, dem das Staubluftgemisch mit Drall zugeführt wird. Walther & Cie., Aktiengesellschaft, Köln-Dellbrück.

Kl. 24l, Gr. 5, V 18 593. Ausnutzung der Wärmestrahlung bei aluminothermischer Metallgewinnung. Dr. Lothar Birkenbach und Dr. Siegfried Valentiner, Clausthal (Harz).

Kl. 31c, Gr. 1, St 37 494. Zusatzmasse für Formsand. Otto Stöhr, Leipzig, Thomasiusstr. 7.

Kl. 31 c, Gr. 7, M 82 681. Verfahren und Vorrichtung zur Aufbringung pulverförmiger Stoffe auf hohle Formen. William Davis Moore, Birmingham, Alabama (V. St. A.).

Kl. 31 c, Gr. 12, K 90 332. Verfahren zum Gießen unter Druck im luftleeren Raum. Wilhelm Klepsch, Wien.

Kl. 31 c, Gr. 19, G 61 858. Verfahren, lange Rohre wagerecht ohne Kernstützen zu gießen. Felix Gremmels, Mannheim, Waldparkdamm 2.

Kl. 35 b, Gr. 1, R 58 663. Doppelkran. Rheinische Metallwaren- und Maschinenfabrik, Düsseldorf-Derendorf.

Kl. 40 a, Gr. 10, T 27 369. Beschickungsvorrichtung und Entleerungsvorrichtung für metallurgische und ähnliche Oefen. Filip Tharaldsen, Kristiania.

Kl. 42 k, Gr. 23, T 27 782. Mit der Hand unmittelbar auf die zu prüfende Fläche von Sandmasse und Lehmformen o. dgl. aufsetzbares Prüfgerät. Leonhard Treuheit, Elberfeld, Varresbecker Str. 129.

Kl. 48 d, Gr. 2, M 85 446. Verfahren zum Beizen von Eisen. Matuschek Metallindustrie Gustav Radtke, Berlin.

Kl. 49 f, Gr. 4, Sch 68 302. Vorrichtung zum Wenden vieleckiger Schmiedestücke an mechanischen Hämmern. Ernst Schulte, Grund bei Ronsdorf.

Kl. 49 g, Gr. 10, H 91 126. Verdichten und Härten von Gesenkschmiedestücken. Frank Humphris, Parkstone (Dorset), und Kenneth Alexander Roberts, London.

Kl. 80 a, Gr. 52, H 91 848. Verfahren zur Herstellung von Schlackensteinen. Willi Heinz, Flammersbach (Dillkreis).

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

Kl. 82 b, Gr. 3, K 81 291. Klärschleudertrommel.
Fried. Krupp, Akt.-Ges., Essen.

Deutsche Gebrauchsmustereintragungen.

(Patentblatt Nr. 49 vom 4. Dezember 1924.)

Kl. 31 c, Nr. 890 365. Kernstütze mit bolzenförmigem Steg. Ludwig Föbus, Barop i. W.

Kl. 31 c, Nr. 890 370. Kernnagel. Ludwig Föbus, Barop i. W.

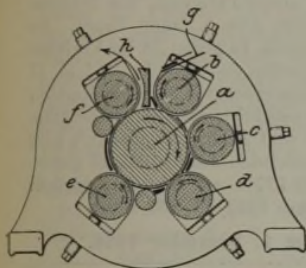
Kl. 40 a, Nr. 890 196. Ofenfutter für Schachtofen. Gustav Adolf Strecker, Mölln (Lbg.).

Kl. 47 f, Nr. 890 371. Schweißverbindung für Rohre. Gelsenkirchener Bergwerks-Akt.-Ges., Düsseldorf.

Kl. 49 e, Nr. 890 003. Schrottpaketierhämmer. Paul Bernhardt, Efferen.

Deutsche Reichspatente.

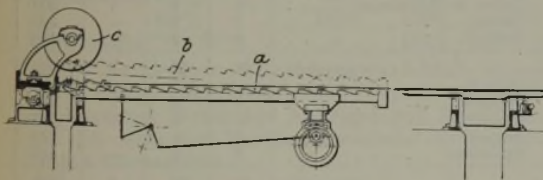
Kl. 7 a, Gr. 9, Nr. 392 653, vom 25. Dezember 1921. Gelsenkirchener Bergwerks-Akt.-Ges. und Peter Halfen in Hüsten i. W. *Kontinuierliches Walzwerk.*



Das Walzgut wird zwischen einer Mittelwalze a und mehreren im Kreise um diese herum angeordneten Walzen b, c, d, e, f hindurch- und hinter der letzten Außenwalze f abgeleitet. Dieses Walzwerk eignet sich infolge seines geringen Platz- und Kraftbedarfs sowie der niedrigen Anlagekosten besonders vorteil-

haft zum Walzen und Glätten von Blechplatten oder -streifen. Die Platinen werden über die Rutsche g in das Walzwerk geleitet und durchlaufen die Walzen der Reihe nach, um dasselbe hinter der Walze f entsprechend der Führung h zu verlassen.

Kl. 7 a, Gr. 17, Nr. 392 654, vom 12. November 1921. Kalker Maschinenfabrik, A.-G., in Köln-Kalk. *Mechanisches Kühlbett mit Schneidvorrichtung für Walzeisen.*



Der neben dem Kühlbett ankommende Walzstab a wird durch die zwischen den Lagerschienen c des mechanischen Kühlbettes angeordneten schwingenden Förderer d mit den vorderen, den Sägen zugewendeten Enden von seinen Lagerrollen b abgehoben und gegen die in verstellbarem Abstände gelagerten Sägeblätter e gedrückt.

Kl. 18 a, Gr. 6, Nr. 392 672, vom 18. Juli 1922. Deutsche Maschinenfabrik, A.-G., in Duisburg. *Vorrichtung zum Öffnen und Schließen der Beschickungsöffnungen von Metallverhüttungsofen mittels eines über oder längs der Ofenreihe beweglichen Beschickungsgefäßes.*

Für jede Beschickungsöffnung sind zwei eine Einschüttöffnung zwischen sich freilassende, rahmenförmig miteinander verbundene Abdeckplatten vorgesehen, die durch am Beschickungsgefäß angebrachte steuerbare Klinken je nach deren Einstellung, jedoch unabhängig von der Fahrtrichtung des Beschickungsgefäßes, selbsttätig bei Annäherung des Gefäßes an den Ofen in Offenstellung, beim Entfernen des Beschickungsgefäßes vom Ofen aber in Schließlage gebracht oder frei vom Beschickungsgefäß überlaufen werden. Da auf diese Weise die Dauer einer Einzelbegichtung nur kurz ist, so kann man für eine große Anzahl Öfen mit einem einzigen Beschickungswagen auskommen, der sodann ständig im Betrieb steht.

Statistisches.

Polens Außenhandel in den Jahren 1922 und 1923¹⁾.

	Einfuhr		Ausfuhr	
	1922 t	1923 t	1922 t	1923 t
Kohle . . .	2 182 625	134 007	5 322 609	12 557 535
Koks . . .	264 111	120 467	116 522	232 423
Braunkohle	—	71	—	—
Briketts . .	—	12 254	—	122 832
Eisenerz . .	239 895	668 475	52 240	15 287
Roheisen . .	58 476	93 867	2 595	487
Alteisen . .	75 894	299 722	15 221	16 543
Stabeisen . .	71 995	42 909	91 191	196 633
Schienen . .	4 141	15 296	8 098	14 943
Sondereisen	9 901	8 753	37 461	105 164
Feinbleche .	9 046	9 030	8 864	4 181
Gegenstände aus Gußeisen . . .	6 240	7 920	18 968	26 195
Gegenstände aus Temperieren . .	2 561	3 062	2 166	11 598
Gegenstände aus Schmiedeeisen . .	3 066	6 904	482	1 925
Nägel und Drahtstifte	9 427	13 692	1 488	1 598
Eisenkonstruktionen	2 043	435	172	980

Norwegens Bergbau und Eisenindustrie im Jahre 1923²⁾.

Förderung bzw. Erzeugung an	1923		1922	
	t	Wert in 1000 Kr.	t	Wert in 1000 Kr.
Eisenerz	385 836	11 085	258 815	6 726
Schwefelkies (z. T. mit Kupfer) . . .	375 161	13 478	396 411	12 531
Nickelerz	—	—	3 050	91
Kupfererz	2 352	149	1 059	84
Zinkerz	2 226	301	552	109
Steinkohle	—	—	—	—
(Elektro-)Roheisen	4 094	635	1 970	262
Eisenlegierungen .	22 301	7 830	1 789	804
Nickel	71	250	—	—
Kupfer	67	135	80	136

Die polnisch-oberschlesischen Berg- und Hüttenwerke im Jahre 1923.

Nach der Statistik des Oberschlesischen Berg- und Hüttenmännischen Vereins, Z. z., Katowice³⁾, nahm die Eisenerzförderung im Berichtsjahre um 25% gegenüber dem Vorjahre ab. — Der Kokserzeugung dienten 1480 zur Gewinnung von Nebenerzeugnissen eingerichtete Koksofen. — Im Hochofenbetrieb waren von 21 vorhandenen Kokshochöfen 15 während 698 Wochen im Betrieb. An Schmelzmitteln wurden 543 491 t Eisenerze, 32 189 t Manganerze, 45 818 t Kiesabbrände usw., 32 285 t Schrott, 227 955 t Schlacken und Sinter, 207 646 t Kalkstein und Dolomit und 578 969 t Steinkohlenkoks verbraucht. Die Roh-eisenerzeugung hatte gegenüber dem Vorjahre eine geringe Zunahme zu verzeichnen. — Bei den Eisen- und Stahlgießereien waren 30 Kuppelöfen, 3 Flammöfen, 6 Siemens-Martin-Öfen mit basischer und 2 mit saurer Zementstellung vorhanden; außerdem war eine Kleinbessemer-

¹⁾ Nach Comité des Forges de France, Bull. Nr. 3822, 1924. — Vgl. St. u. E. 42 (1922), S. 1441; 44 (1924), S. 1548/50.

²⁾ Norges Offisielle Statistikk VII, 146, S. 10/11. — Vgl. St. u. E. 44 (1924), S. 741.

³⁾ Vgl. St. u. E. 44 (1924), S. 82.

Art des Betriebes	Zahl der Betriebe		Zahl der Arbeiter		Förderung bzw. Erzeugung		
	1923	1922	1923	1922	Gegenstand	1923	1922
						t	t
Steinkohlengruben	53	53	150 856	144 605	Steinkohlen	26 490 653	25 521 451
Eisenerzgruben	6	8	240	239	Eisenerze	60 306	81 885
Koksanstalten	9	9	4 058	3 800	Koks	1 218 261	1 178 982
Brikettfabriken	4	4	354	227	Zinder	154 947	152 060
Hochofenbetriebe	5	5	4 335	4 038	Teer	52 123	58 645
Eisen- und Stahlgießereien	13	13	1 628	1 562	Schwefels. Ammoniak	17 792	16 046
Fluß- und Schweißeisenerzeugung, Walzwerksbetriebe	10	10	26 506	18 775	Benzol	14 167	13 476
Verfeinerungsbetriebe	34	33	10 241	10 688	Steinkohlenbriketts	308 580	198 058
					Roheisen	408 601	401 071
					Ofenbruch	106	174
					Gußwaren II. Schmelzung	27 446	26 844
					Stahlformguß	4 419	6 133
					Stahlformguß	5 503	5 683
					Halbzeug zum Verkauf	104 600	114 969
					Fertigerzeugnisse der Walzwerke	595 614	603 552
					Erzeugnisse aller Art der Verfeinerungsbetriebe	127 074	115 889

anlage im Betrieb. — In den Fluß- und Schweißeisenerzeugenden Betrieben sowie den Walzwerken waren folgende Betriebsvorrichtungen vorhanden: 3 Roheisenmischer, 3 Kuppelöfen, 5 Thomasbirnen, 37 Siemens-Martin-Oefen mit basischer Zustellung, 3 Tiegelöfen, 5 Elektroöfen, 14 Puddelöfen und 308 Tief-, Roll-, Schweiß- und sonstige Oefen. — An Verfeinerungsbetrieben umfaßt die Statistik 5 Preß- und Hammerwerke, 5 Rohrwalzwerke, 1 Konstruktionswerkstätte und 1 Maschinenfabrik. In der gesamten polnisch-oberschlesischen Montanindustrie wurden im Berichtsjahre 217 421 (1922: 200 994) Arbeiter beschäftigt. Die Gesamtzahl aller Arbeiter von ganz Oberschlesien im letzten Friedensjahre 1913 betrug nur 199 375. — Ueber Zahl der Betriebe und Arbeiter sowie die Betriebsergebnisse im Berichtsjahre, verglichen mit dem Jahre 1922, unterrichtet die obenstehende Zahlentafel.

Bergbau und Eisenindustrie sowie Außenhandel Kanadas im Jahre 1923¹⁾.

	1922 ²⁾ t (zu 1000 kg)	1923 t (zu 1000 kg)
Kohle, Förderung	13 747 790	15 410 448
„ Einfuhr	11 812 337	19 043 189
„ Ausfuhr	1 649 454	1 500 546
Koks, Erzeugung	634 989	1 012 111
„ Einfuhr	304 997	665 379
„ Ausfuhr	17 987	31 207
Eisenerz, Verlad. ab Grube	16 300	27 898
„ Einfuhr	804 836	1 788 689
„ Ausfuhr	2 192	7 325
Roheisenerzeugung	408 426	923 321
darunter:		
Thomas-Roheisen	257 354	558 860
Bessemer-„	106	—
Gießerei-„ (einschl. Ferrosilizium)	115 412	267 403
Sonstiges Roheisen	35 554	97 058
Koks-Roheisen	393 901	—
Holzkohlen-Roheisen	14 525	—
Einfuhr	56 748	42 229
Ausfuhr	34 091	76 895
Stahlerzeugung	488 835	898 634
darunter:		
Siemens-Martin-Stahl	474 478	885 978
Bessemer-Stahl	2 160	3 580
Sonstiger Stahl	12 197	9 076
Stahlblöcke	466 314	852 662
Gußstücke	22 521	45 972
Fertigerzeugnisse	437 791	665 577
darunter:		
Schienen	126 724	211 828
Baueisen und Walzdraht	119 659	167 402
Grob- und Feibleche, Handelseisen usw.	191 408	286 346

Von 18 vorhandenen Hochöfen waren im Jahre 1923 durchschnittlich 10 in und 8 außer Tätigkeit. Am Schlusse des Jahres standen allerdings nur 5 unter Feuer. An Stahlwerken waren in Kanada 19 gegen 18 im Vorjahre vorhanden. In 4 Werken wurden Stahlblöcke und in 17 Stahlguß hergestellt; 6 Betriebe erzeugten Siemens-Martin-, 5 Bessemer- und 11 Elektrostahlblöcke oder gußstücke.

Die Ausfuhr an Stahl und Stahlerzeugnissen³⁾ ging in dem am 31. März abschließenden Jahre 1922/23 gegenüber dem Vorjahre von 182 577 t auf 25 612 t zurück. Die Einfuhr betrug im Jahre 1922/23 532 200 t.

Belgiens Hochöfen am 1. Dezember 1924.

	Hochöfen			Erzeugung in 24 St
	vorhanden	unter Feuer	außer Betrieb	
Hennegau und Brabant:				
Sambre et Moselle	4	4	—	1225
Moncheret	1	—	1	—
Thy-le-Château	4	3	1	495
Hainaut	4	4	—	600
Bonehill	2	—	2	—
Monceau	2	2	—	400
La Providence	4	4	—	1000
Usines de Chatelineau	3	2	1	300
Clabecq	2	2	—	400
Boël	2	2	—	400
zusammen	28	23	5	4820
Lüttich:				
Cockerill	7	6	1	924
Ougrée	6	6	—	1095
Angleur	4	4	—	670
Espérance	3	3	—	475
zusammen	20	19	1	3164
Luxemburg:				
Athus	4	4	—	630
Halanzuy	2	2	—	160
Musson	2	2	—	165
zusammen	8	8	—	955
Belgien insgesamt	56	50	6	8989

Frankreichs Eisenerzförderung im September 1924.

Bezirk	Förderung		Vorräte am Ende des Monats	Beschäftigte Arbeiter	
	Monatsdurchschnitt 1913	September 1924		1913	Sept. 1924
	t	t	t		
Lothringen					
Metz, Diedenhofen	1 761 250	1 142 948	737 532	17 700	10 813
Briey, Longwy	1 505 168	1 274 019	279 170	15 537	11 351
Nancy	159 743	70 234	569 673	2 103	1 032
Normandie	63 896	74 632	234 822	2 808	1 505
Anjou, Bretagne	32 079	32 915	116 939	1 471	832
Pyrenäen	32 821	23 044	24 585	2 168	1 126
andere Bezirke	26 745	6 152	32 724	1 250	329
zusammen	3 581 702	2 623 944	1 995 445	43 037	26 988

¹⁾ Nach dem Jahrbuch des „American Iron and Steel Institute“ für 1923. — Vgl. St. u. E. 43 (1923), S. 1330.

²⁾ Teilweise berichtigte Zahlen.

³⁾ Vgl. Comité des Forges, Bull. 3818, 1924.

Wirtschaftliche Rundschau.

Die Lage des französischen Eisenmarktes im November 1924.

Während des ganzen Monats November konnte man einen lebhaften Aufschwung auf dem Eisenmarkt feststellen. Zahlreiche Geschäfte wurden abgeschlossen, und die Preise zogen fühlbar an. Dieser Umschwung ist auf Käufe aus Deutschland und England zurückzuführen, aber auch auf solche der inländischen Verbraucher, die auf Grund der Auslandsverkäufe ein weiteres Anziehen der Preise befürchteten. Zur Besserung der Lage trug ferner bei das Anziehen des Pfundes Sterling und die Weigerung der Erzeuger, sich auf irgendwelche Preiszugeständnisse einzulassen.

Während der 25 ersten Tage des Novembers erhielt Frankreich 109 967 t Ruhrkoks oder im Durchschnitt 4400 t täglich.

Der Roheisenmarkt war im ersten Novemberdrittel ruhig, erholte sich dann aber bei gleichzeitigem Anziehen der Preise. Das Auslandsgeschäft wickelte sich leicht ab, denn die Nachfrage aus dem Auslande war mit Rücksicht auf das Pfund Sterling, das sich während des größten Teiles des Monats auf über 87 Fr. hielt, recht beträchtlich. Besonders stark war die Ausfuhr nach Italien, obwohl die gebotenen Preise nicht sehr lohnend waren. Es kosteten in Franken je t:

	1. 11.	14. 11.	29. 11.
Gießereirohisen Nr. 3			
P. L.	290—295	295—305	300—305
Gießereirohisen Nr. 3			
P. L. Ausfuhr	300—305	302—312	73/- bis 74/- fob Antwerp.
Hämatit	405—410	410—430	415—425

Das „Comptoir Electro Métallurgique“ ließ die Preise für Ferrolegierungen für Dezember unverändert. Die Marktlage im November war gut. Der verminderten Erzeugung entsprach natürlich eine gute Behauptung der Preise, insbesondere für sofortige Lieferung. Es kosteten

	1. 11.	14. 11.	29. 11.
Ferrosilizium 25 %	815	850	850
„ 45 %	1070	1000	1000
Ferromangan 76—80 % . . .	—	1335	1335—1450

Die Nachfrage nach Halbzeug war lebhaft, besonders für die Ausfuhr nach England und Deutschland, zumal da die belgischen Werke mit Aufträgen voll besetzt waren und sich daher dem Markte fernhielten. Es kosteten in Fr. je t Thomasgüte:

	1. 11.	14. 11.	29. 11.
Rohblöcke	370	380	370—390
Vorgewalzte Blöcke,			
Inland	380—390	380—400	400—420
Vorgewalzte Blöcke,			£ 4.17.6
Ausland	£ 4.15—4.17	—	bis 4.18.6
Knüppel, Inland	400—420	410—420	420—440
„ Ausland	£ 4.18.6—5.-	—	£ 5.5—5.7.6
Platinen, Inland	450—460	460—480	480—500
„ Ausland	—	—	£ 5.10 bis 5.12.6

Der Markt für Walzzeug lag ziemlich fest, indessen bemerkte man Wettbewerb zwischen den Werken, die nicht genügend Aufträge hatten, wogegen sich die vollbesetzten Werke vom Markte zurückgezogen hatten. Im Trägergeschäft hat man damit angefangen, Aufträge für den kommenden Frühling entgegenzunehmen. Die Lieferungsfristen bewegen sich unter 2 Monaten. In Bandeisen hat sich die Marktlage gebessert. Für die Ausfuhr lagen bemerkenswerte Aufträge vor, aber der deutsche, belgische und luxemburgische Wettbewerb war sehr tätig. Auch in Schienen blieb der Wettbewerb lebhaft. Die durchschnittlichen Preise für Schienen von 46 kg betragen 47—48 Fr. je 100 kg. Von den Staatsbahnen wurde am 14. November ein Auftrag von 3000 t Stahlschienen erteilt zu 469,65 Fr. je t ab Meurthe und Moselle.

Es kosteten

	1. 11.	14. 11.	29. 11.
Träger	440—450	460—480	480—500
Stabeisen	500—510	520—530	510—540
Betoneisen	480—500	500—510	510—520
Rundeisen für Beschläge	500—510	510—530	530—560
Bandeisen	640—660	660—670	680—690
Schienen, 46 kg	—	—	470—480

Auf dem Blechmarkt war die Besserung nicht so fühlbar, und die Preise konnten sich im allgemeinen nur auf der Höhe des Vormonates behaupten. Da die Blechpreise nicht so stark gesunken waren wie die für Halbzeug und die übrigen Walzerzeugnisse, zogen sie jetzt auch nicht so lebhaft an, zumal da die Zeiten großen Bedarfes begrenzt sind. In Mittel- und Feiblechen sind einige Werke bis Januar und Februar beschäftigt; in Grobblechen liegt Arbeit für 14 Tage bis 3 Wochen vor. Es kosteten:

	1. 11.	14. 11.	29. 11.
Breiteisen	—	660—680	660—680
Grobbleche	700	700—740	700—740
Mittelbleche	850—900	875—950	850—930
Feibleche	1000	1025—1100	1010—1065

Walzdraht wurde angeboten. Man bezahlte im Durchschnitt 53—54 Fr. je 100 kg, doch konnten selbst bei diesen Preisen noch für größere Aufträge Zugeständnisse herausgeholt werden. Es kostete:

	1. 11.	14. 11.	29. 11.
Walzdraht	560—580	580—590	530—540

Die Gießereien erhielten nur wenige neue Aufträge, und die früheren sind ungefähr erledigt. In Temperguß machte sich die Abnahme der Beschäftigung im Automobilbau fühlbar. Stahlformguß wurde noch gut gefragt, dank der Aufträge der Eisenbahnen und der Elektroindustrie.

Die Lage des belgischen Eisenmarktes im November 1924.

Der Markt zeigte seit Beginn des Monats eine fiebrige Tätigkeit. Die Belebung des Geschäftes nahm einen erstaunlichen Umfang an; nicht allein wurde der Baisse Einhalt getan, sondern es zeigte sich eine deutliche Entwicklung zum Bessern, ohne daß dies jedoch besonders klar zum Ausdruck kam, da die meisten Werke es ablehnten, die Preise der Sachlage entsprechend zu ändern, obwohl sie mit gewaltigen Aufträgen für 6 bis 8 Wochen versehen waren. Die Hauptursachen für diesen plötzlichen Umschwung waren die folgenden: Der seit langem eingeschränkte Weltbedarf, das Anziehen der Devisen, das gegenwärtige Verschwinden des deutschen Wettbewerbs, der Tiefstand der Verkaufspreise, Nachfrage nach Schienen vom belgischen Staat, bessere Widerstandskräfte der wiederbeschäftigten Werke und vor allem beträchtliche Bestellungen aus Deutschland sowie die Anlage umfangreicher Lager zu Spekulationszwecken jenseits des Rheins. Der größte Teil der deutschen Nachfrage bezog sich anscheinend auf Halbzeug und Träger und in geringerem Grade auf Stabeisen.

Zu Beginn des Monats haben die Arbeitgeber eine von den Arbeitern geforderte Erhöhung der Löhne um 5 % abgelehnt, ebenso eine Erhöhung um 0,20 Fr. je st, die von den Syndikaten gefordert war.

Ende November kam die Hausse zum Stillstand. Die Spekulationskäufe gingen zu Ende, und die Käufer bemühten sich, die Oberhand wiederzugewinnen, stießen dabei aber auf tätigen Widerstand der Werke, die zum größten Teile noch reich beschäftigt waren und die Lieferfristen durchschnittlich auf 14 bis 15 Wochen festsetzten. Die meisten Industriellen halten die Geschäftslage für zufriedenstellend und glauben erstlich an eine Wiederbelebung, wenn die Werke ihre Preise noch während 2 bis 2 Wochen behaupten, obwohl das Jahresende gewöhnlich ruhig abläuft.

Das Kokssyndikat ist neu gegründet worden und wird seine Tätigkeit am 1. Januar 1925 für einen Zeitraum von

5 Jahren aufnehmen; mit Ausnahme von 2 oder 3 Werken sind fast alle Hersteller von Koks beigetreten. Die unten genannten Preise sind von der Versammlung festgestellt worden, aber noch nicht offiziell anwendbar, in Wirklichkeit verkauft man zu etwas niedrigerem Preise. Es kostet: gewöhnlicher Koks 125 Fr., halb aufbereiteter Koks 150 Fr., aufbereiteter Koks 175 Fr., Koksasche 35 Fr., Kleinkoks 90 Fr.

Der Markt für Roheisen zeigte deutlich Richtung nach oben, hauptsächlich für Gießereiroheisen, welches sich fortgesetzt einer lebhaften Nachfrage erfreute. Diese feste Haltung blieb während des ganzen Monats und verdichtete sich Ende November noch mehr dank einer ausgezeichneten Nachfrage, insbesondere aus England. Es kosteten:

	3. 11.	17. 11. Fr. je t	29. 11.
Belgien			
Gießereiroheisen Nr. 3	345-350	370-375	370-375
Güte O. M.	320-325	365-370	360-365
Luxemburg			
Gießereiroheisen Nr. 3	345-350	365-370	365-370
Güte O. M.	320-325	355-360	355-360

Der Halbzeugmarkt lag zu Beginn des Novembers außerordentlich fest. Man bemerkte große Käufe aus Deutschland und England. Im Laufe des Monats zog sich infolge dieser deutschen und englischen Aufträge fast die Gesamtheit der Werke vom Markt zurück, wodurch die Preise schwankend wurden und weitere Geschäftstätigkeit aufhörte. Auch Ende November zeigten sich die Hersteller nicht zum Geschäft geneigt, um so mehr, als sie in den allermeisten Fällen noch gut beschäftigt waren. Die Lieferfristen sind ausgedehnt. Es kosteten in Fr. je t Thomasgüte:

	3. 11.	17. 11.	29. 11.
Belgien			
Vorgewalzte Blöcke	460-465	490-500	510-515
Knüppel	475-485	520-525	530-535
Platinen	500-510	540-545	545-550
Röhrenstreifen . .	675-700	700-725	700-725
Luxemburg			
Vorgewalzte Blöcke	£ 4.17.6	5.2.6-5.3.6	5.1.6-5.2.6
Knüppel	£ 5.3-15.4	5.10-5.12.6	5.8.6-5.10
Platinen	£ 5.5-5.6	5.15	5.12.6-5.13.6

Auch der Markt für Schweißeisen zog aus dem allgemeinen Aufschwung seinen Nutzen. Die Lage der Werke besserte sich fühlbar, da bedeutende Aufträge vorlagen. Es kosteten:

	3. 11.	17. 11. Fr. je t	29. 11.
Schweißeisen Nr. 3			
Inland	580-600	600-620	610-620
Ausfuhr	570-580	590-610	600

Während des ganzen Monats November war die herrschende Note des Walzmarktes seine Festigkeit. Ende November nahm die Erteilung von Spekulationsaufträgen ihr Ende. Die englische und deutsche Nachfrage ließ gleichfalls beträchtlich nach. Argentinien und Südamerika gaben ungefähr normale Aufträge heraus, auch konnte man ein Erwachen der Kaufstätigkeit in China und Indien feststellen. Ende November vermochten die Werke dem Druck der Käufer einen hervorragenden Widerstand zu leisten dank den großen Aufträgen, die sie in der Vorzeit abgeschlossen hatten, und die ihnen Arbeiten für 14 bis 15 Wochen sicherten. Es kosteten in Fr. je t:

	3. 11.	17. 11.	29. 11.
Belgien			
Stabeisen Inland	540-550	575-600	575-600
„ Ausfuhr	525-530	575-585	575
„ „ £ 5.12.6-5.15		£ 6.2.6	£ 6.-6.2.6
Träger Ausfuhr	£ 5.10 bis	£ 5.15.5 bis	£ 5.12.6 bis
„ „	5.12.6	5.17.6	5.15
„ Inland	525-535	570-580	550-575
Drahtstäbe . . .	575-600	£ 7.2.6-7.5	£ 6.17.6-7.-
Zaineisen . . .	625-650	675	575
Walzdraht Inland	575	575	575
„ Ausfuhr	£ 6.2.6-6.5	6.12.6-6.15	6.12.6-6.15
Bandeisen . . .	725-750	800-825	775-800
Kaltgewalztes			
Bandeisen . . .	1000-1050	1125-1150	1100-1125

	3. 11.	17. 11.	29. 11.
Runder Draht			
Ausfuhr	950-975	1000-1025	1050-1075
Runder Draht			
Inland	1200-1225	1275-1300	1250-1275
Viereckiger Draht:			
Ausfuhr	975-1000	1025-1050	1075-1100
Inland	1225-1250	1300-1325	1275-1300
Sechseckiger Draht:			
Ausfuhr	1050-1075	1100-1125	1150-1175
Inland	1300-1325	1375-1400	1350-1375
Luxemburg			
Stabeisen . . .	£ 5.15.	6.2.6	6.-6.2.6
Träger	£ 5.12.6	5.15. -	5.17.6 5.12.6- 5.15
Walzdraht	£ 6.5	6.12.6 -	6.15 6.12.6- 6.15

In Elektrostahl war die Geschäftslage ruhig, die Haltung im allgemeinen schwach; die Preise standen nur auf dem Papier. Es kosteten in Fr. je t:

	3. 11.	17. 11.	29. 11.
Kohlenstoffstahl			
für Einsatz-			
härtung	1250-1300	1300-1400	1400-1500
Stahl für Einsatz-			
härtung mit			
2 % Nickel	1650-1700	1700-1800	1800-1900
Chromnickelstahl			
für Einsatz-			
härtung	2200-2250	2250-2350	2350-2450
Vergütungsstahl	2850-2900	2900-3000	3000-3100
Sonderstahl . .	3600-3700	3700-3900	3900-4000

Für Kleineisenzeug besserte sich die Marktlage, und die Preise zeigten auf dem Inlandsmarkt eine gewisse Festigkeit. Auch auf dem Auslandsmarkt zogen die Preise an, da sich der deutsche Wettbewerb weniger geltend machte als in der Vorzeit. Es kosteten in Fr. je t:

	3. 11.	17. 11.	29. 11.
Drahtstifte		850	850
Geglühter Draht		900	900
Blanker Draht		850	850
Verzinkter Draht		1100	1100
Stacheldraht		1250	1250

Bleche lagen wiederum von allen Eisenerzeugnissen am besten. Die Werke sind in allen Sorten sehr reichlich beschäftigt. Es kosteten in Thomasgüte in Fr. je t:

	3. 11.	17. 11.	29. 11.
Bleche:			
5 mm u. mehr	£ 6.12.6-6.15	£ 7.-7.2.6	£ 7.-
5 mm u. mehr			
Inland	630-640	675-700	675-700
3 mm	675-700	725-750	750-800
2 mm	775-800	875-900	875-900
1 1/2 mm	900-925	975-1000	1000-1050
1 mm	1025-1075	1150-1175	1125-1150
5/10 mm	1175-1225	1250-1300	1250-1300
Polierte Bleche:	1500-1600	1600-1650	1600-1650
Verzinkte Bleche:			
1 mm	1650-1675	1700-1750	1675-1700
5/10 mm	1850-1875	1900-1950	1875-1900
5/10 mm	2225-2250	2275-2325	2250-2300

Bildung eines Halbzeug-Verbandes. — Nachdem kürzlich die deutsche Rohstahlgemeinschaft gegründet worden ist, nehmen die inzwischen betriebenen Verhandlungen zur Bildung von Einzelverbänden guten Fortgang. So ist nunmehr der Halbzeug-Verband für den Verkauf von Halbzeug ins Leben gerufen worden, der seine Tätigkeit voraussichtlich Anfang Januar nächsten Jahres aufnehmen dürfte.

Die Lage des deutschen Maschinenbaues im November 1924. — Die Belegung der Geschäftslage, die im Oktober eingetreten war, hat sich leider im November nicht im gleichen Maße fortgesetzt, wenn sie auch im großen Durchschnitt sowohl beim Inlands- wie Auslands-geschäft angedauert hat. Die Anzahl der einigermaßen genügend beschäftigten Firmen hat sich vielleicht um 15 % gehoben, und auch die wöchentliche Arbeitszeit ist im Durchschnitt um mehr als 1 Stunde gestiegen. Daneben macht sich aber sehr stark bemerkbar, daß die Lage bei einem großen Teil der Werke im ganzen doch

noch völlig unbefriedigend ist und ihre Kräfte dadurch auf die Dauer in gefahrdrohender Weise angespannt werden. Damit hängt auch der erhöhte Abbau von Angestellten zusammen, der neuerdings wieder vielfach gemeldet wird. Besonders im Osten ist eine geschäftliche Belebung noch wenig oder gar nicht zu spüren.

Am meisten wird die Entwicklung nach wie vor durch die Kapital- und Kreditnot gehemmt. Ihretwegen müssen im Inland außerordentlich viele Geschäfte zurückgestellt werden, und auch im Auslandsgeschäft wären, um den Absatz zu heben, längere Zahlungsziele dringend erforderlich. Ihre Gewährung hängt aber vollständig von den noch viel zu hohen Zinssätzen für Leihgelder ab. Auch die Höhe der Provisionen der Banken für Bürgschaften wird lebhaft beklagt. Da den Maschinenkäufern die gewünschten langfristigen Zahlungsbedingungen auch mit Rücksicht auf die kurzfristige Bezahlung der Rohstoffe nicht gewährt werden können, ergibt sich ein um so stärkerer Kampf um die Preise. Diese sind vielfach im Laufe des Monats noch mehr gesunken und weiter unter die Herstellungskosten gedrückt worden.

Große Sorgen macht den an der Ausfuhr stark beteiligten Zweigen des Maschinenbaues das Fortbestehen der Teuerung und die sich hieraus ergebende Steigerung der Gesteuungskosten. Die Ermäßigung der Steuern wird als durchaus ungenügend empfunden.

Im letzten halben Jahr ist der allgemeine Preisanstieg, in Gold gerechnet, in Deutschland erheblich gestiegen, weit mehr als in den wichtigsten Wettbewerbsländern, wo er zum Teil sogar gesunken ist. So sind z. B. die Großhandelspreise in Gold seit Mai in Belgien um 3,5, in Frankreich um 5, in Italien um 1, in der Tschechoslowakei und Schweden um 1,5 % gestiegen, in der Schweiz sogar um 4 % gesunken, in Deutschland dagegen gleichzeitig um 7 % gestiegen, woraus sich eine entsprechende Schwächung der Wettbewerbsfähigkeit unserer Ausfuhr ergibt. Es muß als eine dringende Aufgabe aller Kreise angesehen werden, nicht nur einer weiteren, unsere Wirtschaft und Währung gefährdenden Steigerung der Teuerung entgegenzuwirken, sondern auch einen Abbau der Preise für die Nahrungsmittel und die sonstigen Gegenstände des täglichen Bedarfs herbeizuführen.

Die Kohlen- und Eisenpreise blieben im Laufe des Novembers fast unverändert, sie zeigten aber gegen Ende des Monats in Verbindung mit der Gründung des Rohstahlverbandes steigende Richtung. Auch Lohn-erhöhungen sind durch Verbindlichkeitserklärung von Schiedssprüchen teilweise durchgesetzt worden. Hierbei ist leider nur allzu oft die Erkenntnis zu vermissen, daß die Grundlage für eine Steigerung der Löhne und Gehälter immer eine mindestens ebenso große Steigerung der Leistungen der Werke sein muß.

Die außerordentliche Belastung durch die deutschen Eisenbahnfrachten für Maschinen wird um so unhaltbarer, je länger sie dauert. Die viel zu hohen Frachten verringern nicht nur für den Inlandsmarkt die Entfernung, innerhalb deren die Firmen wettbewerbsfähig sind, sondern setzen auch ganz besonders ihre Leistungsfähigkeit hinsichtlich der Ausfuhr herab. Während die deutschen Frachten im allgemeinen etwa das 1½fache der Vorkriegsfrachten ausmachen, betragen die deutschen Frachten für Maschinen das 2- bis 2,5fache und für die Maschinenausfuhr sogar das 3- bis 3,3fache der Vorkriegssätze. Die Eisenbahnfrachten für Maschinen in den umliegenden Staaten, z. B. Frankreich, Belgien, Oesterreich, Tschechoslowakei, Italien, sind beträchtlicher billiger als in Deutschland. Allgemein ist bekannt, daß ein ganz erheblicher Ausfuhrüberschuß an Fertigwaren erzielt werden muß, um die deutsche Handelsbilanz auszugleichen und darüber hinaus noch Reparationen zu leisten. Von diesem Ausfuhrüberschuß entfielen allein auf die Maschinenausfuhr:

im Juli	40,0 %
im August	40,4 %
im September	34,9 %.

Dabei betrug die Maschinenausfuhr in diesen Monaten nur 137 000 t = 50 % der durchschnittlichen Vierteljahresausfuhr 1913/14. Eine Förderung der Maschinen-

ausfuhr durch Ermäßigung der Maschinenfrachten sollte daher eine der wichtigsten Aufgaben der Eisenbahnverwaltung sein.

Im einzelnen ist zu bemerken, daß die Hoffnungen der Textilmaschinenindustrie, die an die Besserung der Beschäftigung der Textilindustrie geknüpft wurden, sich nicht erfüllt haben; der Auftragseingang hat sich vermindert, statt vermehrt. Im Werkzeugmaschinenbau ist eine leichte Besserung eingetreten. Das Landmaschinengeschäft liegt infolge der Jahreszeit unverändert still. Im Kraftmaschinenbau hat sich zwar die Anzahl der Anfragen gesteigert, aber der Auftragseingang ist für normale Beschäftigung noch ganz ungenügend. Auch der Dampfturbinenbau ist nur auf mäßige Zeit beschäftigt. In Kran- und Transporteinrichtungen hat sich der Auftragseingang ein wenig belebt, wenn er auch im ganzen noch spärlich ist. Für Nahrungsmittelmaschinen wurde eine gewisse Besserung besonders der Auslandsnachfrage festgestellt. Stark wird besonders vom Apparatebau über die Behinderung der Geschäfte durch die Kapital- und Kreditnot geklagt. Im Aufbereitungs- und Zerkleinerungsmaschinenbau ist die Geschäftslage nach wie vor wenig erfreulich. Ganz allgemein wird über schlechte Preise geklagt, die die Gesteuungskosten bei weitem nicht decken.

Die Anstrengungen, durch Verbilligung und Beschleunigung der Erzeugung und Bildung von Erzeugungsgemeinschaften der schlechten Zeit Herr zu werden, werden im Maschinenbau eifrig fortgesetzt.

Bezüglich der Aussichten für die weitere Entwicklung herrscht fast allgemein die Auffassung, daß nur mit einer langsamen Besserung zu rechnen sei. Von den besonders auf die Ausfuhr eingestellten Firmen wird berichtet, daß der Auslandsabsatz stockt, weil man im Auslande auf die Ergebnisse sowohl der verschiedenen Handelsvertragsverhandlungen als auch der deutschen Reichstagswahlen wartet. Von dem Ausfall der Wahlen werden aber auch die Aussichten für das Inlandsgeschäft stark abhängig gemacht.

Buchbesprechungen.

Kaiser, Emanuel, Dr., Geh. Reg.-Rat, Professor an der Universität Marburg in Hessen, jetzt München: Lehrbuch der Geologie. 4 Bände. 6. u. 7. Auflage. Stuttgart: Ferdinand Enke. 8^o.

Bd. 3/4: Lehrbuch der geologischen Formationskunde.

Bd. 4: Geologische Formationskunde II: Jura-, Kreide-, Tertiär- und Quartärformation. Nachträge zu Bd. 1 u. 2 [d. i. 3 u. 4]. Register. Mit 147 Textabb. und 54 Versteinerungstaf. 1924. (VIII, 657 S.) 27 G.-M.

Nunmehr liegt auch der vierte und letzte Band¹⁾ der Neuauflage dieses bekannten und geschätzten Lehrbuches vor, das sich der Zunahme seines Umfangs entsprechend zu einem Handbuche entwickelt hat. Wie umfassend der gesamte Stoff bearbeitet worden ist, läßt sich am besten aus der Ausdehnung des Inhaltsverzeichnisses erkennen, das 77 dreispaltige engbedruckte Seiten ausmacht. Die Zahl der auf den Tafeln vereinigten Einzeldarstellungen der wichtigsten Fossilien geht über 500 weit hinaus; auch die neueste Literatur ist überall berücksichtigt worden.

Gegenüber den früheren Auflagen ist die Ergänzung und Erweiterung so vielgestaltig, daß es nicht möglich ist, sie im einzelnen hervorzuheben und zu würdigen. Wie aber schon die früheren Auflagen größte Beachtung gefunden haben, so kommt sie in gleichem Maße der vorliegenden Neuauflage zu.

W. L.

Krug, Carl, Dr., a. o. Professor an der Technischen Hochschule zu Berlin: Die Praxis des Eisenhüttenchemikers. Anleitung zur chemischen Untersuchung des Eisens und der Eisenerze. 2., verm. u. verb. Aufl.

¹⁾ Wegen der früheren Bände vgl. St. u. E. 42 (1922), S. 878/9, und 44 (1924), S. 1275.

mit 29 Textabb. Berlin: Julius Springer 1923. (VIII, 200 S.), 8°. 6 G.-M., geb. 7 G.-M.

In dieser zweiten Auflage, die 11 Jahre nach der ersten¹⁾ erschienen ist und die gleiche Gliederung wie diese behalten hat, hat sich der Verfasser bemüht, die Mängel, die der ersten Auflage anhafteten, zu beseitigen. Unbrauchbare und auch schon damals als veraltet geltende Methoden sind durch neue ersetzt worden, wobei auch zum Teil die Veröffentlichungen des Chemikerausschusses des Vereins deutscher Eisenhüttenleute berücksichtigt worden sind. Bei der Kohlenstoffbestimmung ist der Chloraufschluß in Ferrolegierungen und das Kupferammoniumchloridverfahren fortgelassen worden; ebenso ist bei der Manganbestimmung die Persulfatmethode nach Knorr und die Berechnung des Permanganat-Titers für die Phosphorsäure nicht mehr erwähnt worden. Neu aufgenommen hat der Verfasser die volumetrische Kohlenstoffbestimmung in dem Apparat von Wirtz. Außerdem haben in der neuen Auflage eine Reihe von Methoden Zusätze erfahren, die sich auf die den Gang der Analyse beeinflussenden Beimengungen beziehen und die Wege zu richtigen Ergebnissen weisen.

Im allgemeinen kann man sagen, daß die Methoden in dem Leitfaden in übersichtlicher Weise zusammengestellt worden sind, ohne daß das Buch im wesentlichen etwas anderes bietet wie die schon früher erschienenen einschlägigen Werke von Ledebur u. a.

Wilh. Mattheis.

Bicheroux, F., Ingénieur: Principes de sidérurgie. Avec fig. et nombreux tableaux dans le texte. Paris: Librairie Polytechnique, Ch. Béranger, 1924. (505 p.) 8°. 45 fr.

In diesem Buche hat der Verfasser mit großem Fleiß und vielseitig die theoretischen Grundlagen des Eisenhüttenwesens zusammengestellt. Nach einem kurzen geschichtlichen Ueberblicke und der Aufstellung einiger physikalisch-chemischer Grundbegriffe teilt er die gesamte Eisenhüttenkunde in fünf Abschnitte.

Im ersten Abschnitt, die Wärme, bespricht er die verschiedenen Ofenbauarten nebst den feuerfesten Stoffen, die unter dem Einfluß der Wärme sich abspielenden chemischen und physikalischen Vorgänge, den Verbrennungsvorgang, die Brennstoffe, die Verkokung, die Arten der Feuerung und Gasreinigung. — Im zweiten Abschnitt behandelt er Erze, Zuschläge, Schlacken, die chemischen und physikalischen Eigenschaften des Eisens. — Im dritten Abschnitt bespricht er die Erzeugung des Roheisens, die Hochofentheorie, das Profil des Ofens und den Hochofenbetrieb. — Der vierte Abschnitt handelt von der Stahlerzeugung (direkte Stahlerzeugung, Puddelofen-, Herdofen- und Windfrischverfahren). — Im letzten Abschnitt bespricht er die mechanischen Vorgänge beim Schmieden, Pressen und Walzen.

Leider kann man sich mit einem großen Teil der Ausführungen des Verfassers nicht einverstanden erklären. So z. B. bringt er wieder den alten Fehler, daß in Gegenwart von Kohlenstoff Kohlendioxyd weder entstehen noch bestehen kann in Temperaturgebieten weit unter 1000° (S. 268). Die Zone unterhalb 700° ist nach Bicheroux' Ansicht im Hochofen oxydierend entgegen allen bisher gefundenen Gleichgewichtsdiagrammen (S. 47). — Beim Siemens-Martin-Ofen berücksichtigt er bei der Beheizung nur den konvektiven Wärmeübergang, während er die Strahlung nur bei der Ausstrahlung aus den Arbeitstüren erwähnt, eine Anschauung, die man mit den Ergebnissen der heutigen Forschung nicht vereinen kann.

Die wenig übersichtliche Anordnung des Stoffes und eine große Anzahl sachlicher Fehler lassen leider nicht die Möglichkeit zu, das Werk zu empfehlen. E. Liepschlag.

¹⁾ Vgl. St. u. E. 33 (1913), S. 133.

Soliman, G., Ingénieur des Arts et Manufactures: Principes généraux de l'étirage et du tréfilage. (Avec 50 fig.) Paris (55 Quai des Grands-Augustins): Gauthier-Villars & Cie. 1924. (235 p.) 8°. 15 fr.

Das Buch ist in fünf Abschnitte geteilt. — Der erste Abschnitt befaßt sich mit den „Eigenschaften metallurgischer Erzeugnisse“. Es wird einleitend versucht, auf etwa zehn Textseiten eine Einführung in die Metallographie zu geben, ein Versuch, der vollkommen mißlungen ist. Diejenigen Leser, die sich noch nicht mit metallographischen Studien befaßt haben, erhalten durch diese kurzen Angaben nicht die erforderlichen grundlegenden Kenntnisse, wozu unrichtige Angaben wie die, daß bei Stahl mit 1,25 % Kohlenstoff der A₁-, A₂- und A₃-Punkt bei 680° zusammenfallen (Seite 22), sicherlich nicht beitragen. Bei der mechanischen Prüfung werden Brinellhärte, Kerbzähigkeits- und Druckfestigkeits-Prüfungen ausführlich besprochen, obwohl sie für die Drahtprüfung kaum praktische Anwendung finden, während die für die Beurteilung der Eigenschaften wichtige und allgemein angewandte Hin- und Herbiegeprobe überhaupt nicht erwähnt und die nicht minder wichtige Torsionsprüfung mit vier Zeilen abgetan wird. — Auch der zweite Abschnitt „Glühen und Kaltverformung“ erfüllt in keiner Weise den Zweck, dem Leser die für die Wärmebehandlung und Ziehverfahren erforderlichen Grundlagen zu vermitteln. Kurz gestreift ist lediglich die Beilby'sche Verfestigungstheorie, während die der Grundlage des Glühens bildenden Rekristallisationsvorgänge überhaupt keine Erwähnung finden. Auch in diesem Abschnitte finden sich zahlreiche unrichtige Angaben, von denen nur folgende Beispiele herausgegriffen seien (S. 59): „Wenn man durch Glühen bei 850° mit nachfolgendem Abkühlen an der Luft oder besser Abschrecken in Öl und Anlassen auf 350° einen Stahl normalisiert. . .“ S. 91 werden die beim Glühen gezogener Stahldrähte bei 200° beobachteten Eigenschaftsänderungen auf die bei dieser Temperatur eintretende Zementitumwandlung zurückgeführt. — Der dritte Abschnitt behandelt das Ziehen von Profilen, Stangen und Röhren auf Ziehbanken. Die Dicksche Strangpresse wird ausführlich geschildert, obwohl dieses Verfahren keinen eigentlichen Ziehvorgang darstellt. — Im vierten Abschnitt, der sich mit der Drahtherstellung beschäftigt, findet zunächst das Beizen Besprechung. Die Vogelsche Sparbeize (fixo-décapeur) wird ausführlich behandelt und sehr empfohlen. Es folgen kurze Angaben über die Gewinnung von Eisen- und Nickelvitriol aus der Beize, über Kalken, Poltern und Trocknen des Drahtes. Die dann folgende Beschreibung von Drahtziehmaschinen ist äußerst dürftig. Die wenigen zur Erläuterung beigefügten Abbildungen sind nichtssagend und sehr mangelhaft ausgeführt (siehe beispielsweise Abb. 35, S. 159). Sehr stiefmütterlich behandelt wird das Glühen, während das gerade für Stahldraht so wichtige und allgemein angewandte Vergütungsverfahren, das Patentieren, überhaupt nicht erwähnt wird. Am Schlusse dieses Abschnittes werden Einzelheiten über das Ziehen von Kupfer, Messing und Bronzedraht gemacht. — Der fünfte Abschnitt bringt kurze Angaben über das Richten von Draht und Stangen und die hierfür benutzten Einrichtungen.

Zusammenfassend läßt sich sagen: Der Inhalt des Buches ist in keiner Weise geeignet, dem Leser die allgemeinen Grundlagen der Drahtherstellung zu vermitteln und ihm ein Bild von dem augenblicklichen Stande dieses hochentwickelten Zweiges der Verfeinerungsindustrie zu geben. Neben sehr viel, ohne inneren Zusammenhang aneinandergereihtem Nebensächlichem finden sich nur sehr spärlich wirklich brauchbare und einwandfreie Angaben. Papier und Ausstattung des Buches, insbesondere die Abbildungen, entsprechen dem Inhalt. A. Pomp.

Eisenhütte Südwest,

Zweigverein des Vereins deutscher Eisenhüttenleute.

Die Winter-Hauptversammlung der „Eisenhütte Südwest“ findet am Sonntag, den 11. Januar 1925, in den Räumen der Saarbrücker Kasinogesellschaft, Saarbrücken 1, Alleestraße 7, statt. Mitteilungen über die Tagesordnung werden noch folgen.