

Mechanische Eigenschaften metallischer Werkstoffe bei tiefen Temperaturen

Von Friedrich Körber und Alfred Krich

Das Verhalten der Werkstoffe bei tiefen Temperaturen hat an Bedeutung immer mehr zugenommen. Wir können es nicht verhindern, daß Maschinenteile und Werkzeuge, Bauwerke, Brücken, Gleisanlagen, Verkehrsmittel aller Art und — nicht zu vergessen — Waffen und sonstiges Kriegsgeschütz der strengen Winterkälte ausgesetzt werden und somit bei Temperaturen bis herab zu -30 bis -40 C. im russischen Kriegswinter 1911/12 sogar bis -50 C. stärksten mechanischen Beanspruchungen, darunter auch den besonders gefährlichen Schlag- und Stoßwirkungen Widerstand leisten müssen. Beim Flugzeug treten noch gesteigerte Beanspruchungen in dieser Hinsicht auf, die sich mit dem Aufsuchen immer größerer Höhen bis hinein in die Stratosphäre noch weiter verschärfen.

Auf der anderen Seite finden in der Verfahrenstechnik Arbeitstemperaturen weit unterhalb Raumtemperatur in steigendem Maße Beachtung und Anwendung. Handelt es sich bei der Tiefkühlung zur Frischhaltung von Nahrungsmitteln noch um mäßige Kältegrade, so werden heute schon für eine Reihe technisch-chemischer Arbeitsverfahren, wie z. B. zur Gewinnung von Sauerstoff sowie im Bereich der Treibstoffherstellung, Temperaturen bis zu etwa -200° C ausgenutzt.

Für alle diese Verwendungszwecke werden Werkstoffe benötigt, die bei den jeweilig niedrigsten Arbeitstemperaturen die auftretenden Beanspruchungen sicher und für genügend lange Zeit auszuhalten vermögen.

Günstige Eigenschaften der Werkstoffe bei Raumtemperatur bieten keineswegs eine Gewähr für deren Eignung für wesentlich niedrigere Temperaturen. Die allgemeine Erfahrung lehrt, daß ein Versagen des metallischen Werkstoffs bei hohen Kältegraden in verstärktem Maße auftritt: Erinnert sei an die Zunahme von Achsen- und Schienenbrüchen bei der Eisenbahn in der kalten Jahreszeit, an die mehrfach bei Kälte eingetretenen Ribbildungen in geschweißten Brücken, an die vielfach ge-

macht Beobachtung, daß schwere Zugketten, z. B. Schiff-ankerketten, Förderketten in Braunkohlentagebauen, nach langen einwandfreien Laufzeiten bei strenger Kälte plötzlich zu Bruch gehen, alles Vorgänge, die folgenschwere Störungen oder gar Katastrophen im Gefolge haben. Hinzuweisen sei auch auf die Gefahr des Auftretens von Rissen und Brüchen bei Waffen, Gerät und Munition, die zu bedenklichen Ausfällen führen können.

Hieraus erhellt die Wichtigkeit einer gründlichen planmäßigen Erforschung der Werkstoffeigenschaften in der Kälte für weite Gebiete der Technik.

Bei den Untersuchungen über den Einfluß von Temperaturen unter Raumtemperatur auf die mechanischen Eigenschaften der metallischen Werkstoffe, in erster Linie der Stähle, wurde stets ein deutliches, zum Teil beträchtliches Anwachsen der Zugfestigkeit festgestellt. Gleichzeitig nimmt auch die Streckgrenze zu, und zwar im allgemeinen stärker als die Zugfestigkeit^{1) 2)}, so daß sie sich der Zugfestigkeit nähert. Entsprechend büßt der Werkstoff mit sinkender Temperatur an Verformbarkeit, gemessen durch Dehnung und Einschnürung beim Zugversuch, ein. Streckgrenze und Zugfestigkeit nähern sich demnach mit sinkender Temperatur der Reißfestigkeit des Werkstoffs, der auf den Bruchquerschnitt bezogenen Bruchlast. Fallen sie zusammen, so verschwindet die Bruch-einschnürung, und an Stelle des Verformungsbruchs, der erst nach bildsamer Formänderung unter entsprechend größerem Arbeitsverbrauch eintritt, geht der Werkstoff ohne größere bildsame Verformung zu Bruch (Trennungsbruch). Offenbar steigt der Verformungswiderstand (Schubwiderstand auf der Gleitebene) mit abnehmender Temperatur stärker an als der Trennungswiderstand (Kohäsion auf der Spaltfläche), bis dieser früher überwunden wird, als eine Gleitverformung eintreten kann. Dieser Übergang vom Verformungs- zum Trennungsbruch kann allmählich oder, z. B. bei weichen Stählen, in einem nur engen Temperaturbereich erfolgen.

Weit schärfer als im Zugversuch wird die zunehmende Neigung zum Trennungsbruch im Kerbschlagbiegeversuch angezeigt, ist doch bei diesem die Verformung des Werkstoffs einmal durch den im Kerbgrund entstehenden räumlichen Spannungszustand, zum andern durch

¹⁾ P. Goerens und R. Mailänder, VDI-Forschungsh. 295 (1927) S. 18.

²⁾ A. Pomp, A. Krüsch und G. Haupt, Mitt. K.-Wilh.-Inst. Eisenforschg 21 (1939) S. 231.

die größere Formänderungsgeschwindigkeit — bedingt durch Schweißgeschwindigkeit und Kerbform — behindert. Indem der Kerbschlagversuch die Änderungen im Verhalten des Werkstoffs mit sinkender Temperatur mit besonderer Deutlichkeit in Erscheinung treten läßt und somit prüftechnische Vorteile gegenüber dem Zugversuch besitzt, erweist er sich gleichzeitig als besonders geeignetes Prüfverfahren zur Verfolgung der Vorgänge in ihren werkstoffkundlichen Zusammenhängen und Abhängigkeiten. So läßt Abbildung 1³⁾ den Einfluß der Vor-

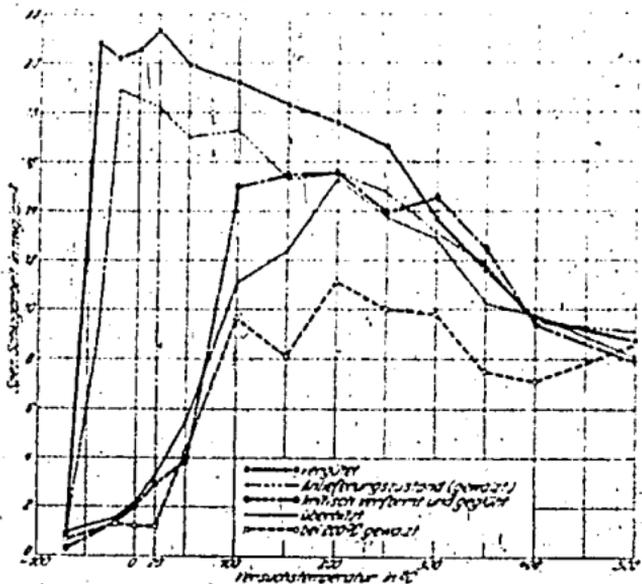


Abb. 1

Kerbschlagzähigkeit von Flußeisen verschiedener Vorbehandlung in Abhängigkeit von der Temperatur

behandlung auf die Temperaturabhängigkeit der mechanischen Eigenschaften von weichem Flußstahl in der Kerbschlagzähigkeit mit weit größerer Deutlichkeit hervortreten, als dies durch die im statischen Zugversuch zu ermittelnden Eigenschaftswerte möglich ist. Der erwähnte Steilabfall der Kerbschlagzähigkeit auf engem Temperaturbereich tritt deutlich in Erscheinung. Mit der Verbesserung des Gefügestandes durch die Vergütung rückt der Steilabfall gegenüber dem Walzzustand

³⁾ F. Körber und A. Pomp, Mitt. K. Wilh.-Inst. Eisenforschg 6 (1925) S. 33.

zu tieferer Temperatur, während nach den übrigen Behandlungen, kritische Reckung und Glühung, Überhitzung und Walzung im Blauwärmegebiet, der Abfall der Kerbschlagzähigkeit schon beträchtlich oberhalb der Raumtemperatur erfolgt.

Die Erkenntnis, daß die Neigung zum spröden Trennungsbruch durch hohe Geschwindigkeit der Beanspruchung und vor allem durch die Probenform (Spannungsspitze im Kerbgrund) begünstigt wird, ist für den Konstrukteur lehrreich. Durch Vermeidung oder zum mindesten Milderung von krassen Querschnittsübergängen und Stoßbeanspruchungen kann er dieser Gefahr weitgehend begegnen.

Der starke Abfall der Kerbschlagzähigkeit mit sinkender Temperatur wurde auch in einer Versuchsreihe⁴⁾ mit mehreren unlegierten Kohlenstoffstählen bestätigt, die zu tiefen Temperaturen bis -188°C ausgedehnt wurde (Zahlentafel 1). Bei dieser tiefen Prüftemperatur tritt aber auch schon im statischen Zugversuch die starke Versprödung des Werkstoffs deutlich hervor, und zwar um so krasser, je höher der Kohlenstoffgehalt ist, während gleichzeitig, auch der schon erwähnte Anstieg von Streckgrenze und Zugfestigkeit sich bestätigt findet. Bei der mittleren Prüftemperatur von -78°C liefert aber der Zugversuch im Gegensatz zum Kerbschlagversuch noch kein Anzeichen einer bedenklichen Versprödung der Stähle. Die Tatsache, daß auch beim Zugversuch an glatten Stäben bei genügend tiefer Temperatur nahezu verformungslose Brüche auftreten, läßt aber die Gefahr der Verwendung versprödender Werkstoffe klar hervortreten.

Die weiteren in Zahlentafel 1 aufgeführten Versuchsergebnisse⁴⁾ zeigen den Vorteil der Verwendung legierter Baustähle im vergüteten Zustand für Konstruktionsteile, die bei tiefen Temperaturen beansprucht werden. Weder die Dehnung noch die Brucheinschnürung zeigen bis zu -188°C eine Versprödung dieser Stähle an; die Verformungsfähigkeit ist kaum nennenswert herabgesetzt, obwohl Streckgrenze und Zugfestigkeit sehr stark angestiegen sind. Besonders bei den Chrom-Molybdänstählen läßt aber der Abfall der Kerbschlagzähigkeit mit sinkender Temperatur die zunehmende Neigung zum spröden Bruch erkennen, wenn auch gegenüber den Kohlenstoffstählen stark gemildert, die ja schon bei -78°C vollkommen kerbspröde sind. Der vergütete Chrom-Nickel-Molybdänstahl zeigt selbst bei -188°C noch eine leidliche Kerbschlagzähigkeit.

⁴⁾ M. Hempel und J. Luce, Mitt. K. Wilh.-Inst. Eisenforsch. 23 (1911) S. 53/79; Zahlentafel 4.

Werkstoff	Temperatur in °C	Streckgrenze oberhalb unter 0,2 Grenze in kg/mm ²	Zug- festigkeit in kg/mm ²	Deh- nung in %	Bruch- zone in %	Kerbs- schlag- zähigkeit in kg/cm ²
St 34.11 geglüht	20	26	43	37	69	27
	-78	39	52	43	61	1
	-188	(51)	81	1	1	1
St 50.11 geglüht	20	35	43	62	26	41
	-78	50	44	71	21	21
	-188	(95)	—	95	1	2
St 70.11 geglüht	20	41	80	19	39	<1
	-78	47	90	19	32	<1
	-188	100	102	0	0	<1
Cr-Mo 1 vergütet	20	67	80	22	75	22
	-78	76	91	(12)	72	21
	-188	116	121	22	37	1
Cr-Mo 2 vergütet	20	85	96	19	70	19
	-78	99	109	(10)	65	8
	-188	130	136	16	46	2
Cr-Ni-Mo vergütet	20	90	105	19	69	15
	-78	101	121	20	60	12
	-188	130	144	24	51	5

Zahlentafel I.

Mechanische Eigenschaften von Stählen bei tiefen Temperaturen
(nach Hämpel-Luce)

Die weit geringere Empfindlichkeit der Kerbschlagzähigkeit des legierten vergüteten Stahls bei Temperaturerniedrigungen bis zu -188°C im Vergleich zu geglähten Stählen ist auch schon durch ältere Versuche⁵⁾ erwiesen. Bei diesen wurde für andere Werkstoffe (Kupfer, Aluminium, Fe-Ni-Legierungen, Messing und eine Al-Zn-Legierung) sogar eine völlige Unabhängigkeit der Kerbschlagzähigkeit bis zur tiefsten Versuchstemperatur festgestellt.

⁵⁾ L. Guillet und J. Cournot, C. R. 174 (1922) S. 384.

(einen Cr-Mn-Stahl und einen Cr-Ni-Mn-Stahl), nach Zahlenfeld 1 und für einen austenitischen Stahl mit 12 % Ni, ergänzt durch Werte für die Duraluminlegierung 631 ZB⁴⁾ und für Kupfer⁵⁾. Besonders stark ist der Anstieg der Zugfestigkeit zu tiefen Temperaturen bei den unlegierten Stählen und dem austenitischen Nickelstahl, schon etwas geringer bei den legierten Vergütungsstählen. Duralumin zeigt einen wesentlich kleineren Temperatureinfluß, so daß sich seine Kurve mit der für Stahl St 31-11 bei etwa -100° C über-schneidet, obwohl bei Raumtemperatur seine Zugfestigkeit um 10 kg/mm² höher liegt. Noch weit schwächer steigt die Zugfestigkeit des Kupfers mit sinkender Temperatur an.

Die Abbildung 2 zeigt die Zugfestigkeit für glatte Zerreißstäbe, bei denen im mittleren zylindrischen Teil bis zur Höchstlast ein einachsiger Spannungszustand anzunehmen ist. In Querschnittsübergängen, wie wir sie in fast allen Maschinenteilen finden, ist die Beanspruchung aber nicht so günstig, sondern wir haben ungleichmäßige Spannungsverteilungen, d. h. Spannungspitzen sowie Querkräfte, so daß wir es dann mit mehr-achsigen Spannungszuständen zu tun haben. In Abbildung 3 ist für drei Stähle aus Abbildung 2 die Zugfestigkeit eines gekerbten Stabes, dessen Form ebenfalls in das Bild eingetragen ist, wiedergegeben⁴⁾. Zum Vergleich ist die Zugfestigkeit des glatten Stabes aus Abbildung 2 noch einmal eingezeichnet. Für Raumtemperatur ergibt sich die bekannte Tatsache, daß für die gekerbte Probe eine höhere Zugfestigkeit gefunden wird als beim glatten Stab. Dies trifft auch noch für -78° C zu. Bei -188° C ergaben sich aber für die beiden unlegierten Stähle im gekerbten Zustand merklich niedrigere Festigkeiten als bei den glatten Stäben, wobei noch auf die großen Streuungen bei Parallelversuchen hinzuweisen ist. Hier wird also bereits eine erhebliche Versprödung angezeigt. Bei dem legierten Stahl liegt auch bei -188° C die Zugfestigkeit des gekerbten Stabes noch erheblich über der Zugfestigkeit des glatten Stabes; aber auch hier sind Streuungen zu beobachten, die die Prüfung einer größeren Anzahl Stäbe erforderlich machen.

Aus Dauerversuchen und Spannungsmessungen ist bekannt, daß die Verstärkung eines zylindrischen Stabes durch einen aufgesetzten Bund für die Spannungsverteilung in der belasteten Probe eine ähnliche Wirkung hat wie die Schwächung durch einen Kerb. Abbildung 4 zeigt, daß bei Raumtemperatur ein solcher Bund keinen Einfluß auf die Zugfestig-

⁴⁾ F. Bollenrath und J. Nemes, Metallwirtsch. 10 (1931) S. 609/13 u. 625/30.



Abb. 3

Änderung der Zugfestigkeit von glatten und gekerbten Stäben mit der Temperatur (nach Hempel-Luce)

keit hat, da der Stab in einigen Abstand vom Bund. unbeeinflusst von ihm, bricht, daß aber — wenigstens bei normal geglähten unlegierten Stählen — bei $-183^{\circ} C$ der Bruch in der Hohlkehle unter merklicher Verminderung der Zugfestigkeit eintritt⁷⁾. Bei dem vergüteten legierten Stahl wurde ein solcher Festigkeitsabfall nicht beobachtet.

Gegenüber dem Zugversuch am glatten Stab ist der Biegeversuch dadurch ausgezeichnet, daß in der Probe gleichzeitig Zug- und Druckspannungen erzeugt werden. Kerbt man den Stab obendrein ein, wie es bei der Kerbschlagprobe üblich ist, so erhält man auch hier zusätzlich Spannungsspitzen und mehrachsige Beanspruchungen, Abbildung 5 zeigt die Ergebnisse von Biege- und Schlagbiegeversuchen an glatten und gekerbten Proben bei $+20$ und $-183^{\circ} C$ an den gleichen Stählen, die die vorausgegangene Abbildung behandelte⁷⁾. Für diesen Vergleich ist die zum Biegen der Probe erforderliche, auf den Querschnitt bezogene Arbeit aufgetragen worden. Bei den glatten Proben (ausgezogene Geraden) ergibt

⁷⁾ A. Kfisch, Mitt. K.-Wilh.-Inst. Eisenforschg 23 (1941) S. 267/77.

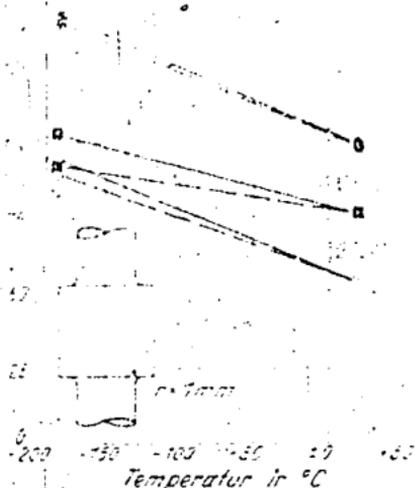


Abb. 4

Änderung der Zugfestigkeit von glatten und Bundstäben mit der Temperatur

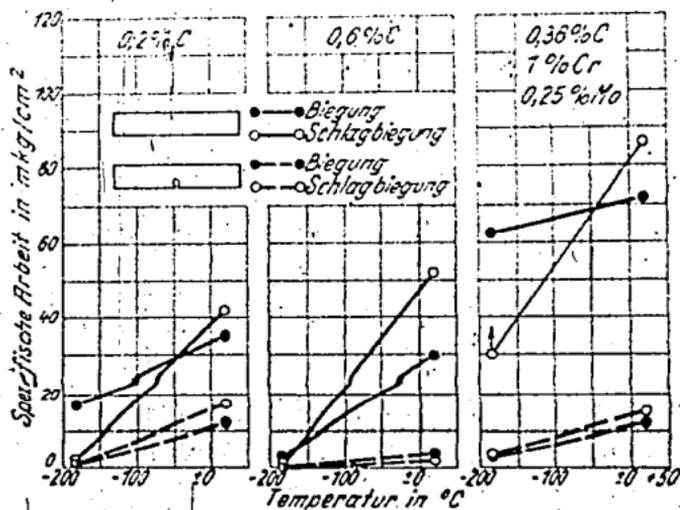


Abb. 5

Ergebnisse von Biege- und Schlagbiegeversuchen an glatten und gekerbten Stäben in Abhängigkeit von der Temperatur

sich, daß sie bei Zimmertemperatur sowohl bei langsamer (Punkte) als auch bei Schlagbiegung (Kreise) ein großes Verformungsvermögen besitzen und daher eine große Arbeit erfordern. Bei -133°C ergeben sich für die geglühten unlegierten Stähle bedeutend niedrigere Werte. Während bei langsamer Biegung nur der Stahl mit 0,6% C versprödet ist, ist dies bei Schlagbeanspruchung für beide geglühten unlegierten Stähle der Fall. Im Gegensatz hierzu ist für den vergüteten legierten Stahl bei der glatten Biegeprobe weder bei langsamer noch bei Schlagbeanspruchung eine Versprödung festzustellen. Bei den gekerbten Proben (gestrichelte Geraden) liegen die Verhältnisse wesentlich ungünstiger. Schon bei Raumtemperatur tut sich die geringere Verformbarkeit des höher kohlenstoffhaltigen Stahles in den niedrigen Werten der Biegearbeit gegenüber den zäheren Werkstoffen deutlich kund. Bei -133°C zeigen ganz gleich, ob es sich um langsame oder Schlagbiegebeanspruchung handelt, alle Proben aus den unlegierten geglühten Stählen spröde Brüche ohne bildsame Verformung, während bei dem legierten vergüteten Stahl noch eine merkliche Verformbarkeit und dementsprechend höhere Kerbschlagzähigkeit erhalten bleibt.

In Abbildung 6 sind für verschiedene Stähle aus den Versuchsreihen des Eisenforschungsinstituts kennzeichnende Kurven für die Temperaturabhängigkeit der Kerbschlagzähigkeit zusammengestellt. Allgemein kann man aus diesen entnehmen, daß die Kerbschlagzähigkeit meist nach tiefen Temperaturen abfällt und daß für einige der untersuchten Werkstoffe durch die Temperaturerniedrigung eine völlige Versprödung bewirkt worden ist. Die niedrigsten Werte für die Kerbschlagzähigkeit erhält man bei den hier ausgewählten Werkstoffen für einen vergüteten unlegierten Stahl mit 0,59% C, während ein anderer, ebenfalls vergüteter unlegierter Stahl mit 0,46% C auch bei -70°C noch günstige Werte aufweist⁸⁾. Es muß bemerkt werden, daß die hier angegebenen Werte für unlegierten Stahl an Schmelzungen bestimmt sind, die gewisse Beimengungen an Chrom, Nickel und Molybdän aus dem Schrotteinsatz besaßen und als Qualitätsstähle erschmolzen waren; an Handelsstählen wird man, wie Abbildung 1 zeigte, solch günstige Werte nicht erhalten. Abbildung 6 enthält zwei weitere Kurven für vergütete Cr-Mo- und Cr-Ni-Mo-Stähle⁹⁾, von denen

⁸⁾ A. Pomp und A. Kirsch, Mitt. K.-Wilh.-Inst. Eisenforsch. 23 (1941) S. 135/25.

⁹⁾ A. Pomp, A. Kirsch und G. Haupt, Mitt. K.-Wilh.-Inst. Eisenforsch. 21 (1939) S. 219/30.

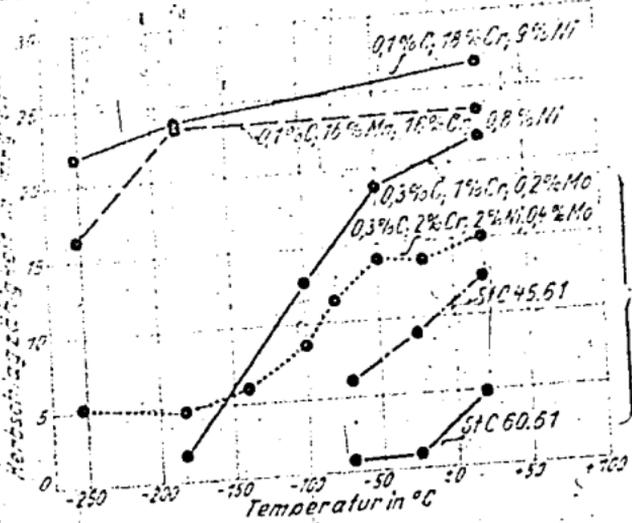


Abb. 6
 Änderung der Kerbschlagzähigkeit mit der Temperatur

der eine bei -183°C bereits eine recht niedrige Kerbschlagzähigkeit aufweist, während der andere bis -253°C noch eine solche von 5 mkg/cm^2 besitzt. Es ist aber in diesem Zusammenhang darauf hinzuweisen, daß für diese Werkstoffe in der Kerbschlagzähigkeit bei tiefen Temperaturen große Streuungen beobachtet worden sind. Stangen aus verschiedenen Schmelzungen mit so geringen Abweichungen in der Zusammensetzung, wie sie im Stahlwerk nicht zu vermeiden sind, zeigen trotz Weiterverarbeitung auf das gleiche Enderzeugnis oft große Unterschiede im Kerbschlagversuch bei tiefen Temperaturen⁹⁾; andererseits wurde auch beobachtet, daß sich Schmelzungen, die sich bei Raumtemperatur deutlich unterscheiden, bei Temperaturen von -25 oder -70°C in ihrem Verhalten angleichen⁸⁾.

Im Gegensatz zu den besprochenen Werkstoffen, die alle einen beträchtlichen Abfall der Kerbschlagzähigkeit mit sinkender Temperatur zeigen, gibt es auch Werkstoffgruppen, bei denen dies nicht oder fast nicht der Fall ist. Zu diesen gehören die austenitischen Stähle. Für eine Reihe von diesen, und zwar auf Cr-Ni- und Cr-Mn-Grundlage, wurde selbst bei -253°C noch eine ausgezeichnete, gegen Raumtemperatur nur unwesentlich abgesunkene Kerbschlagzähigkeit gefunden; zwei Beispiele hierfür⁹⁾ sind in Abbildung 6 wiedergegeben. Ähnlich günstige Werte der Kerbschlagzähigkeit ergaben bis zu den tiefsten Versuchstemperaturen die Metalle

Nickel, Kupfer und Blei (Abbildung 7)¹⁰⁾. Der niedrige Wert für Blei darf dabei nicht täuschen, er ist im wesentlichen durch die geringe Festigkeit begründet. Auch bei Leichtmetallen ist bis +183°C kein ungünstiger Einfluß der Temperatur festzustellen¹¹⁾. Dabei darf man aber nicht übersehen, daß die Kerbschlagzähigkeit der meisten Leichtmetalle schon bei Raumtemperatur erheblich niedriger als die der Stähle ist.

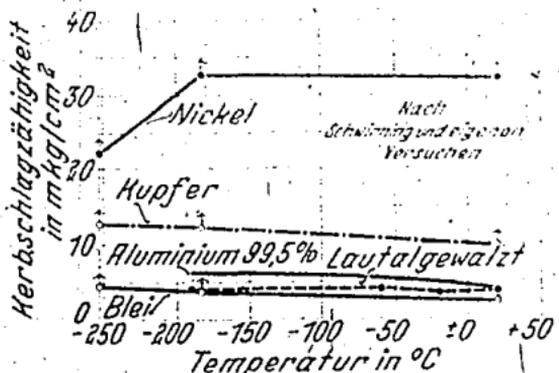


Abb. 7

Änderung der Kerbschlagzähigkeit von Nichteisenmetallen mit der Temperatur

Die in den Abbildungen 5 bis 7 eingetragenen Werte der Kerbschlagzähigkeit wurden an DVM-Proben bestimmt, und nur für diese Probenform gilt die durch den Kurvenverlauf angezeigte Temperaturabhängigkeit der Kerbschlagzähigkeit. Eine Änderung der Probenform, insbesondere der Schärfe des Kerbes hat nicht nur eine Änderung der Kerbzähigkeitswerte für die verschiedenen Prüftemperaturen, sondern auch des Verlaufs der Kerbzähigkeits-Temperaturkurve zur Folge. So verschiebt eine Milderung der Kerbwirkung diese Kurve zu höheren Werten und den Beginn des Bereichs verschwindender Kerbzähigkeit zu tieferen Temperaturen. Die aus Abbildung 6 zu entnehmende Temperatur, bei der die Kerbschlagzähigkeit auf sehr niedrige Werte absinkt, darf demnach nicht als ein Werkstoffkennwert angesehen und in dem Sinn gedeutet werden, daß der Stahl unterhalb dieser Temperatur allgemein als spröde zu gelten hat. Neigt der Stahl zur Versprödung bei tieferer

¹⁰⁾ A. Krusch, Zs. VDI 83 (1939) S. 893/98.

¹¹⁾ W. Schwinning, Zs. VDI 79 (1935) S. 35/46.

Temperatur. — Läßt die für die Kerbschlagzähigkeitprüfung der Stähle bei Raumtemperatur entwickelte DVM-Probe — erst recht die Spitzkerbprobe — diese zunehmende Versprödung allzu kräftig hervortreten. Weniger scharf gekerbte Proben können daher zur Kennzeichnung des Zähigkeitsverhaltens solcher Stähle bei tiefen Temperaturen, insbesondere zur Erkennung des unterschiedlichen Verhaltens verschiedener Werkstoffe besser geeignet sein.

Es seien hier einige Worte eingeschoben über einen Sonderfall der stoßweisen Beanspruchung, nämlich über das Verhalten der Werkstoffe beim Sprengversuch. Wenn die Spannungsverteilung im Werkstoff bei der Sprengung eines Rohres oder einer Granate nicht so ungünstig zu sein scheint wie beim Kerbschlagversuch, so wird die günstigere Spannungsverteilung aufgewogen durch die je nach der Sprengladung weit höhere Verformungsgeschwindigkeit, weshalb der Sprengversuch an einem Rohr bisher zu den schärfsten bekannten Beanspruchungen zu zählen ist. Die letzten kalten Winter haben nun in einer Reihe von Vorkommnissen bei Geschützen bestätigt, daß stoßweise Beanspruchung in der Kälte gefährlicher ist als solche bei gewöhnlicher Temperatur. Dies gilt nicht nur für eine Sprengung mit brisanter Sprengladung, sondern auch für die normale Beanspruchung eines Geschützes beim Schuß, wie sich bei strenger Kälte durch den Ausfall einiger Rohre bei den ersten Schüssen aus dem kalten Rohr gezeigt hat. Es ist noch nicht gelungen, eine einwandfreie Verbindung zwischen dem Verhalten bei der Sprengung und einer anderen mechanischen oder sonstigen Werkstoffeigenart zu finden. Für die Prüfung der Sprengzähigkeit eines Geschützrohres hat sich daher die Sprengung eines kurzen Rohrabschnitts mittels einer eingeschobenen Granate eingeführt, wobei man das Aussehen des Zylinders nach der Sprengung beurteilt. Für einige dieser Sprengzylinder konnten nun Beziehungen zwischen dem Sprengverhalten und der Kerbschlagzähigkeit aufgedeckt werden, aber nicht zu der Kerbschlagzähigkeit bei Zimmertemperatur, sondern zu der Kerbschlagzähigkeit bei etwa -120°C , wobei die übliche DVM-Probe untersucht würde. Es zeigte sich, daß die Zylinder, deren Verhalten beim Sprengversuch befriedigt hatte, bei -100 bis -140°C höhere Kerbschlagzähigkeiten besaßen als die Zylinder mit unbefriedigendem Verhalten bei der Sprengung (Abbildung 8). Wenn sich diese bisher nur an wenigen Versuchsstücken gefundene Regel als allgemein gültig bestätigen sollte, würde man hier ein Beispiel erhalten, wie



Abb. 8

Temperaturabhängigkeit der Kerbschlagzähigkeit von Rohrreihen mit gutem und schlechtem Sprengverhalten

die Beanspruchung bei hoher Geschwindigkeit durch solche geringerer Geschwindigkeit bei tiefen Temperaturen ersetzt werden kann.

Die Sprengzähigkeit als solche ist temperaturabhängig, wie an kleinen Prüfzylindern, die als Ersatz für die großen Zylinder in den letzten Jahren in die Abnahmeprüfung für Rohrstähle eingeführt sind und durch Ladungen bis zu etwa 5 gr untersucht wurden, gezeigt werden konnte. Versuchsergebnisse an solchen Prüfzylindern aus Rohren, die sich teils gut, teils in der Kälte sehr schlecht verhalten haben, zeigten, daß es Werkstoffe gibt, die bis zu Temperaturen von -30°C ihre Sprengzähigkeit kaum ändern, während andere einen beträchtlichen Abfall besaßen.

Die wenigen in dieser Richtung bisher vorliegenden Ergebnisse deuten einen Zusammenhang zwischen der Temperaturabhängigkeit der im Versuch ermittelten Sprengzähigkeit mit der Bruchgefahr des kalten Rohrs beim Beschuß an.

Wenn wir uns somit über die Temperaturabhängigkeit der Festigkeit und des plastischen Formänderungsvermögens der Werkstoffe bei ruhender und schlagartiger Beanspruchung nach den bis heute bekannten Ergebnissen ein Bild machen können und vor allen Dingen einfache Versuchsverfahren besitzen, nach denen wir die Werkstoffe prüfen können, so lagen zur Beurteilung der Dauerfestigkeit bei tiefen Temperaturen bis in die jüngste Zeit nur sehr wenige Versuchsergebnisse vor. Wohl ist in einigen Arbeiten über die Ermittlung der Biegewechselfestigkeit he-

nicht werden, bei denen man die ganze Maschine in einem Kühlraum gesetzt hat. Dieses Verfahren erfordert einen sehr großen Aufwand an Kühlenergie und ist kaum bis zu tieferen Temperaturen als -10°C durchzuführen, da darunter die Lager der Prüfmaschine versagen würden. In Abbildung 9 sind einige Ergebnisse mehrerer Versuchsergebnisse für Stähle wiedergegeben. Links ist die Zugfestigkeit, in der Mitte die Biegebruchfestigkeit polierter glatter Probestäbe und rechts

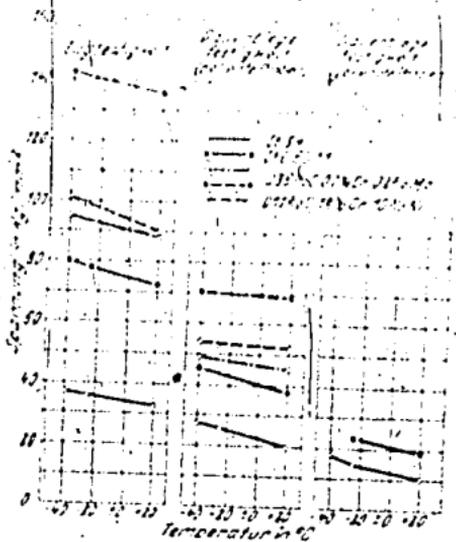


Abb. 9

Zugfestigkeit und Dauerbiegefestigkeit von Stählen in Abhängigkeit von der Temperatur
(nach Schwinning, Russel u. Johnson-Oberg)

die Biegebruchfestigkeit gekerbter Proben für zwei unlegierte Stähle, einen Cr-Mo-Stahl und einen austenitischen Cr-Ni-Stahl aufgetragen. In allen Fällen ergibt sich ein Anstieg der Festigkeit nach tiefen Temperaturen, wobei das Maß des Anstiegs entsprechend der geringen Temperaturniedrigung aber nicht sehr groß ist. Ähnlich ist das Ergebnis für Nichteisenmetalle, Abbildung 10¹¹⁾, wobei auf den geringen Temperatureinfluß bei Leichtmetallen, der bereits in Abbildung 2 zu erkennen war, hinzuweisen ist.

¹¹⁾ H. W. Russel in: Symposium on Effect of Temperature on the Properties of Metals, Chicago 1931, S. 658/80.

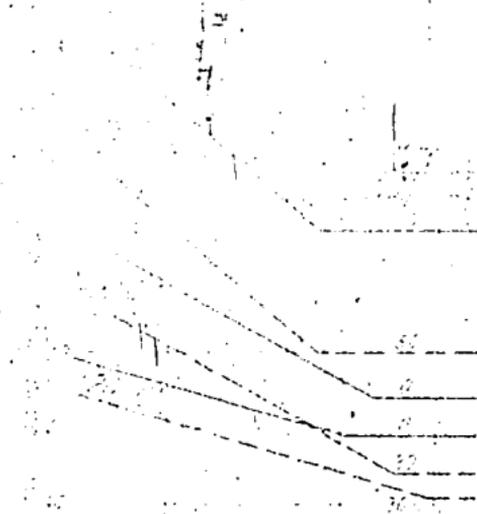
¹²⁾ T. B. Johnson u. T. Oberg, Metals and Alloys 4 (1933) S. 25/30.

Abb. 10

Zugfestigkeit und Dauerzugfestigkeit von Duralumin und Kupfer
in Abhängigkeit von der Temperatur nach Schwannitz

Da bei den Biegeversuchen und dem angewandten Verfahren nicht zu erwarten war, daß noch Werte bei wesentlich niedrigeren Temperaturen erhalten werden konnten, gingen Hempel und Luce¹⁾ auf Zugdruckversuche über, wobei sie nicht mehr die ganze Maschine, sondern nur die Probe auf die Prüftemperatur abkühlten. Diese Versuchsanordnung hat den Vorteil, daß Lager, Belastungs- und Kräftevorrichtung bei normaler Temperatur gewartet werden können. Allerdings war eine ständige Überwachung der Maschine zwecks Nachfüllen des Kühlmittels erforderlich. Die lange Dauer der Versuche zwang außerdem zur Beschränkung auf wenige als Fixpunkte ausgezeichnete Prüftemperaturen (Siedepunkte der Kohlensäure und der Luft), um die Bedienung nicht zu schwierig zu machen. Die Ausführung von Zugdruckversuchen bot noch den weiteren Vorteil, daß das ganze Dauerfestigkeitsschaubild aufgenommen werden konnte, während bei Biegeversuchen in der Schwingungsfestigkeit nur ein einzelner Punkt für die Mittelspannung Null bestimmt werden kann.

Zur Aufnahme des Dauerfestigkeitsschaubildes unter Zugdruckbeanspruchung wurden bei den drei Temperaturen $+20$, -78 und -186°C und jeweils zwei Mittelspannungen eine Reihe von Versuchen mit verschiedenen Spannungsausschlägen nach dem Wöhlerverfahren durchgeführt und die Lastspielzahlen bis zum Versuchsende ermittelt. Durch schaubildliche Auftragung der Wertepaare Spannungsausschlag -- Lastspielzahl im metrisch-logarithmischen Maßstab erhält man die bekannten Wöhlerlinien. In Abbildung 11 sind als Beispiel diese Linien für einen ver-



Wöhlerlinien für Cr-Mo-Stahl bei verschiedenen Mittelspannungen und Temperaturen

Abb. 11

Wöhlerlinien für Cr-Mo-Stahl bei verschiedenen Mittelspannungen und Temperaturen (nach Hempel-Luce)

güteten Cr-Mo-Stahl (Fliegw. 152) wiedergegeben. Das Bild zeigt für alle Linien grundsätzlich das gleiche Aussehen; sie unterscheiden sich nur in der Höhenlage, teils durch die Temperaturen, teils durch die Mittelspannung bedingt. Die Streuung der einzelnen Versuchspunkte ist gering, so daß hier von ihrer Einzeichnung der Übersichtlichkeit halber abgesehen wurde. In Abbildung 12 sind für diesen Stahl für verschiedene Temperaturen, Mittelspannungen und eine Grenzlastspielzahl von 5 Millionen die aus den Wöhlerlinien entnommenen Wechsellastspielzahlen im Dauerfestigkeitsschaubild eingezeichnet. Der innerste Linienzug zeigt das Dauerfestigkeitsschaubild für Raumtemperatur, das aus zwei Versuchspunkten bis zur 0,2-Grenze und Zugfestigkeit geradlinig ergänzt worden ist. Der mittlere Linienzug gilt für -78°C , der äußere für -100°C . Es ist hervorzuheben, daß die Grenzspannungslinien in diesen Dauerfestigkeitsschaubildern für alle drei Temperaturen grundsätzlich den gleichen Verlauf aufweisen, und daß entsprechend der für tiefere Temperaturen erhöhten 0,2-Grenze und Zugfestigkeit eine Erhöhung der Mittel-

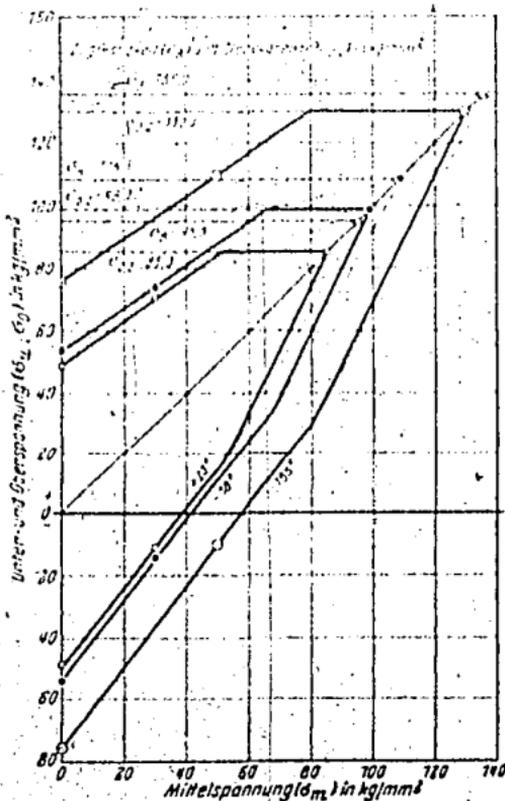


Abb. 12

Dauerfestigkeitschaubilder eines Cr-Mo-Stahles bei verschiedenen Temperaturen (Vollstäbe) (nach Hempel-Luce)

spannung und Vergrößerung des Spannungsausfalls zulässig ist. Eine Versprödung des Werkstoffs während des Dauerversuchs ist nicht zu erkennen. Dieses vielleicht unerwartet günstige Ergebnis ist wahrscheinlich darauf zurückzuführen, daß im Dauerversuch die Verformungen hauptsächlich elastischer Natur sind und plastische Verformungen, die bei ruhender oder schlagartiger Beanspruchung ja in erster Linie durch die Temperaturerniedrigung beeinflußt werden, nur in verschwindendem Maß auftreten. Die Bereiche der elastischen Verformung werden aber durch die tiefen Temperaturen — siehe den allgemein zu beobachtenden Anstieg der Streckgrenze — erheblich, oft um 100% oder mehr, erweitert.

Abbildung 13 zeigt nun das Dauerfestigkeit-bild für den gleichen Stahl im gekerbten Zustand. Die gewählte Stabform ergibt nach den bisherigen Erfahrungen den stärksten Abfall der Dauerfestigkeit. Gegenüber Vollstäben tritt bei den Kerbstäben wohl eine größere Abnahme des Spannungsausschlags mit wachsender Mittelspannung ein. Aber auch

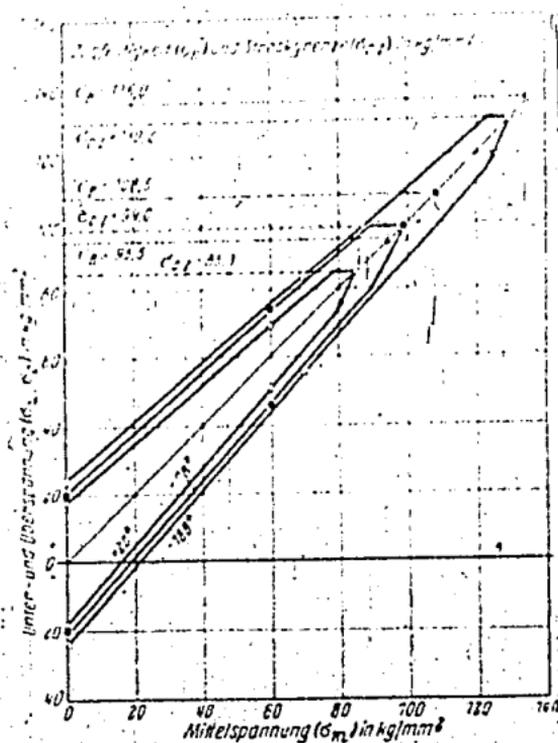


Abb. 13

Dauerfestigkeitsschaubilder eines Cr-Mo-Stahles bei verschiedenen Temperaturen (Kerbstäbe) (nach Hempel-Luce)

für diese Stabform ergibt sich zwischen $+20$ und -188°C keine grundsätzliche Änderung im Verlauf der Grenzspannungslinie; die Linienzüge für -78 und -188°C unterscheiden sich im Vergleich mit den Vollstäben (Abbildung 12) lediglich durch die etwas geringere Zunahme der Schwingweite mit fallender Temperatur. Es muß allerdings bemerkt werden, daß die Linienzüge für die höheren Mittelspannungen

($\sigma_{\text{G}} = 70 \text{ kg/mm}^2$) extrapoliert sind. Für diesen Stahl ist also bei der Dauerbeanspruchung bis -188°C auch im gekerbten Zustand an sich kein Grund zur Besorgnis gegeben.

Für Raumtemperatur und -78°C sind nun inzwischen von M. Hempel eine größere Anzahl Versuchsreihen an legierten vergüteten Stählen durchgeführt worden, deren Ergebnisse in Abbildung 14 zusammengestellt worden sind. Trägt man die Wechselfestigkeit in Abhängigkeit von der bei der gleichen Temperatur gefundenen Zugfestigkeit

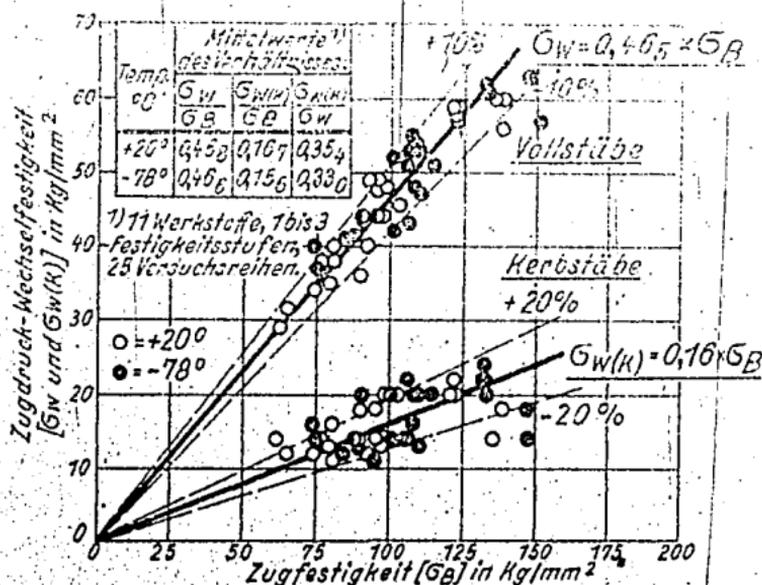


Abb. 14
 Zugdruck-Wechselfestigkeit von Voll- und Kerbstäben bei $+20^\circ$ und -78°C
 (nach Hempel)

auf, so findet man, daß die Werte für beide Temperaturen sich etwa der gleichen Ausgleichsline zuordnen lassen. Dies gilt nicht nur für die glatten Stäbe, sondern auch für gekerbte Proben. Fast alle Versuchswerte der Vollstäbe bzw. Kerbstäbe liegen innerhalb von Streubereichen von $\pm 10\%$ bzw. 20% , deren Grenzen ebenfalls in die Abbildung eingezeichnet worden sind. Im Mittel ergibt sich für die glatten Stäbe ein Verhältnis Wechselfestigkeit zu Zugfestigkeit von 0,465, für die gekerbten Stäbe 0,16. Für beide Temperaturen ergibt sich ein mittleres Verhältnis: Kerb-

Wechselhaftigkeit zu Wechselstabilität von 0,33, die Kerbempfindlichkeit ist also bei beiden Temperaturen die gleiche. Andererseits ergeben Werte von M. Hempel und L. Luce¹⁾, daß bei Zuglasten und Zugfestigkeit stabil bei für die Verhältniszahlen Kerbwechselstabilität zu Wechselstabilität eine Temperaturabhängigkeit auch für -20 bis -70 °C besteht (Zahlentafel 2). Wenn danach auch diese unlegierten Stähle auf Grund einer höheren Verhältniszahl bis zu -70 °C weniger kerbempfindlich zu sein scheinen als die legierten, so ist doch zu betonen, daß für -130 °C beide Werkstoffgruppen praktisch die gleichen Verhältniszahlen besitzen. Bis -70 °C diese Temperatur ist für den Flugzeugbau von besonderem Interesse — ist aus den bisherigen Versuchen eine Verprödung bei Schwingungsbeanspruchung jedenfalls nicht festgestellt worden.

Werkstoff	Wechselstigeon Zugfestigkeit			Wechselstabilität Wechselstigkeit		
	-20	-78	-188	-20	-78	-188
St 34 11 geglüht	0,35	0,50	0,72	0,68	0,51	0,29
St 50 11 geglüht	0,35	0,41	0,67	0,68	0,53	0,31
St 70 11 geglüht	0,36	0,41	0,68	0,62	0,51	0,32
Mittel	0,39	0,41	0,69	0,66	0,53	0,31
Cr-Mo 1 vergütet	0,50	0,46	0,56	—	—	—
Cr-Mo 2 vergütet	0,51	0,50	0,56	0,37	0,37	0,32
Cr-Ni-Mo vergütet	0,52	0,49	0,51	—	—	—
Mittel	0,51	0,48	0,55	0,37	0,37	0,32

Zahlentafel 2

Zugdruckwechselversuche (Verhältniszahlen)
(nach Hempel-Luce)

Für den Bau von Flugzeugen hat nicht allein das in Abbildung 12 gezeigte Dauerfestigkeitsbild Bedeutung, da deren einzelne Teile aus Gründen der Gewichtersparnis nicht für eine theoretisch unbegrenzte Lebensdauer, sondern für eine beschränkte Anzahl von Betriebsstunden bemessen werden. Dies bedeutet, daß nicht der waagerechte Verlauf der Wöhlerlinien entscheidend ist, sondern der für höhere Belastungen in Frage kommende, schräg verlaufende Abschnitt derselben, nämlich das Gebiet der »Zeitfestigkeit«. Entnimmt man aus den Wöhlerlinien für eine Lastspielzahl von 50 000, 500 000, 2 500 000 und 5 000 000 die den verschiedenen Mittelspannungen entsprechenden Wechsellastspannungen und trägt diese in Form der bekannten Dauerfestigkeitschaubilder auf, Abbildung 15, so erhält man stets für alle drei Temperaturen, $+20$, -78

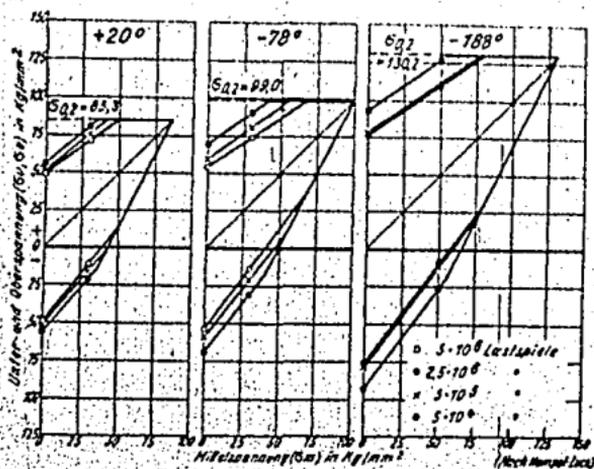


Abb. 15

Zeitfestigkeits- und Dauerfestigkeitschaubilder für verschiedene Temperaturen

und -188° C, einen grundsätzlich gleichartigen Verlauf der Grenzspannungslinien; dies bedeutet, daß auch für die Zeitfestigkeit keine Besonderheiten beim Übergang zu tiefen Temperaturen entstehen.

Alle diese Feststellungen gelten zunächst nur für die gewählten Versuchsbedingungen; der Einfluß der Beanspruchungsart und der Probengröße sowie der Verlauf der Schadenslinien sind noch gründlich zu untersuchen.

Um über die bisherigen Ergebnisse der Dauerversuche bei tiefen Temperaturen unter Zugdruckbeanspruchung einen Überblick zu erhalten, sind in Abbildung 16 die Werte von Hempel und Luce⁴⁾ zusammengestellt, wobei aber des besseren Vergleichs halber jedesmal die Zugfestigkeit bei Raumtemperatur, als der am häufigsten an einem Werkstoff bestimmte Wert, gleich 100 gesetzt worden ist. Für die drei Temperaturen +20, -78 und -188° C ist außer der Zugfestigkeit die Fließgrenze sowie die Wechselfestigkeit des glatten und gekerbten Stabes aufgetragen. Für diese verschiedenen Festigkeitswerte erhält man in

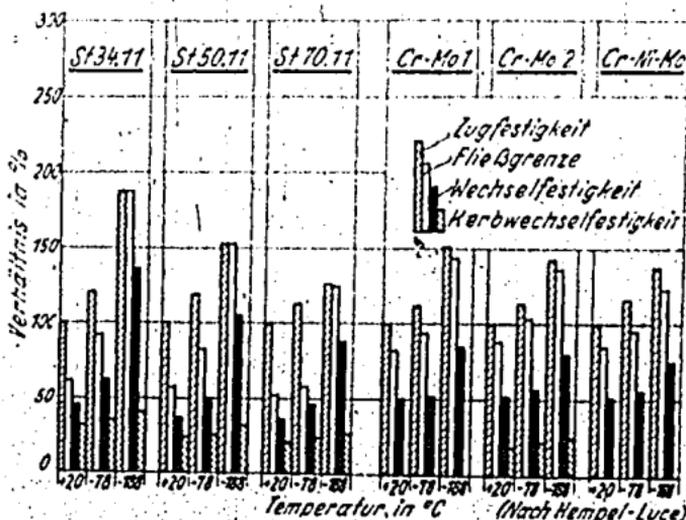


Abb. 16

Anderung von Zugfestigkeit, Fließgrenze, Wechselfestigkeit und Kerbwechselfestigkeit mit der Temperatur

allen Fällen einen fortlaufenden Anstieg mit sinkender Temperatur bis -188° C. Wie bekannt, ist dabei der Anstieg der Zugfestigkeit und Streckgrenze für die weichsten Stähle am stärksten²⁾; das gleiche gilt für die Wechselfestigkeit. Für die unlegierten Stähle St 34.11 und St 50.11 steigt die Wechselfestigkeit des glatten Stabes sogar über die Zugfestigkeit bei Raumtemperatur an und erreicht auch bei dem härtesten hier untersuchten Cr-Ni-Mo-Stahl 75% davon. Die Wechselfestigkeit des gekerbten Stabes bei -188° C liegt dagegen nur zwischen 25 und 40% der Zugfestigkeit bei Raumtemperatur.

Trägt man die einzelnen Verhältniszahlen von Wechselfestigkeit bei -188°C zur Zugfestigkeit bei Raumtemperatur in Abhängigkeit von der Zugfestigkeit bei Raumtemperatur auf, so ergibt sich für die bisher bekannt gewordenen Werte eine hyperboloidische Kurve (Abbildung 17). Auch für die Wechselfestigkeit der gekochten Stähle läßt sich eine ähnliche Kurve angeben. Allerdings sollen diese Kurven zunächst

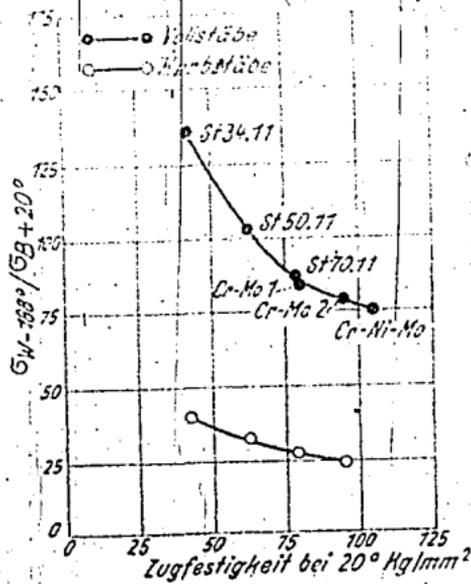


Abb. 17

Wechselfestigkeit bei -188°C in Abhängigkeit von der Zugfestigkeit bei 20°C

nur einen ersten Anhalt geben, und ehe eine Verallgemeinerung vorgenommen werden darf, wären diese Kurven noch durch zahlreiche Versuchspunkte zu belegen.

Welche Schlüsse sind nun aus den vorliegenden Versuchswerten auf die Anwendbarkeit der einzelnen Werkstoffe zu ziehen?

Die Zug- und die Schwingungsversuche deuten zunächst darauf hin, daß man auch unlegierte Stähle bis zu -188°C ohne Gefahr verwenden kann. Dies trifft aber nicht mehr zu, sobald bei diesen Temperaturen Stöße auftreten. Dann ist die tiefste Temperatur, bis zu der man mit unlegierten Stählen auskommt, weit höher und dürfte nicht wesentlich unter dem Eispunkt liegen. Auch stoßfreie Belastungen, die aber aus

anderen Gründen eine ungebleimete Verformung hervorrufen, sind bei Temperaturen von -135°C unlegierte Stähle sehr gefährlich. Für -70°C dürfte diese aber noch nicht gelten. Bei legierten Stählen ist die Gefahr einer stößweisen Belastung nicht mehr so groß wie bei den unlegierten Stählen, doch ist auch hier bei den meisten Werkstoffen die Gefahr eines spröden Bruches bei sehr tiefen Temperaturen nicht zu übersehen. Andererseits haben mehrere Untersuchungen, des Kaiser-Wilhelm-Instituts für Eisenforschung gezeigt, daß auch molybdänfreie Stähle bis -70°C gute Kerbschlagzähigkeiten aufweisen können, d. h. sich bei stößweiser Beanspruchung bewähren dürften. Schwingungsversuche an diesen Stählen bis etwa -78°C , die auf Veranlassung des RLM nach dem im Eisenforschungsinstitut entwickelten Verfahren zur Zeit durchgeführt werden, haben ebenfalls günstige Werte geliefert.

Für den Flugzeugbau, bei dem man nicht mit tieferen Temperaturen als -70°C zu rechnen hat, wird man also unlegierte Stähle nur dort anwenden dürfen, wo Stöße, sei es von der Landung, sei es von anderen Ursachen herrührend, nicht zu befürchten sind, falls sich die Anwendung nicht schon aus Festigkeitsrückichten verbietet. Alle Teile mit stößweiser Belastung wird man jedoch legieren müssen, wenn auch nach neueren Erkenntnissen der Anteil der Legierungselemente nicht sehr hoch zu sein braucht. Es muß jedoch gesagt werden, daß die Arbeiten hierüber noch nicht abgeschlossen sind; daher werden im Eisenforschungsinstitut die Versuche sowohl hinsichtlich der Kerbschlagzähigkeit als auch der Schwingungsfestigkeit noch fortgesetzt, über die zu einem späteren Zeitpunkt zu berichten wäre.

Naturgemäß konnten in diesem Vortrag nur die wichtigsten Erscheinungen behandelt werden. Bezüglich der sich hieraus ergebenden Einzelfragen, wie sich diese Erscheinungen z. B. in Abhängigkeit von Werkstoff, Gefüge, Versuchsdurchführung und anderen Einflüssen mehr oder weniger von der dargestellten Grundform entfernen, ist bereits viel Arbeit geleistet worden bzw. bleibt sie noch späteren Untersuchungen vorbehalten. Vielleicht bietet die Erörterung noch Anlaß und Möglichkeit, auf die eine oder andere Frage ergänzend einzugehen.

Aussprache

Houbreimont: Meine Herren! Ich danke Herrn Körber für den glänzenden Einblick, den er uns über die Eigenschaften der verschiedenen legierten Stähle und einiger Metalllegierungen auf dem Gebiete der tiefen Temperaturen gegeben hat. Die Fragen, die Herr Körber behandelt hat, umfassen ein ganzes Programm, das die Grundlage der Überlegungen darstellt, die wir bei dem Einsatz niedriglegierter Stähle anstellen müßten und auch heute noch müssen. In Ergänzung zu den Ausführungen würde ich besonders Wert darauf legen, daß man bei der Ermittlung des Einflußes stoßweiser Beanspruchungen scharf definiert, von welcher Art Stoß man spricht. Insbesondere ist dies notwendig, wenn man von der Kerbzähigkeit eines Werkstoffes auf sein Verhalten bei schwingender oder schlagartiger Dauerbeanspruchung schließen will. Der Begriff der Kerbzähigkeit bekommt - abgesehen natürlich von ganz speziellen Werkstoffen - erst dort Bedeutung, wo schlagartige Beanspruchungen auftreten, die zu einer plastischen Verformung führen. Die Kerbzähigkeit eines Werkstoffes kann also auf sein Verhalten bei Dauerbeanspruchung nur dann von Einfluß sein, wenn schlagartige Beanspruchungen mit meßbarer plastischer Verformung vorkommen können, d. h. bei Dauererschlagversuchen im Bereich niedriger Schlagzahlen, also im Anfangsbereich der Zeitfestigkeit. Auch bei Dauererschlagbeanspruchung ist dagegen die Kerbzähigkeit ohne Bedeutung, solange der Werkstoff nur elastisch beansprucht wird; das ist im untersten Teil der Wöhlerkurve mindestens so lange der Fall, bis durch den Anriß eine Querschnittschwächung eingetreten ist; nur die Größe des Restbruches ist im ganzen Bereich der Wöhlerkurve von der Höhe der Kerbzähigkeit abhängig. Bei schwingender Beanspruchung liegen dagegen auch für den Bereich der Zeitfestigkeit bisher keine Anhaltspunkte dafür vor, daß die Kerbzähigkeit hier von Einfluß auf die Lebensdauer ist. Heute wird diese Unterschreitung vielfach nicht gemacht, und so könnte man leicht dazu neigen, die Bewertung eines Werkstoffes auf Grund der Kerbzähigkeit, d. h. bei Stoßbeanspruchung unter plastischer Formänderung, auch auf die Dauerfestigkeit bei schwingender Beanspruchung zu übertragen. Persönlich haben mich die Ausführungen von Herrn Körber zum Teil besonders interessiert, weil ich einmal vor der Lilienthal-Gesellschaft den Vorschlag gemacht hatte¹⁾, man sollte sich für die grundsätzliche Erforschung der Schwingungsfestigkeit und der damit zusammenhängenden Eigenschaften irgendwelche Theorien machen und um diese Theorien herum die Werte gruppieren, die wir experimentell finden, mit der Absicht, etwas mehr System und Richtung in die Vielzahl dieser Untersuchungen zu bekommen. Ich hatte damals als eine solche Theorie vorgeschlagen, die Temperaturzerrüttung des Materials als Grundlage des Dauerbruchs zu unterstellen. Abgesehen von manchen anderen Versuchen, die wir in der Zwischenzeit gemacht haben und die die damals vorgeschlagene Theorie nicht belegt haben, sprechen allerdings auch die Versuchsreihen, die Herr Körber vorgetragen hat, nicht dafür. Man müßte sich für die Verfolgung der Dauerbeanspruchungsvorgänge daher eine andere Arbeitshypothese machen.

¹⁾ E. Houbreimont, Techn. Mitt. Krupp, Forschungsber. 2 (1927) Anh. S. 1-8.

Ergänzend möchte ich noch einen weiteren Punkt erwähnen, der zwar von Herrn Körber nicht besonders betont, aber aus einer der Zahlentafeln zu entnehmen ist, das ist die Zunahme der Dehnung im Bereich der Temperatur von $+20^{\circ}\text{C}$ bis etwa -80°C . Normalerweise spricht man davon, daß die Dehnung bei Eisenlegierungen im Gegensatz zu z. B. Kupfer mit fallender Temperatur abnimmt; tatsächlich ist das aber auch bei Eisen erst unterhalb etwa -70°C bis -80°C der Fall, und häufig genug kann auch bei diesem Werkstoff selbst unterhalb dieser Temperatur noch ein weiterer schwacher Anstieg der Dehnung beobachtet werden. Die Ursache für den Abfall der Dehnung bei sehr tiefen Temperaturen liegt darin, daß Eisen (und in ähnlichem Maße auch Zink) bei tiefen Temperaturen eine erhöhte Neigung zum Trennungsbruch aufweist. Es ist zu vermuten, daß Eisen ganz allgemein ebenso wie Kupfer mit fallender Temperatur eher eine Zunahme der Dehnung aufweisen müßte, die in vielen Fällen nur dadurch überdeckt wird, daß beim Eintreten des Trennungsbruchs der Anteil der Einschnürungsdehnung an der Gesamtdehnung kleiner wird bzw. fortfällt. Tatsächlich tritt der Abfall unterhalb -80°C auch nur in geringerem Maße in Erscheinung, wenn man an Stelle der Gesamtdehnung die Gleichmaßdehnung betrachtet. Besonders wichtig sind daher auch die Feststellungen, die Herr Körber beim Vergleich von Stahl und Kupfer gemacht hat. Der Ersatz von Kupfer stieß auf einzelnen Gebieten auf Schwierigkeiten, weil man behauptet, daß man bei tiefen Temperaturen nur mit Kupfer arbeiten könnte und nicht mit Stahl. Die Untersuchungen erbringen nochmals den Beweis, daß dies keineswegs der Fall ist. Metallkundlich interessant ist der starke Anstieg von Festigkeit und Härte bei den Eisen- und Stahllegierungen gegenüber anderen Metallen, und es wäre interessant, wenn die Physiker sich einmal überlegen würden, ob hier vielleicht die andere Atomanordnung im Eisengitter oder irgendwelche andere Gründe für diesen starken Einfluß sinkender Temperatur verantwortlich gemacht werden können. Ich stelle hiermit den Vortrag zur Diskussion.

Vüth, Berlin (als Gast): Es sind Untersuchungen eingeleitet, um den Stoß als solchen zu definieren. Augenblicklich sind natürlich große Beunruhigungen vorhanden, weil damit gerechnet werden muß, daß wir in Zukunft die Zelle gegebenenfalls nur noch aus unlegiertem Stahl herstellen können.

Hondremont: Diese Aussicht werden wir voraussichtlich haben, und es ist ganz gut, wenn wir diese Untersuchungen fortführen. Es laufen Versuche, an denen auch das Kaiser-Wilhelm-Institut beteiligt ist, um eben im Bereich geringer Beanspruchungshäufigkeit einmal festzustellen, wie weit wir doch beim Übergang vom elastischen zum plastischen Stoß die Kerbzähigkeit in Rechnung stellen müssen.

Dollenrath: Die Dauerfestigkeiten der Eisenlegierungen zeigen den gleichen Gang in der Abhängigkeit von der Temperatur wie die von K. Bungardt (Zs. Metallkunde 30, 1938, S. 235—37) untersuchten Aluminium- und Magnesiumlegierungen. Die Kerbschlagzähigkeit der Aluminiumlegierungen nahm fast durchweg mit fallender Temperatur (bis -65°C) zu, die der Magnesiumlegierungen dagegen zeigte ein nur leichtes Absinken. K. Bungardt hielt bereits ausschließlich die Probestäbe auf den Versuchstemperaturen.

Eine Eigenschaft der Baustoffe ist für den Fall einer stoßartig oder sehr schnell verlaufenden Belastung wichtig, wie so z. B. bei Landestößen oder bei der Wasserung Flugzeugbauteilen auftritt, nämlich die auf das Volumen bezogene Arbeitsaufnahme und Abhängigkeit von der Temperatur. Das durch die Kerbschlagzähigkeit und Zugfestigkeit gegebene Bild wird vervollständigt durch Versuche über das Arbeitsvermögen, wie es z. B. in Schlagzugversuchen mit glatten Stäben ermittelt werden kann. In Untersuchungen, die ich gemeinsam mit J. Nemes vor etwa zehn Jahren an einer Reihe Aluminium- und Magnesiumlegierungen bei Temperaturen zwischen 80° und -180° C durchführte, fanden wir folgende Ergebnisse: Bei Raumtemperatur waren das spezifische Arbeitsvermögen und die Bruchdehnung im Schlagzugversuch größer als beim Versuch mit normaler Zerteilgeschwindigkeit, die Querschnittsverminderung blieb nahezu unverändert, so daß die Gleichmaßdehnung mit fallender Temperatur zunahm. Die Dehnungsgeschwindigkeiten verhielten sich annähernd wie 1 : 250 000. Mit sinkender Temperatur nahm das spezifische Arbeitsvermögen im Schlagzugversuch bei mäßig niedrigen Temperaturen den günstigsten Wert an (Metallwirtschaft 10, 1931, S. 609-613 und 625 bis 630).

Siebel, Berlin (als Gast): Ich möchte noch einmal das unterstreichen, was Herr Hondremont sagte, es kommt auf die Verformung in erster Linie an, nicht auf den Stoß allein. Herr Körber hat Bilder gebracht, in welchen die Ergebnisse von Biegeversuchen an glatten Stäben sowie von statischen und dynamischen Untersuchungen an gekerbten Stäben dargestellt waren. An und für sich liegen aber die gekerbten Stäbe bei ruhender und bei Stoßbeanspruchung vollkommen gleichartig, woraus ich geschlossen hätte, daß es bei der normalen Kerbschlagprobe gar nicht auf die Stoßwirkung ankommt, sondern daß in erster Linie hier die örtliche Spannungsspitze und der mehrachsige Spannungszustand maßgebend ist. An und für sich kennzeichnet die Kerbschlagprobe das Verformungsvermögen unter mehrachsiger Beanspruchung. Tiefe Temperatur und Stoß sind beide verstärkende Maßnahmen, die sich teilweise noch ergänzen können. Ich glaube also, daß die Verformung doch unbedingt erforderlich ist, wenn irgend etwas passieren soll. Solange der Stoß rein elastisch ist, vermag er keinen Schaden anzurichten.

Körber: Wir können natürlich schwer trennen, was Wirkung der Stoßkraft oder der Verformung ist, denn wir haben ja bei der Kerbbiegeprobe im Kerbgrunde, sofern wir überhaupt eine Biegung haben, eine sehr viel größere Verformung als bei gleicher Biegung eines glatten Stabs. Ich habe ja auch ausgeführt, daß es für das Auftreten einer Versprödung in erster Linie notwendig ist, daß wir bildsame Verformungen bekommen. Denn die Verformungsfähigkeit ist offenbar stark abhängig von der Temperatur. Solange wir im rein elastischen Gebiet bleiben, werden wir noch keine Versprödung infolge des Temperatureinflusses zu erwarten haben.

Siebel: Ich frage ja nur, ob man nicht sagen müßte, besonders vorsichtig müssen wir dann sein, wenn Kerbwirkungen auftreten, da hier bei Stoßbeanspruchungen Verformungen möglich sind, die unter der Einwirkung des mehrachsigen Spannungszustandes zum Bruch führen.

Houdremont: Ja, aber das ist eine Definition, mit der wir unter Umständen bei Konstruktionsteilen eben in Gefahr kommen, zu theoretisieren, und da bin ich der Ansicht, daß man messen muß, ob ein solcher Teil im Flugzeug, an der Stelle, wo es darauf ankommt, plastische Verformungen bekommt oder nicht. Denn das ist das Ausschlaggebende, unter Umständen müssen wir dann eine andere Werkstoffauswahl treffen. Das ist das Problem, über das wir uns mit dem Reichsluftfahrtministerium und einzelnen Firmen lange genug auseinandergesetzt haben.

Siebelt Man kann auch konstruktiv vorgehen!

Houdremont: Sicherlich kann man auch konstruktiv vorgehen; man sagt aber, wir haben hier fertige Typen und fertige Konstruktionen, und nun handelt es sich darum, die Stahllegierung zu ändern. Was da an Umstellungen und Verantwortungen von allen Behörden und anderen Stellen getragen worden ist, das ist schon ein ganz erkleckliches Maß. Und da haben natürlich solche etwas in Feinheiten gehende Überlegungen schon weitgehend eine Rolle gespielt. Aber ich möchte deshalb die Art der Stoffbeanspruchung genau definiert haben für die Fälle, wo besondere Ansprüche an die Zähigkeit gestellt werden; berechtigt sind solche nur für denjenigen Stoß, bei dem mit plastischen Verformungen zu rechnen ist.

Bennek, Eisen (als Gast): Ausgehend von der Überlegung, daß die Kerbschlagprüfung mit der üblicherweise verwendeten DVMR-Probe bei tiefen Temperaturen in der Mehrzahl der Fälle gegenüber den in der Praxis vorliegenden Verhältnissen als stark überscharft anzusehen sein dürfte, haben wir bei den in der Versuchsanstalt der Fried. Krupp A.G. durchgeführten planmäßigen Untersuchungen über die Eignung sparstoffarmer Stähle für die Verwendung bei tiefen Temperaturen neben der DVMR-Probe stets noch Proben mit weniger scharfem Kerb herangezogen. Wenn man beispielsweise an die Verwendung solcher Stähle für Hochdruckbehälter oder sonstige Apparateile für verflüssigte Gase u. dgl. denkt, die doch heute fast nur noch geschweißt werden, ist zu bezweifeln, ob derartige Kerbverhältnisse wie bei der DVMR-Probe in der Praxis wirklich auftreten. Die angewendeten Probenformen zeigt Abbildung 1. Neben der DVMR-

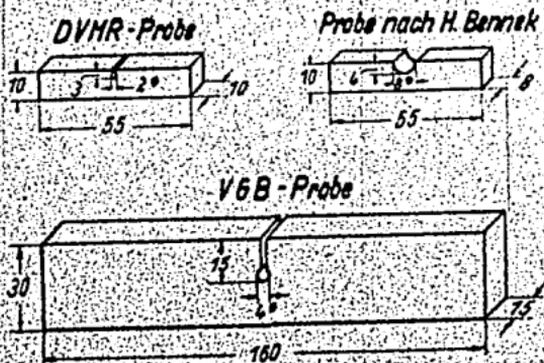


Abb. 1

Kerbschlagproben für die Prüfung bei tiefen Temperaturen

probe mit ihrem 2-mm-Rundkerb wurden die VGB-Probe mit einem 4-mm-Rundkerb und einer im Verhältnis zur Höhepolier Probe geringeren Probenbreite sowie eine Sonderprobe verwendet, die bei unveröffentlichten Versuchen von H. Bennek für die Prüfung von Stählen im gehärteten Zustand entwickelt worden ist. Diese Probe behält bis auf die auf 8 mm verringerte Breite die Abmessungen der DVMR-Probe bei, besitzt jedoch einen besonders flachen Korb von 3 mm bei 4 mm Kerbtiefe. Dieser Korb wurde ursprünglich poliert. Es konnte jedoch durch entsprechende Versuche nachgewiesen werden, daß es genügt, ihn fein zu schleifen, wobei aber die Schleifriefen in der Längsrichtung der Probe, also senkrecht zur Achse des Kerbs verlaufen müssen. Als Beispiel für die verschieden starke Differenzierung dieser Proben bei tiefen Temperaturen sind in Abbildung 2 die Ergebnisse einiger Versuche an einem unlegierten

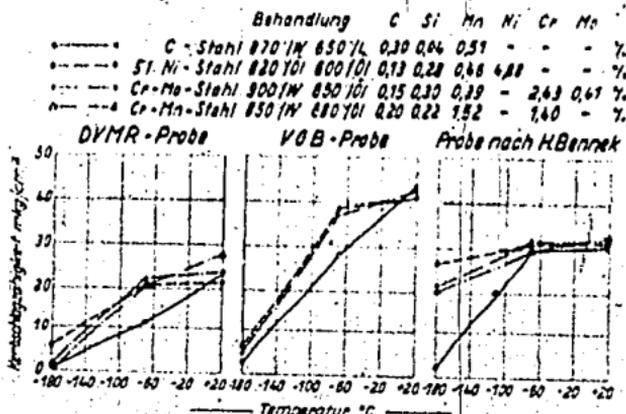


Abb. 2

Einfluß der Probenform auf die Kerbschlagzähigkeit bei tiefen Temperaturen

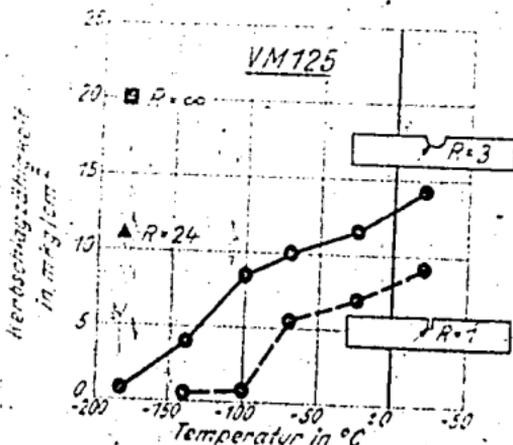
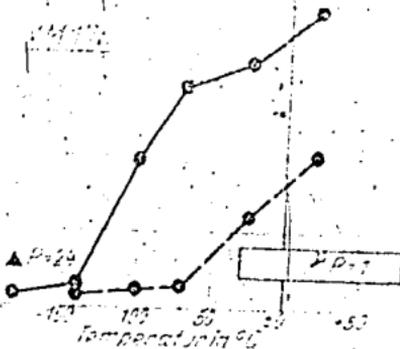
alterungsbeständigen Kohlenstoffstahl, einem 5%igen Nickelstahl, einem Chrommolybdänstahl und einem Chrommanganstahl zusammengestellt. Da für das Verhalten bei tiefen Temperaturen der Vergütungszustand des Stahls von wesentlicher Bedeutung ist in dem Sinne, daß der Abfall der Kerbzähigkeit zu um so tieferen Temperaturen verschoben wird, je besser die Vergütung ist, und da somit bei niedriglegierten Stählen auch die Frage der Durchvergütung von wesentlichem Einfluß ist, wurden die Versuche einheitlich an Stangen von 45 bis 50 mm vkt. durchgeführt, aus denen die Proben nach der Vergütung an der Oberfläche entnommen wurden. Wie die Abbildung zeigt, ergeben sämtliche Stähle mit der DVMR-Probe bei der Temperatur der flüssigen Luft sehr geringe Kerbzähigkeitwerte. Die Zahlen für den Nickelstahl erscheinen mit 5 bis 6 mkg/cm² noch einigermaßen brauchbar, aber auch dieser Stahl liegt schon so weit im Abfallgebiet der Kerbzähigkeit, daß mit stärkeren Streuungen zu rechnen ist und ein solcher Wert nicht mit Sicherheit eingehalten werden kann. Bei der VGB-Probe sind die Verhältnisse nicht günstiger, auch hiernach scheinen die legierten Stähle nur geringfügig besser als der Kohlenstoffstahl zu sein. Die Stähle liegen sämtlich bereits

im Abfallgebiet der Kerbzähigkeit, und wenn sich gegenüber den Erhebungen mit der DVM-Probe etwas höhere Werte herausstellten, so mag das wohl aus zwei Ursachen die zum Fortschleudern der wesentlich gestrichelten Probedübeln in erhebliche, zu üblicher Arbeit zurückzuführen sind. Die VGR-Probe ergibt somit zwar im allgemeinen höhere Kerbzähigkeitswerte bei Raumtemperatur, es ist mit ihr aber keine so starke Differenzierung bei der Temperatur der flüssigen Luft zu erreichen. Bei der Probe nach H. Bennek dagegen liegt der Kohlenstoffstahl bei der Temperatur der flüssigen Luft deutlich in der 1. Lage, während die legierten Stähle noch gute Kerbzähigkeitswerte ergeben in der Reihenfolge, wie man sie ihrer Legierung noch erwarten sollte.

Wenn man diese Probe der Prüfung zugrunde legt, lassen sich demnach auch mit nickel- und molybdänfreien Stählen noch ausreichende Kerbzähigkeitswerte bei tiefen Temperaturen erreichen; Voraussetzung ist allerdings, daß die Abkühlung bei der Vergütung so scharf wie möglich gewählt wird und daß nach dem Anlassen in Öl oder Wasser abgekühlt wird, andernfalls tritt bei den Chrommanganstählen eine verstärkte Anlaßsprödigkeit bei tiefen Temperaturen besonders deutlich in Erscheinung. Es sei noch erwähnt, daß es auch mit reinen Manganstählen mit etwa 2,5% Mn (Flugwerkstoff 1265) gelingt, mit dieser Probenform noch gute Kerbzähigkeiten bei der Temperatur der flüssigen Luft zu erreichen. Eine Zrithaltigkeit, d. h. eine verstärkte Aluminiumdesoxydation, ergibt auch bei solchen legierten Stählen, ebenso wie es von unlegierten her bekannt ist, eine Verbesserung der Kerbzähigkeit bei tiefen Temperaturen. Neben der Wärmebehandlung ist demnach auch die metallurgische Herstellung als ein wesentlicher Faktor für die Entwicklung und Herstellung von spanstoffarmen Stählen bei tiefen Temperaturen in Betracht zu ziehen.

Kürber: Es ist sicher richtig, Herr Bennek, daß Sie darauf hinweisen, daß die DVM-Kerbschlagprobe bei sehr tiefen Temperaturen viel zu scharf ist. Dessen sind wir uns auch bewußt gewesen. Kurven, die Herr Krüsch Ihnen zeigen kann, lassen das in aller Deutlichkeit erkennen. Denn wir haben nicht nur mit der DVM-Probe gearbeitet, sondern auch mit anderen, auch mit der von Herrn Bennek benutzten Probe.

Krüsch², Düsseldorf (als Gast): Wir haben im Kaiser-Wilhelm-Institut für Eisenforschung jetzt eine Reihe von Austauschstählen auf ihre Kerbschlagzähigkeit bei tiefen Temperaturen untersucht, und zwar haben wir aus den gleichen Überlegungen heraus wie Herr Bennek, uns nicht auf die DVM-Kerbschlagprobe mit $r = 1$ mm beschränkt, sondern außerdem die Bennek-Probe mit $r = 3$ mm geprüft. Für die tiefste untersuchte Temperatur von -183°C haben wir darüber hinaus noch Proben mit einem Kerbradius von $r = 24$ mm, also mit einer sehr schwachen Kerbung, und umgekehrte Proben geschlagen. Bei allen Proben war der Bruchquerschnitt einheitlich $7 \times 10 \text{ mm}^2$. In den Abbildungen 3 und 4 sind die Ergebnisse für die Stähle VM 125 und VM 175 (Flw. 1267), beide im geglähten Zustand aufgetragen. In beiden Fällen zeigt sich eine wesentliche Verbesserung der Kerbschlagzähigkeit, sobald man an Stelle des Kerbes mit $r = 1$ mm, wie er für die DVM-Probe vorgeschrieben ist, einen solchen von $r = 3$ oder sogar $r = 24$ mm nimmt. Die umgekehrte Probe ($r = \infty$) ergibt sogar Werte von 20 mkg/cm^2 und mehr. Wenn man also im Konstruktionsteil die scharfe Kerbung vermeidet, was bekanntlich nach den Erfahrungen der Schwingungsprüfung notwendig ist, so ist auch die Gefahr eines Stoßes bei tiefer Temperatur wesentlich vermindert.



Abh. 3 und 4

Kerbschlagzähigkeit und Probenform

Hindremont: Wie hier diese Versuche zeigen, ist die Frage, wann man eigentlich die Zähigkeit einsetzt, eine Frage der Konstruktion; d. h. des Auftretens von Kerbwirkungen. Herr Körber hat die Frage der Sprengprobe erwähnt. Wenn man Kerbschlagproben mit schärferen Kerben nimmt, so nähert man sich langsam der Sprengprobe doch und kommt auf ein Anwendungsgebiet, wo man eigentlich mit schärferen Kerben arbeiten müßte, als bis heute gearbeitet wird, um sich den tatsächlichen Verhältnissen zu nähern. Also man sieht, daß das Gebiet nach beiden Seiten ergänzungs- und differentiationsbedürftig ist.

Cornelius: Wir haben in der DVE einige systematische Versuche über den Einfluß der Zusammensetzung von Chromstählen auf ihre Kerbschlagzähigkeit (Probe mit $7 \times 10 \text{ mm}^2$ Schlagquerschnitt, 3 mm tiefer Rundkerb mit 2 mm Durchmesser) bei $+20^\circ$, -25° und -70° C durchgeführt. Als letzte Temperatur wurde demnach gewählt, um der beim Flug in großen Höhen noch zu rechnen ist. Ich möchte schon im Voraus darauf aufmerksam, daß die Versuchsstäbe z. T. verhältnismäßig hochlegiert waren; man kann aber aus den Versuchsergebnissen vielleicht auch auf das Verhalten weniger hochlegierter Stähle schließen. Die Querschnitte der Versuchsproben waren so klein gewählt, daß auch der niedrigstlegierte Stahl einwandfrei durchgehärtet bzw. durchvergütet werden konnte.

In einer Versuchsreihe mit etwa 0,1% Kohlenstoff, Chromgehalten von 1 bis über 4% und einer Vergütungsfestigkeit von rund 80 kg/mm^2 erwies sich die Höhe des Chromgehaltes als ohne Einfluß auf die Kerbschlagzähigkeit bei Raumtemperatur und bei den niedrigen Temperaturen. Bei -70° C betrug die Kerbschlagzähigkeit noch rund 8 mkg/cm^2 .

Stähle mit 0,3% Kohlenstoff und Chromgehalten zwischen 1,1 und 1,5% wurden auf eine Festigkeit von 110 kg/mm^2 vergütet. Auch aus den Versuchen mit diesen höhergekohlten Stählen ist zu schließen, daß die Kerbschlagzähigkeit von vergüteten Stählen bei Raumtemperatur und den Temperaturen bis -70° C nicht wesentlich von der Höhe des Chromgehaltes in dem untersuchten Bereich abhängt.

Auf der Grundlage der Legierung mit 0,3% Kohlenstoff und 3% Cr wurden weitere Legierungsgehalte, und zwar Silizium, Mangan, Nickel, Molybdän und Vanadin, planmäßig geändert. Alle Versuchsproben wurden auf die gleiche Zugfestigkeit von 110 kg/mm^2 vergütet. Eine Erhöhung des Siliziumgehaltes von 0,3 auf 0,75% erwies sich als ohne Einfluß auf die Kerbschlagzähigkeit bei den verschiedenen Versuchstemperaturen. Mit erhöhten Mangangehalten von 1,25 und 1,85% war eine erhebliche Verschlechterung der Kerbschlagzähigkeit bei -25° und -70° C verbunden, wogegen die Kerbschlagzähigkeit bei $+20^\circ \text{ C}$ ähnlich der eines Stahles mit üblichem Mangananteil war. Ein Vanadinzusatz von 0,15%, weniger ein solcher von 0,33%, zu dem Stahl mit 0,3% Kohlenstoff und 3% Chrom verbesserte dessen Kerbschlagzähigkeit besonders bei -70° C bedeutend. Die Voraussetzung für die Erzielung dieser Wirkung ist die Vermeidung des Anlaßtemperaturbereiches beim Vergüten, in dem die Ausscheidung von Vanadinkarbid aus dem α -Eisen stattfindet, die die Kerbschlagzähigkeit des Stahles bekanntlich herabsetzen kann. Eigentlich wider Erwarten waren Nickelgehalte bis zu 2,1% ohne Einfluß auf die Kerbschlagzähigkeit des vergüteten Chromstahles bei allen Prüftemperaturen. Man darf dieses Ergebnis wohl nicht ohne weiteres übertragen auf die üblichen Chrom-Nickel-Stähle, beispielsweise nach DIN 1662, deren Chromgehalte 1,5% nicht überschreiten. Molybdänzusätze von 0,2 und 0,5% zu dem Chromstahl mit 0,3% Kohlenstoff und 3% Chrom wurden ebenfalls in die Versuche einbezogen. Es erwies sich, daß schon 0,2% Molybdän einen sehr günstigen Einfluß auf die Kerbschlagzähigkeit, weniger bei Raumtemperatur als bei -25° und -70° C ausübt. Die Wirkung so kleiner Molybdängehalte übertrifft die von Vanadin erheblich. Chromstähle mit höheren Molybdängehalten, z. B. ein Stahl mit 0,3% Kohlenstoff, 3% Chrom und 0,5% Molybdän sowie ein amerikanischer Kurbelwellenstahl mit 0,2% Kohlenstoff, 4% Chrom und 0,5% Molybdän hatten bei -25° C die gleiche

Kerbschlagzähigkeit bei -20°C bei 70°C lagen über Kerbschlagzähigkeiten von 7 bis 8 kg/cm² vor. Das sind bei einer Zugfestigkeit von 110 kg/mm² 2 bis 3 mal beachtliche Werte.

Der Einfluß des Kohlenstoffgehaltes zwischen 0,1 und 0,3% ist bei den Chromstählen mit gleicher Vergütungsfestigkeit, etwa 80 kg/mm², anscheinend ohne Einfluß auf die Kerbschlagzähigkeit bei den verschiedenen Prüftemperaturen.

Houdremont: Herrn Cornelius können wir für seine Ergebnisse danken. Sie bestätigen im großen ganzen, was auch aus anderen Untersuchungsreihen hervorgeht, daß eigentlich, solange die Durchvergütung erreicht wird, alle Stähle praktisch gegen den Einfluß der Kälte ziemlich unempfindlich sind in dem Bereich, der hier untersucht worden ist, also wenn man nicht zu den allertiefsten Temperaturen heruntergeht. Selbstverständlich verschlechtern alle diejenigen Einflüsse die Zähigkeit bei tiefer Temperatur, die auch schon bei Raumtemperatur irgendwie ungünstig wirken können, so daß in diesem Sinne auch der Einfluß der Legierung trotz gleicher Durchvergütung zu beachten ist. So kann beispielsweise Mangan, das an sich metallurgisch nicht besonders günstig ist, die Kornvergrößerung und gleichzeitig, wahrscheinlich wegen des Phosphorgehaltes im Ferritmangan, auch die Anlaß-Sprödigkeit verstärken; beides wird sich natürlich bei tiefen Temperaturen besonders deutlich in der Kerbzähigkeit bemerkbar machen, sofern diese nicht schon an der unteren Grenze liegt. Nickel wirkt dagegen legierungsmäßig in jedem Sinne nur günstig. Molybdän erhöht die Fähigkeit, ein wandfreies Vergütungsgefüge zu ergeben, und beseitigt jede Neigung zu Anlaß-Sprödigkeit. Diese Momente wirken sich jedoch häufig erst dann aus, wenn man die Kerbzähigkeit differenzierter untersucht, und dies ist ja bekanntlich besonders bei tiefen Temperaturen der Fall.

Kürber: Und trotzdem scheint mir besonders wichtig und wertvoll gerade der Teil unserer Ergebnisse zu sein, der sich auf die Dauerversuche bezieht; und zwar nicht nur auf die Versuche mit glatten, sondern auch mit gekerbten Stäben, bei denen ja der Kerb so gewählt wurde, daß er die Kerbempfindlichkeit in ganz besonders starkem Maße hervortreten läßt. Die Kerbschlagprobe, wenigstens die DVM-Probe, läßt ohne Zweifel in der Beziehung alle diese Einflüsse überscharf hervortreten. Sie ist infolgedessen, wie ich es auch in meinem Vortrag gesagt habe, als Studienprobe natürlich ausgezeichnet geeignet. Aber die Übertragung der Ergebnisse, die wir mit der Kerbschlagprobe bekommen auf Fragen der Gestaltung, der Betriebsbewältigung und so weiter, ist außerordentlich schwierig. Auf Einzelfragen der Legierung und dgl. bin ich nicht eingegangen, hat es doch schon reichlich lange Zeit erfordert, Ihnen die Grundformen, wie ich es genannt habe, aufzuzeichnen.

Bock: Wie die Versuche gezeigt haben, ist die Kerbschlagfestigkeit einer Reihe von Stählen bei tiefen Temperaturen außerordentlich gering, während ihre statischen Bruchfestigkeiten sowie ihre Schwingungsfestigkeit hierbei durchaus brauchbare Werte ergeben. Die Kerbschlagprobe stellt nun eine Prüfung dar, bei der der Werkstoff außerordentlich hohen Belastungs- und Verformungsgeschwindigkeiten unterliegt. Es kann daher die Vermutung auftreten, daß die Belastungsgeschwindigkeit sich auf die mechanischen Eigenschaften der Stähle bei tiefen Temperaturen besonders stark aus-

wirkt. Ich möchte daher fragen, ob bei den Versuchen zur Feststellung der Schwingungsfestigkeiten bei tiefen Temperaturen der Einfluß der Frequenz untersucht werden konnte.

Sollte sich ein Einfluß der Frequenz auf die Schwingungsstärke ergeben, so ließen sich aus den Messungen, die an Flugzeugen durchgeführt wurden, die Belastungsanstiege, die in Wirklichkeit auftreten, ermitteln. Diese Belastungsanstiege sind je nach der Beanspruchungsart und dem Bauteil des Flugzeuges außerordentlich unterschiedlich, da z. B. die Stöße infolge Bombenbeanspruchung einen wesentlich längeren Belastungsanstieg aufweisen als die Stöße bei der Landung von Landflugzeugen oder gar von Wasserflugzeugen.

Körber: Die Einflüsse der Frequenz bei der tiefen Temperatur haben wir noch nicht feststellen können, denn wir sind froh, daß wir eine Maschine so weit hergerichtet haben, daß wir mit ihr die Versuche bis zu der tiefen Temperatur haben durchführen können.

Klein: Wir haben auch im Waffenhau sehr großen Kummer mit dem Verhalten der Geschützrohre bei tiefen Temperaturen. Nun könnte ich mir vorstellen, daß es eine Möglichkeit gibt, diesen Einfluß der Verformungsgeschwindigkeit bis zur stoßartigen Beanspruchung hin, die Herr Bock zur Erörterung stellt, dadurch darzustellen, daß man Rohrproben bei tiefen Temperaturen mit verschiedenen Rohrkalibern durchführt, wobei man sich der stoßartigen Beanspruchung um so mehr nähert, je kleiner das Kaliber gewählt wird. Die Rohre würden dann zweckmäßig so bemessen sein, daß sie an der Grenze der elastischen Haltbarkeit liegen und auch die richtige Rohrinneinrichtung besitzen. Ich setze hierbei allerdings voraus, daß die Warmbehandlung, also der Vergütungsquerschnitt der Geschützrohre, die zur Prüfung kommen, sicher beherrscht wird. Hieran kann es natürlich auch bei den Geschützrohren, die infolge großer Kälte zu Bruch gegangen sind, gefehlt haben.

Houdremont: Wie aus der Diskussion hervorgeht, kommt es vielfach auf graduelle Unterschiede an, und zwar auf graduelle Unterschiede bezüglich der Definition des Stoßes und der wiederholten Anzahl von Stößen sowie auf Unterschiede im Vergütungsquerschnitt des Stahles. Man darf nicht vergessen, daß man bei Vergütung einer kleinen Probe immerhin andere Verhältnisse bekommt, als wenn man einen großen Querschnitt vergütet. Wenn schon dieser Einfluß der absoluten Größe bei sonst vollkommen gleicher Materialbeschaffenheit entscheidend ist, kommen zusätzlich bei großen Blockgewichten und Gußgrößen noch die physikalisch bedingten anderen Steigerungsverhältnisse hinzu. Man kann also den kleinen Unterschieden beim Schmieden und in der Fertigung vergleichen. Es treten ferner Unterschiede beim Schmieden und in der Fertigungstemperatur auf, und andere derartige Umstände, die die Materialeigenschaften meistens nach der ungünstigen Seite beeinflussen können. Wenn man dies alles summiert, findet man die Erklärung dafür, warum man bei kleinen Rohren weniger derartige Beobachtungen macht als bei großen Kanonenrohren.

Körber: Zu dem, was Herr Klein sagte, möchte ich noch kurz bemerken: Ist in diesem Fall nicht mit der Möglichkeit zu rechnen, daß Schwingungen im Rohr bei den Zerstörungen eine Rolle spielen? Sonst könnte ich mir einen Fall aus dem vorletzten

Winter mit schwer kaltem, bei dem die Geschwindigkeit der Ziegung von 100 auf 20 das Rohr aber in 100 Verformungen in Bruch in eine Reihe von Bruchstücken zerlegt wurde. Ist die nicht zureichend, daß das Geschloß des Rohrs zerfallen hätte und das Rohr mit erst etwa durch Aufblähen einer stehenden Welle. In die beiden Jahren 1917.

Cornelius: Ich darf mich jetzt zurückziehen auf den Bericht von Herrn Houdremont, der in Übereinstimmung mit Herrn Benck die unterschiedliche Wirkung der Legierungselemente der vergüteten Stähle auf die Kerbschlagzähigkeit bei niedrigen Temperaturen in Zusammenhang mit der Neigung der Stähle zur Anlaßsprödigkeit bringt. Manche spricht natürlich für diese Auffassung. Meine Versuchsrechnungen scheinen aber doch eine Reihe von Widerprüchen zu dieser Ansicht zu enthalten. Ich habe neben der Kerbschlagzähigkeit bei niedrigen Temperaturen die Anlaßsprödigkeit der Versuchsstäbe besonders eingehend untersucht. Es hat sich unter anderem gezeigt, daß ein Nickelzusatz zu Stahl mit 0,3% Kohlenstoff und 3% Chrom die Anlaßsprödigkeit viel stärker erhöht als ein Manganzusatz. Letzteren unter beträchtlich die Kerbschlagzähigkeit bei tiefen Temperaturen, was ein Nickelzusatz nicht tut. Vanadin war ohne Einfluß auf die Anlaßsprödigkeit des Chromstahls, ergab aber eine bessere Kerbschlagzähigkeit bei niedrigen Temperaturen. Die Verbesserung der Kerbschlagzähigkeit bei tiefen Temperaturen durch Zulegieren von 0,5% Mo zu Chromstahl ist viel ausgeprägter als bei einem Zusatz von 0,2% Mo, obgleich dieser die Anlaßsprödigkeit schon völlig beseitigte. Bei den niedriggeköhlten Chromstählen steigt die Anlaßsprödigkeit sehr stark mit dem Chromgehalt an. Die Kerbschlagzähigkeit bei tiefen Temperaturen ließ keinen Einfluß der untersuchten Chromgehalte erkennen.

Die Versprödungsziffer eines Stahles mit 0,3% Kohlenstoff und 3% Chrom war bei den eigenen Versuchen rund 1,5, nach Zusatz von 1,1 bzw. 2,1% Nickel 7,0 bzw. 7,5. Nickel kann also die Anlaßsprödigkeit von Chromstahl bedeutend erhöhen. Bei den für die verschiedenen Stähle gewählten Abschreckbedingungen war die Durchhärtung in allen Fällen gegeben, so daß nach dem Anlassen ein Vergütungsgefüge ohne Ferritreste und ohne Zwischenstufengefüge vorlag, wie eingehende metallographische Untersuchungen erwiesen.

Die Chrom-Molybdän-Stähle haben allerdings eine große Neigung zur Umwandlung in der Zwischenstufe. Stahl mit 0,3% Kohlenstoff, 3% Chrom und 0,5% Mo wandelt sich nach Dilatometerversuchen und Gefügeuntersuchungen bei einer Abkühlungsgeschwindigkeit von nur 1,5°/min nur teilweise in der unteren Perlitstufe, größtenteils aber in der Zwischenstufe bei 450 bis 280° C um. Das Zwischenstufengefüge ist bei den untersuchten Chromstählen leicht von dem aus Martensit entstandenen Vergütungsgefüge zu unterscheiden. Die vergüteten Versuchstäbe enthielten kein Zwischenstufengefüge.

Eine Besprechung von noch mehr Einzelheiten meiner Versuche scheint mir zu weit zu gehen, und ich darf wohl auf einen Bericht verweisen, der demnächst erscheinen wird.

Houdremont: Zu Ihrem Hinweis, Herr Cornelius, auf den günstigen Einfluß von Molybdän will ich eigentlich nur wiederholen, daß alle Einflüsse der Legierung, die bei Raumtemperatur verbessernd wirken, im allgemeinen auch die Kerbzähigkeit bei tie-

