

Gruppe C und Gruppe E  
Nr. 566      Nr. 2326

## Einfluß der Feuerverzinkung auf die Zähigkeit von unlegierten Baustählen

Von Wilhelm Rädiker in Mülheim (Ruhr)

[Bericht Nr. 42 des Gemeinschaftsausschusses Verzinken und Nr. 1340 des Werkstoffausschusses  
des Vereins Deutscher Eisenhüttenleute\*)]

*Ermittlung der Kerbschlagzähigkeit-Temperatur-Kurven von unberuhigten und beruhigten unlegierten Thomas- und Siemens-Martin-Stählen in Abhängigkeit von der Temperatur und Haltedauer beim Anlassen und Verzinken von vorher normalgeglühten, kalt verformten oder künstlich gealterten DVM-Proben. Wirkung von Eigenspannungen beim Verzinken. Verhalten von geschnittenen und gestanzten verzinkten Proben beim Biegeversuch.*

Feuerverzinkte Stahloberflächen zeigen gegenüber den Einwirkungen der Atmosphäre eine gute Rostbeständigkeit und bilden eine hervorragende Grundlage für weitere Schutzanstriche. Deshalb liegt der Gedanke nahe, auch größere Bauteile wie Maste, Gitterträger und Transportgefäße nach ihrer endgültigen Fertigstellung im ganzen zu verzinken, um ihnen eine lange Lebensdauer zu verleihen und die notwendige Pflege auf ein Mindestmaß zu verringern. Diese Überlegungen haben dazu geführt, daß in verschiedenen Ländern z. B. die Masten für die Stromversorgung des Eisenbahnnetzes durch Feuerverzinken gegen Korrosion geschützt werden.

Dabei taucht aber die Frage auf, ob durch das Verzinken Werkstoffschädigungen, die die Brauchbarkeit und

Sicherheit der geschweißten und verzinkten Teile beeinträchtigen können, zu erwarten sind. Im wesentlichen würde man mit drei Möglichkeiten rechnen müssen.

1. Es ist denkbar, daß allein durch die Temperatureinwirkung beim Verzinken Alterungs- oder ähnliche Versprödungsvorgänge ausgelöst werden.
2. Durch Bildung der sogenannten spröden Hartzinkschicht an der Stahloberfläche könnte durch Kerbwirkung eine verminderte Verformungsfähigkeit des Werkstoffes erzeugt werden.
3. Es wäre möglich, daß beim Vorhandensein starker Eigenspannungen im Stahl interkristalline Rißbildungen durch das flüssige Zink ausgelöst werden.

Ob diese drei Möglichkeiten sich beim betrieblich durchgeführten Verzinken in dem angedeuteten Sinn auswirken,

\*) Erstattet in der 87. Vollsitzung des Werkstoffausschusses am 14. Juni 1962 in Düsseldorf.

ist nicht eindeutig bekannt und auch nur vereinzelt untersucht worden<sup>1)</sup> bis <sup>3)</sup>. Deshalb wurden zu den angeschnittenen Fragen eine Reihe von Untersuchungen durchgeführt, über die im folgenden berichtet werden soll.

### Einfluß der Temperatur beim Verzinken

Das Feuerverzinken wird im Temperaturbereich zwischen 430 und 480 °C vorgenommen. Die Dauer des Verzinkens richtet sich nach den zu verarbeitenden Querschnitten. Erfahrungsgemäß muß das Verzinkungsgut so lange im Bad verbleiben, bis es dessen Temperatur angenommen hat. Der Verzinker erkennt dies daran, daß das „Abkochen“, ein Verdampfen der anhaftenden Flußmittel, beendet ist.

Ein richtig geglähter oder warm gewalzter Stahl erfährt in diesem Temperaturgebiet keine Gefügeänderungen. Dagegen können Ausscheidungsvorgänge eintreten oder in ihrem Ablauf beeinflusst werden, wobei von vornherein nicht festliegt, ob dieser Einfluß günstig oder ungünstig ist.

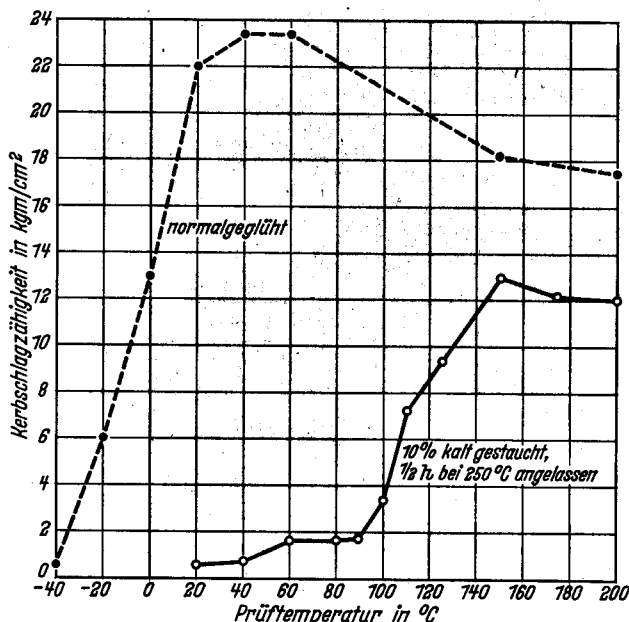


Bild 1. Kerbschlagzähigkeit-Temperatur-Kurven (DVM-Proben) von unruhigtem Thomasstahl mit 0,10% C im normalgeglühten und im künstlich gealterten Zustand

Voraussetzung ist allerdings eine vorausgehende Kaltverformung, wie sie häufig durch Richtarbeiten oder Stanzvorgänge oder durch Verzug beim Schweißen vorkommen.

Für die erste Versuchsreihe, bei der der Einfluß der Verzinkungstemperatur auf die Zähigkeit der Baustähle geklärt werden sollte, wurde als Werkstoff ein üblicher unruhigter Thomasstahl verwendet, da angenommen werden konnte, daß dieser Stahl, weil er ohnehin als alterungsanfällig und schweißempfindlich gilt, auf alle das Spröbruchverhalten beeinflussende Vorgänge empfindlicher als andere Stahlsorten anspricht. Der verwendete Stahl hatte folgende chemische Zusammensetzung: 0,10% C, 0,55% Mn, 0,046% P, 0,020% S, 0,003% Al, 0,04% Cr, 0,04% Cu und 0,012% N. Er wurde zunächst in der üblichen Art künstlich gealtert, d. h. um 10% kalt gestaucht und 30 min auf 250 °C angelassen. In diesem Zustand ergaben sich die in Bild 1 gezeigten Kerbschlagzähigkeit-Temperatur-Kurven, die an DVM-Proben ermittelt wurden. Um die tat-

sächlich erfolgte Versprödung deutlich zu machen, ist auch die Kerbschlagzähigkeit-Temperatur-Kurve für den normalgeglühten Zustand wiedergegeben. Bezeichnet man die Temperatur, bei der die Kerbschlagzähigkeit einen Wert von 3,5 kgm/cm² durchläuft, als Übergangstemperatur, so läßt

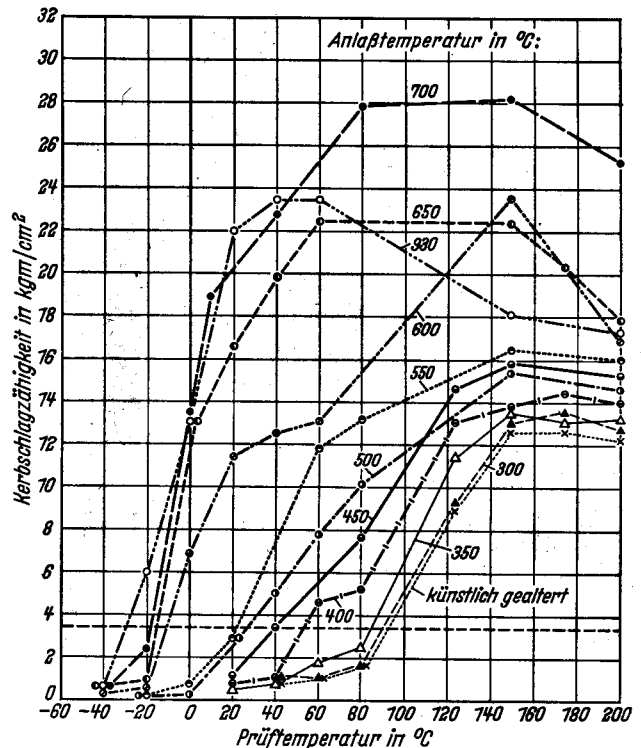


Bild 2. Kerbschlagzähigkeit-Temperatur-Kurven (DVM-Proben) von unruhigtem Thomasstahl mit 0,10% C nach der künstlichen Alterung und anschließendem Anlassen von 30 min bei Temperaturen von 300 bis 400 °C oder 15 min bei Temperaturen von 450 bis 930 °C

sich für diese nach dem Kurvenlauf ein Wert von rd. +100 °C für den gealterten Zustand, dagegen von -30 °C für den normalgeglühten Zustand ablesen. Eine Verschiebung dieses Kennwertes zu höheren Temperaturen bedeutet bekanntlich eine Verschlechterung der Zähigkeit und umgekehrt.

Weitere Proben wurden nach der künstlichen Alterung 30 min bei 300, 350 und 400 °C oder 15 min bei 450, 500, 550, 600, 650, 700 oder 930 °C angelassen. Um den Einfluß dieser Wärmebehandlung von dem später noch zu behandelnden Einfluß der Eisen-Zink-Reaktion zu trennen, wurde die Erwärmung durch Strahlung im allseitig beheizten Kammerofen vorgenommen. Die Anlaßdauer wurde dagegen gegenüber den beim Verzinken üblichen Zeiten ausgedehnt, weil der Wärmeübergang beim Eintauchen in das Zinkbad sicherlich schneller und gleichmäßiger erfolgt als durch Strahlung. Außerdem ist auf diese Weise der Einfluß der Wärmebehandlung viel deutlicher zu erkennen als bei nur kurzzeitigen Erhitzungen.

Die Ergebnisse dieser Versuche sind in Bild 2 dargestellt. Wenn man die Übergangstemperatur der Kerbschlagzähigkeit als Merkmal für den Einfluß der Wärmebehandlung wählt, lassen sich folgende Schlüsse ziehen: Eine Erwärmung auf 300 und 350 °C bringt zwar im ganzen eine leichte Verbesserung der Zähigkeit, jedoch kann man die Übergangstemperatur (85 bis 90 °C) für den künstlich gealterten Zustand (Anlassen bei 250 °C) und den durch Anlassen auf 300 und 350 °C erzeugten Zustand als nahezu gleich bezeichnen. Eine deutliche Verbesserung tritt jedoch durch die Erwärmung auf 400 bis 550 °C ein, die Übergangstemperaturen sanken auf 55 bis 20 °C. Zu einer weiteren Gruppe zählen

<sup>1)</sup> Wiegand, H., u. F. Nieth: Metalloberfläche 13 (1959) Nr. 8, S. 254/59.

<sup>2)</sup> Wiegand, H., u. F. Nieth: Metalloberfläche 13 (1959) Nr. 11, S. 346/50.

<sup>3)</sup> Matting, A., u. H. Wolf: Arch. Eisenhüttenwes. 33 (1962) S. 217/21.

die auf 600 bis 700 °C angelassenen Proben, an denen Übergangstemperaturen zwischen -10 und -20 °C ermittelt wurden. Die niedrigste Übergangstemperatur (-30 °C) wurde durch Normalglühen bei 930 °C erzielt. Während durch die künstliche Alterung eine Verschiebung der Übergangstemperatur gegenüber dem günstigen normalgeglühten Zustand um rd. 130 °C erfolgte, wurde durch die Erhitzung auf die Temperatur des Zinkbades (rd. 450 °C) wieder eine Verbesserung um 50 °C (d. h. auf +40 °C) erreicht.

Aus Bild 2 läßt sich ferner entnehmen, daß auch der Absolutwert der Kerbschlagzähigkeit des gealterten

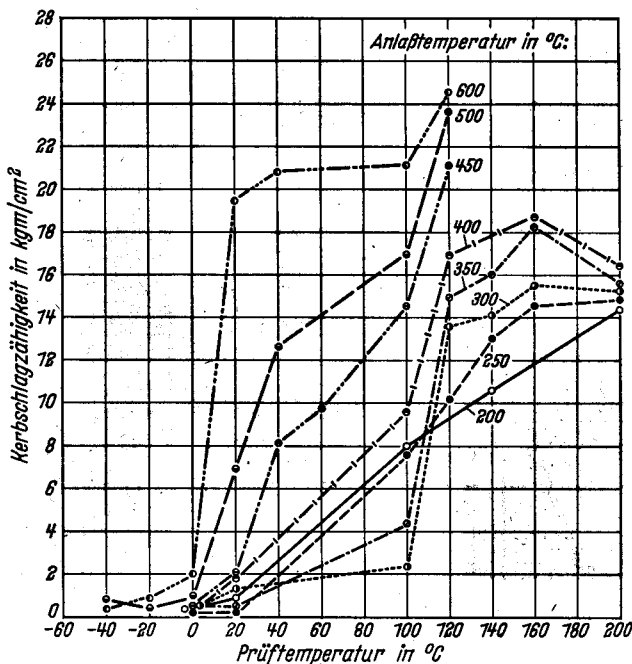


Bild 3. Einfluß eines halbstündigen Anlassens unmittelbar nach dem Kaltstauchen um 10% auf die Kerbschlagzähigkeit von unberuhigtem Thomasstahl mit 0,10% C

Stahles mit steigender Anlaßtemperatur stetig angehoben wird. Bei +80 °C hatte der gealterte Stahl eine Kerbschlagzähigkeit von 2 kgm/cm², nach dem Anlassen auf 450 °C dagegen von rd. 8 kgm/cm².

Bei den bisher geschilderten Versuchen war der Alterungsvorgang durch die vorhergehende halbstündige Erwärmung auf 250 °C bereits abgeschlossen. Da anzunehmen ist, daß eine Verzinkung gelegentlich auch an Stücken durchgeführt wird, die gerade eben erst verformt sind, wurden ähnliche Versuche mit halbstündigem Anlassen unmittelbar nach dem Stauchen der Proben um 10% durchgeführt. Das Stauchen kann dabei als stellvertretend für die meisten betrieblich durchgeführten Kaltverformungsvorgänge angesehen werden, da diese erfahrungsgemäß selten in einem so starken Umfang vorgenommen werden. So starke Versprödungen wie bei diesen Versuchen sind daher bei der betrieblichen Verarbeitung der Stähle im allgemeinen nicht zu erwarten. Das Ergebnis der Versuche ist in Bild 3 wiedergegeben. Durch Anlassen auf 200 bis 250 °C wurde noch nicht die größte Versprödung erzielt. Diese trat hier erst nach einem Anlassen auf 300 °C auf. Oberhalb dieser Temperatur wurde der Werkstoff durch die Anlaßwirkung wieder zäher und erreichte seine größte Zähigkeit nach dem Anlassen bei 600 °C.

Die in beiden Versuchsreihen ermittelten Übergangstemperaturen der Kerbschlagzähigkeit sind in Bild 4 miteinander verglichen. Es läßt sich eine befriedigend gute

Übereinstimmung der beiden Kurven feststellen. Für das Zähigkeitsverhalten ist es einerlei, ob die Anlaßbehandlung an einem bereits vollkommen gealterten oder einem nur verformten und daher zum Altern neigenden Werkstoff vorgenommen wird. Bedeutsam ist auf jeden Fall, daß durch Anlassen auf Verzinkungstemperatur die Übergangstemperatur des gealterten Stahles um 50 bis 80 °C gegenüber dem ungünstigsten Zustand verbessert wird. Das bedeutet eine Erhöhung der Sicherheit bei alterungsanfälligen Werkstoffen.

Wie bereits erwähnt, wurden bei den beschriebenen Versuchen bewußt lange Erwärmungszeiten gewählt, um den

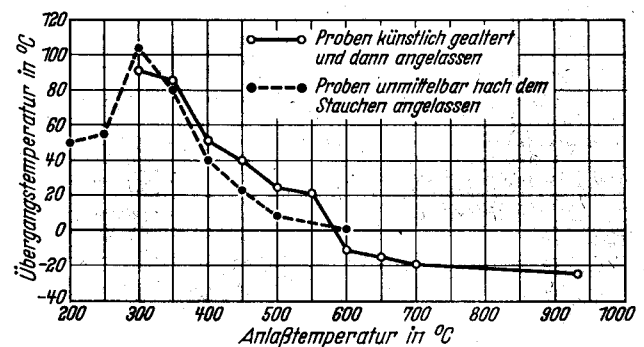


Bild 4. Übergangstemperatur der Kerbschlagzähigkeit (bezogen auf 3,5 kgm/cm²) von unberuhigtem Thomasstahl in Abhängigkeit von der Anlaßtemperatur

Einfluß der Temperatur hinreichend deutlich erkennbar zu machen. Um aber sicherzugehen, daß nicht doch bei den kurzen Tauchzeiten Vorgänge ablaufen, die die natürliche Alterung in ungünstiger Weise überlagern, wurden Proben aus Thomasstahl um 10% gestaucht, um sie alterungsanfällig zu machen, für eine Dauer von 15 s bis zu 8 min im Salzbad auf 430 oder 460 °C erhitzt und dann auf ihre Kerbschlagzähigkeit geprüft. Bei einer zweiten Versuchsreihe schloß sich an die genannte Erwärmung noch ein halbstündiges Anlassen auf 250 °C an, um auf jeden Fall alle angelaufenen Alterungsvorgänge zum Abschluß zu bringen. Die Ergebnisse sind in Bild 5 dargestellt. Gegenüber den nur gestauchten Proben lag bei allen auf 430 °C angelassenen Proben im Temperaturbereich zwischen 0 und 100 °C die Kerbschlagzähigkeit noch in der Tieflage, zwischen den verschiedenen Anlaßzeiten und den nur angelassenen und nachgealterten Proben bestand dabei kaum ein Unterschied. Außer der durch die Kaltverformung ohnehin eingeleiteten Alterung, die mit oder ohne Verzinkungsvorgang zwangsläufig ablaufen muß, traten also durch die kurzzeitige Erhöhung auf Verzinkungstemperatur keine zusätzlichen Versprödungserscheinungen auf. Bei einer Anlaßtemperatur von 460 °C liefen dagegen die Ausscheidungsvorgänge, die die Alterung — und nachher die Erholung — bedingen, schneller ab, so daß die Kerbschlagzähigkeit-Temperaturkurven bei Anlaßzeiten von 240 und 480 s deutlich zu tieferen Temperaturen, d. h. in das Gebiet höherer Zähigkeit, verschoben wurden.

Die in Tafel 1 noch einmal zusammengestellten Werte für die bei dieser Versuchsreihe ermittelten Übergangstemperaturen zeigen deutlich die Wirkung der höheren Anlaßtemperatur. Beim Anlassen auf 430 °C zwischen 15 s und 8 min ergab sich eine hohe Übergangstemperatur, die zwischen 100 und 110 °C lag. Das gleiche gilt für kurze Anlaßzeiten bei 460 °C, wenn auch die Versprödung dabei schon nicht mehr ganz so groß war. Bei einer Anlaßdauer von über 4 min bei 460 °C sank die Übergangstemperatur wieder auf 50 bis 60 °C. Die nach einem zusätzlichen halbstündigen Anlassen bei 250 °C erzielten Werte lassen grundsätzlich die

gleiche Deutung zu; außer den üblichen Streuungen ergaben sich keine erkennbaren Veränderungen.

Die Versuche zeigten, daß bei kurzen Tauchzeiten und der niedrigsten gebräuchlichen Verzinkungstemperatur (430 °C) die üblichen Alterungsvorgänge ablaufen, ohne zu einer stärkeren Versprödung zu führen, als es gewöhnlich geschieht.

### Einfluß der spröden Hartzinkschicht auf die Zähigkeit der Werkstoffe

Bei den bisher geschilderten Versuchen wurde nur der Einfluß der Temperatur ohne die gleichzeitig beim Verzinken auftretende Oberflächenveränderung des Stahles untersucht. Die stärkste Wirkung ist hier von den

Tafel 1. Übergangstemperaturen der Kerbschlagzähigkeit (bezogen auf einen an DVM-Proben ermittelten Wert von 3,5 kgm/cm<sup>2</sup>) von unberuhigtem Thomasstahl nach dem Kaltstauchen und Anlassen im Salzbad

Versuchsreihe Nr.	Behandlungszustand	Anlaßtemperatur °C	Übergangstemperatur der Kerbschlagzähigkeit in °C bei einer Anlaßdauer von						
			0 s	15 s	30 s	60 s	120 s	240 s	480 s
1	um 10 % kalt gestaucht	430	67,5	107,5	102,5	107	102	107,5	107,5
2		460	32,5	90	102,5	90	92,5	70	47,5
3	Wie bei Versuchsreihe 1 und 2, zusätzlich 1/2 h bei 250 °C erwärmt	430	103	120	120	104	107,5	116	104
4		460	65	97,5	87,5	80	75	52,5	60

Bei höheren Verzinkungstemperaturen und etwas längeren Tauchzeiten machen sich dagegen schon zähigkeitssteigernde Erholungsvorgänge bemerkbar.

Bei einer weiteren Versuchsreihe, bei der der Stahl aber bereits im gealterten Zustand vorlag, wurde die Anlaßzeit bei einer mittleren Temperatur, nämlich 450 °C, zwischen 8 min und 16 h verändert. Auch hier trat bei einer Anlaßzeit von 8 min bereits eine Aufhebung der durch Alterung bewirkten Versprödung ein. Der Zeiteinfluß war noch groß (vgl. Bild 6). Die Vorgänge laufen bei dieser Temperatur so langsam ab, daß sie technisch nicht ausnutzbar sind (vgl. Bild 7). Die geringere Wirkung bei 430 °C ist offenbar auf den noch langsameren Ablauf der Kristallerholung zurückzuführen.

Für das Verzinken ist daraus folgendes abzuleiten: Wenn man verzinkte Bauteile benötigt, die frei von versprödenen Alterungserscheinungen sein müssen, sollte man sich auf die verbessernde Wirkung des Zinkbades nicht allein verlassen, auch wenn diese in günstigen Fällen vorhanden ist. Vielmehr sollte ein Werkstoff gewählt werden, der unempfindlich gegen Alterungserscheinungen ist, oder man sollte vor dem Verzinken eine Wärmebehandlung durchführen, die die Alterung beseitigt.

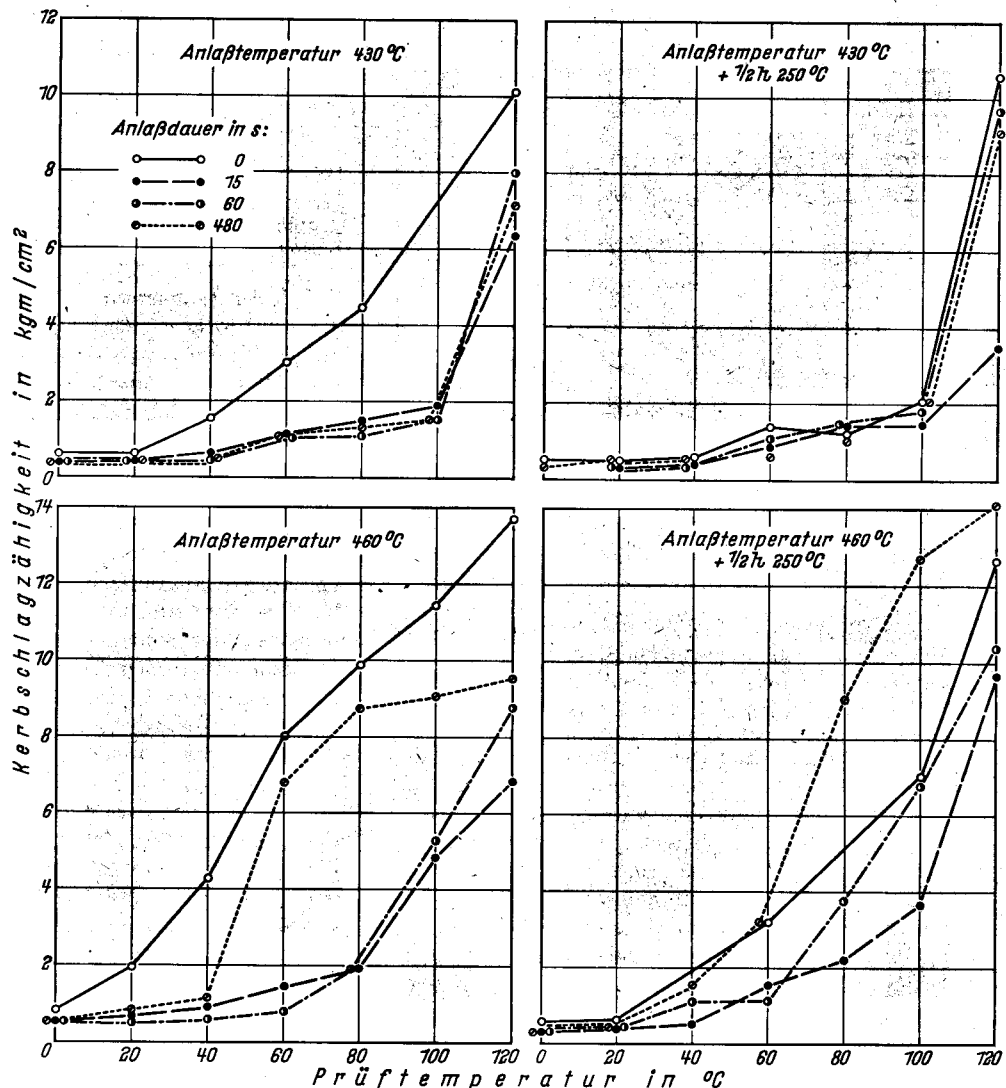


Bild 5. Kerbschlagzähigkeit von unberuhigtem Thomasstahl nach dem Kaltstauchen um 10 % in Abhängigkeit von der Anlaßtemperatur und Anlaßdauer

zwischen Eisen und Zink entstehenden Verbindungen zu erwarten, die man zusammenfassend als „Hartzink“ bezeichnet. Da die Hartzinkschicht mit dem Stahl nur durch geringe Haftkräfte verbunden ist, platzt sie bei etwas stärkeren Verformungsbeanspruchungen bereits ab. Aus diesem Grunde ist eine ausgeprägte verspröden Wirkung durch die Zinkauflage von vornherein nicht zu erwarten. Immerhin sollte diese Frage an verschiedenen Stählen nachgeprüft werden. Es wurden Stähle unterschiedlicher Er-

schmelzungsart verwendet, weil die Reaktion mit dem flüssigen Zink erfahrungsgemäß je nach der chemischen Zusammensetzung des Stahles unterschiedlich ist. Die chemische Zusammensetzung der Stähle geht aus *Tafel 2* hervor.

Tafel 2. Chemische Zusammensetzung der für die Ermittlung des Einflusses der Verzinkung verwendeten Stähle

Stahlsorte	% C	% Si	% M	% P	% S	% Al	% Cr	% Cu	% N
Windfrisch-Sonderstahl . .	0,14	0,00	0,43	0,014	0,031	0,00	0,05	0,10	0,005
MU St 37-2 . . . . .	0,16	0,00	0,44	0,017	0,033	0,00	0,05	0,15	0,006
MR St 37-2 . . . . .	0,11	0,18	0,35	0,016	0,039	0,002	0,05	0,16	0,005
MR St 42-2 . . . . .	0,13	0,26	0,49	0,009	0,022	0,009	0,05	0,14	0,005

Von den Stählen wurden DVM-Kerbschlagproben bei Temperaturen zwischen  $-100$  und  $+200^{\circ}\text{C}$  geprüft, und zwar in folgenden Behandlungszuständen: normalgeglüht,

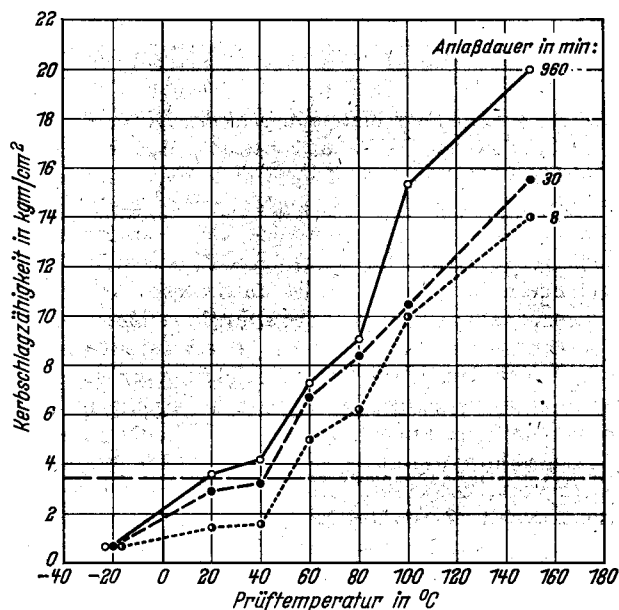


Bild 6. Einfluß der Anlaßdauer bei  $450^{\circ}\text{C}$  auf die Kerbschlagzähigkeit von vorher gealtertem unberuhigtem Thomasstahl

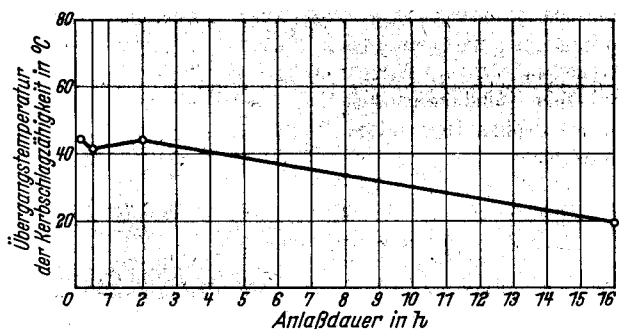


Bild 7. Einfluß der Anlaßdauer bei  $450^{\circ}\text{C}$  auf die Übergangstemperatur der Kerbschlagzähigkeit von vorher gealtertem unberuhigtem Thomasstahl

normalgeglüht und bei  $430$  oder  $460^{\circ}\text{C}$  verzinkt, künstlich gealtert, künstlich gealtert und bei  $430$  oder  $460^{\circ}\text{C}$  verzinkt. Bei den künstlich gealterten Proben kann eine kombinierte Wirkung der Zinkhaut und der Badtemperatur angenommen werden.

Die Versuchsergebnisse sind in den *Bildern 8 bis 11* wiedergegeben. Jeder Punkt stellt dabei einen Mittelwert aus je drei Einzelversuchen dar. An sich sind drei Kerbschlagproben für jede Prüftemperatur etwas wenig. Man muß dabei mit einer gewissen Streuung rechnen und darf deshalb dem nicht ganz glatten Kurvenverlauf keine zu große Bedeutung beimessen.

Beim windgefrischten Sonderstahl (*Bild 8*) treten nur zwei Eigenschaftsgruppen auf, diejenige der normalgeglühten und der gealterten Stähle. In beiden Fällen ist ein Unterschied zwischen dem verzinkten und unverzinkten Werkstoff nicht zu erkennen.

Bei dem unberuhigten Siemens-Martin-Stahl waren ebenfalls die zwei deutlich voneinander getrennten Gruppen vorhanden (vgl. *Bild 9*). Im normalgeglühten Zu-

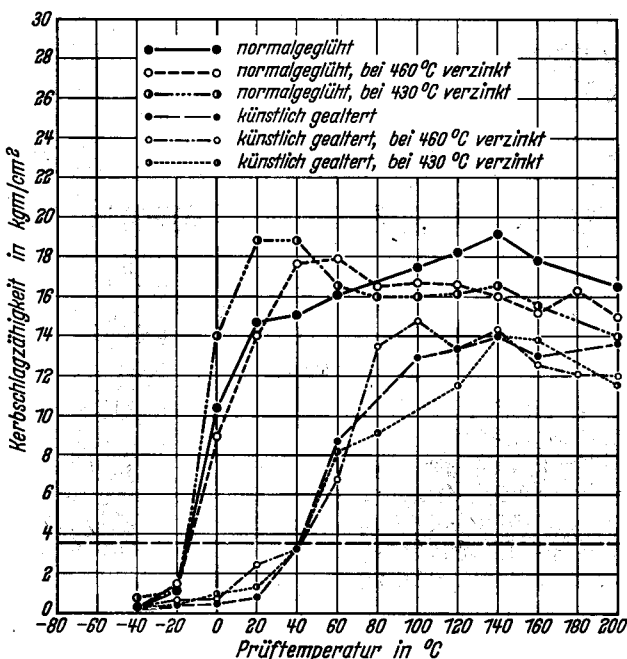


Bild 8. Einfluß des Verzinkens bei  $430$  oder  $460^{\circ}\text{C}$  auf die Kerbschlagzähigkeit von vorher normalgeglühtem oder künstlich gealtertem unberuhigtem Windfrisch-Sonderstahl mit  $0,14\%$  C

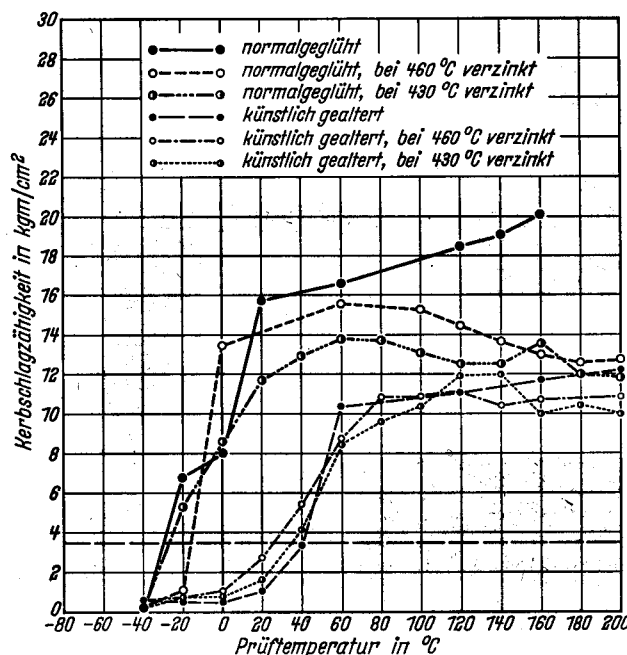


Bild 9. Einfluß des Verzinkens bei  $430$  oder  $460^{\circ}\text{C}$  auf die Kerbschlagzähigkeit von vorher normalgeglühtem oder künstlich gealtertem Stahl MU St 37-2

stand lag die Übergangstemperatur bei rd.  $-20^{\circ}\text{C}$ . Die Kerbschlagzähigkeit-Temperatur-Kurven der gealterten Proben lagen sehr dicht beieinander und durchliefen bei rd.  $+30^{\circ}\text{C}$  den Wert von  $3,5 \text{ kgm/cm}^2$ .

Beim beruhigten Siemens-Martin-Stahl (vgl. Bild 10) lag die Übergangstemperatur für die normal-

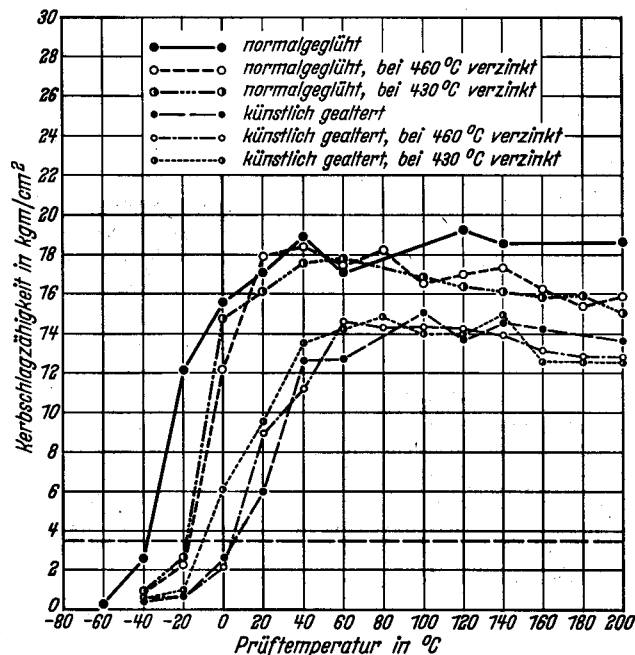


Bild 10. Einfluß des Verzinkens bei 430 oder 460  $^{\circ}\text{C}$  auf die Kerbschlagzähigkeit von vorher normalgeglühtem oder künstlich gealtertem Stahl MR St 37-2

geglühten und verzinkten Proben bei  $-20^{\circ}\text{C}$ , der nur normalgeglühter Stahl war mit einer Übergangstemperatur von rd.  $-40^{\circ}\text{C}$  noch etwas besser. In gleicher Weise waren auch die Übergangstemperaturen der gealterten Proben verbessert, d. h. zu tieferen Temperaturen (rd.  $0^{\circ}\text{C}$ ) verschoben worden.

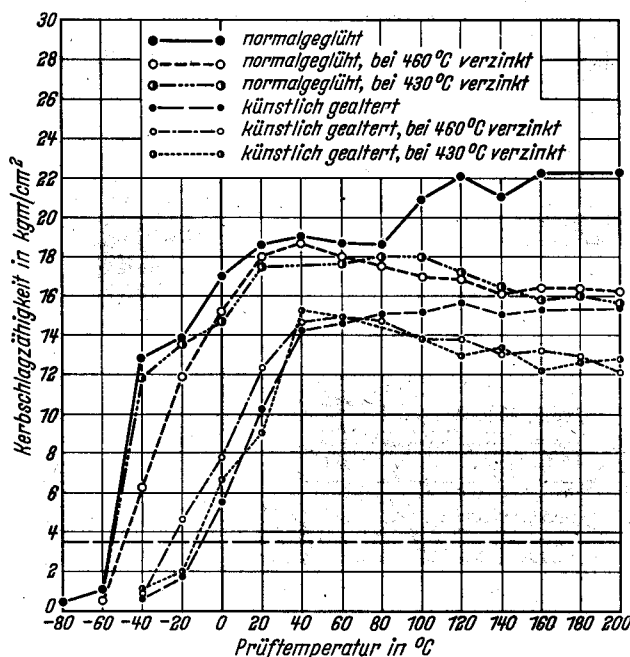


Bild 11. Einfluß des Verzinkens bei 430 oder 460  $^{\circ}\text{C}$  auf die Kerbschlagzähigkeit von vorher normalgeglühtem oder künstlich gealtertem Stahl MR St 42-2

Der ebenfalls untersuchte Stahl MR St 42-2 stellte mit einem Aluminiumgehalt von  $0,009\%$  schon den Übergang zu den besonders beruhigten feinkörnigen Stählen dar.

An den normalgeglühten Proben wurde eine Übergangstemperatur von rd.  $-50^{\circ}\text{C}$ , an den gealterten Proben von rd.  $-20^{\circ}\text{C}$  ermittelt (vgl. Bild 11).

Ein Vergleich der Kurven in den Bildern 8 bis 11 im Bereich der Gebrauchstemperaturen von ungefähr  $+40$  bis  $-20^{\circ}\text{C}$  zeigt, daß nahezu kein Unterschied in der Zähigkeit zwischen verzinktem und unverzinktem Stahl besteht. Ein zähigkeitsmindernder Einfluß, wenn man davon überhaupt sprechen will, war bei den normalgeglühten Stählen lediglich bei Temperaturen oberhalb rd.  $+80^{\circ}\text{C}$  feststellbar. Hier lagen die Werte für die verzinkten Proben unterhalb einer Grenze von rd. 16 bis 18  $\text{kgm/cm}^2$ , die der unverzinkten Proben dagegen etwas höher. Ob sich diese Unterschiede technisch überhaupt auswirken können, erscheint zweifelhaft. Immerhin läßt sich ein leicht zähigkeitsmindernder Einfluß, der von der Zinkhaut ausgeht, aus den Ergebnissen ableiten.

#### Wirkung von Eigenspannungen beim Verzinken

Gelegentlich sind nach dem Feuerverzinken von Bauteilen mit großen Querschnittsunterschieden Rißbildungen beobachtet worden. Es ist auch bekannt, daß die für das Verzinken benutzten Stahlpfannen nach langer Gebrauchszeit oder bei ungleichmäßiger Lagerung unter dem Einfluß des flüssigen Zinks undicht werden. Beide Erscheinungen werden gern auf die in den Werkstücken verbliebenen inneren Spannungen zurückgeführt, die unter dem Einfluß des flüssigen Zinks zu einer Art Lotbrüchigkeit führen. Eigene Beobachtungen an solchen Stücken, die vorher spannungsfrei gegläht und dann doch beim Verzinken rissig geworden waren, ließen vermuten, daß weniger die Eigenspannungen als die durch die unterschiedlich schnelle Erwärmung ausgelösten Schubspannungen an den Rißbildungen schuld waren. Aus früheren Untersuchungen<sup>4)</sup> ist bekannt, daß die Schnelligkeit der Zerstörung mit der Höhe der Zugspannungen und der Badtemperatur wächst. Zur Klärung der aufgeworfenen Frage wurden Versuche durchgeführt. Kalt gezogene Rohre besitzen außerordentlich hohe Eigenspannungen, die durch Kochen in 60prozentiger Kalzium-Nitrat-Lösung nachgewiesen werden können. Die Länge der nach einem Kochen von 200 h auftretenden Risse ist kennzeichnend für die vorhandenen Restspannungen. Solche kalt gezogenen Rohrstücke von 250 mm Länge wurden bei 430, 450 und 480  $^{\circ}\text{C}$  mit einer Tauchdauer von 15 s bis 32 min verzinkt. Der für die Proben verwendete Stahl hatte folgende chemische Zusammensetzung:  $0,15\%$  C,  $0,20\%$  Si,  $0,52\%$  Mn,  $0,026\%$  P,  $0,028\%$  S und  $0,010\%$  Al. Im kalt gezogenen Zustand betrug die Zugfestigkeit 67 bis 70  $\text{kg/mm}^2$ , die Bruchdehnung ( $L_0 = 5 d_0$ ) 7 bis  $9\%$ .

Nach dem Verzinken waren keinerlei Rißbildungen an den Rohren zu beobachten. Sie wurden anschließend durch Beizen von der Zinkhaut befreit und zum Nachweis der noch vorhandenen Eigenspannungen in 64prozentiger Kalzium-Ammonium-Nitrat-Lösung gekocht. Bild 12 zeigt einige kennzeichnende Proben nach einer solchen Kochbehandlung.

Schon ein flüchtiger Überblick zeigt, daß mit der Dauer und der Temperatur des Verzinkens ein Abbau der Eigenspannungen Hand in Hand geht. Man kann annehmen, daß die Länge der beim Kochversuch erzeugten Risse ungefähr der Größe der noch vorhandenen Eigenspannung proportional ist. Bei einer Auftragung der Länge der gemessenen Laugenrisse in Abhängigkeit von der Kochzeit ergaben sich die in Bild 13 dargestellten Kurven.

Schon die kurze Tauchzeit von 15 s bei 430  $^{\circ}\text{C}$  bewirkte einen Abbau der Spannungen, der mit längerer Tauchdauer immer größer wurde. Bei einer Tauchdauer über 2 min bei

<sup>4)</sup> Rädiker, W.: Stahl u. Eisen 73 (1953) S. 654/58.

430 °C und über 30 s bei 450 °C waren die Spannungen so weit abgebaut, daß eine 200stündige Kochbehandlung nicht mehr ansprach, woraus allerdings nicht geschlossen werden kann, daß die Spannungen dann völlig abgebaut sind.

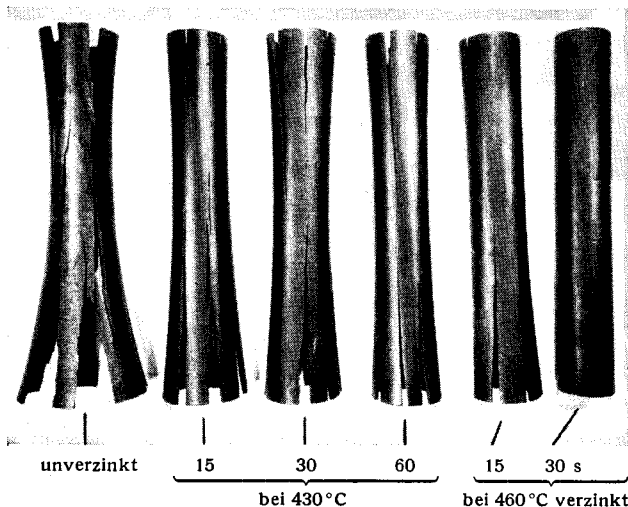


Bild 12. Durch Eigenspannungen verursachte Risse in kalt gezogenen Rohrproben aus beruhigtem Stahl mit 0,15 % C in Abhängigkeit von der Verzinkungstemperatur und -dauer. (Durch Beizen entzinkt, in 64prozentiger Kalzium-Ammonium-Nitrat-Lösung gekocht)

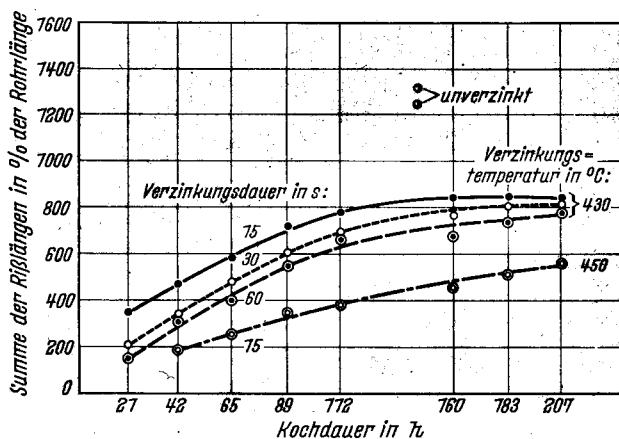


Bild 13. Einfluß der Verzinkungstemperatur und -dauer auf die Länge der durch Eigenspannungen verursachten Risse in Abhängigkeit von der Kochdauer in Kalzium-Ammonium-Nitrat-Lösung (ermittelt an Rohrproben nach Bild 12)

#### Einfluß des Verzinkens auf gestanzte und geschnittene Proben

Bei den bisher beschriebenen Untersuchungen war versucht worden, die einzelnen Vorgänge beim Verzinken getrennt zu betrachten. Unter betrieblichen Verhältnissen muß man dagegen häufig mit der Gesamtheit der möglichen Einflüsse rechnen, z. B. bei geschnittenem oder gestanztem Werkstoff, bei dem sich die Wirkungen der Kaltverfestigung, der Alterung, der Bildung von spröden Hartzinkschichten und der Entspannung überlagern können. Für Versuche wurden Streifen von 100 × 25 mm<sup>2</sup> aus einem größeren Band mit 4,4 mm Dicke aus alterungsanfälligen windgefrähtem Stahl mit einer stumpfen Schere herausgeschnitten. In die Mitte dieser Streifen wurde ein Loch mit einem Durchmesser von 5 mm geschossen. An je 10 gelochten Streifen wurden Biegeversuche vorgenommen, und zwar in folgenden Behandlungszuständen: 1. ohne Nachbehandlung, 2. 1/2 h bei 250 °C angelassen, 3. 15 bis 20 s bei 430 °C verzinkt, 4. 10 bis 15 s bei 455 °C verzinkt und 5. 10 bis 15 s bei 480 °C verzinkt. Die Verzinkungsbedingungen entsprachen den im Betrieb üblichen. Der Stanzgrat lag beim Biegen auf der Zugseite. Der Biegevorgang wurde beendet, wenn Rißbildungen an den Kanten oder am Lochrand auftraten.

Gegenüber dem Anlieferungszustand trat allein durch die Alterung bei 250 °C eine Verringerung des Biege winkels von 56 auf 40 ° ein. Nach dem Verzinken lag der Biege winkel zwischen 45 und 47 °, also besser als nach dem Altern im unverzinkten Zustand. Diese Verbesserung ist auf die Kristallerholung und den Spannungsabbau beim Verzinken zurückzuführen.

#### Zusammenfassung

An unberuhigten und beruhigten Thomas- und Siemens-Martin-Stählen mit einer Zugfestigkeit von mindestens 37 oder 42 kg/mm<sup>2</sup> wurde der Einfluß einer Feuerverzinkung auf das Zähigkeitsverhalten untersucht. Es wurde zunächst geprüft, ob bei der Temperatur des Verzinkens die Alterungsvorgänge beeinflusst werden. Dabei stellte sich heraus, daß sowohl bei den gealterten Proben als auch bei solchen Proben, die nur kalt verformt waren, bei kurzzeitiger Einwirkung niedriger Verzinkungstemperaturen (430 bis 450 °C) nur die üblichen Alterungsvorgänge ablaufen. Bei längerer Haltedauer oder bei höheren Temperaturen wurde eine Verbesserung der Zähigkeitseigenschaften, d. h. eine Erhöhung der Sicherheit gegen Sprödbbruch, erzielt.

In einer zweiten Versuchsreihe wurden Kerschlagproben aus den untersuchten Stählen im normalgeglühten und im künstlich gealterten Zustand verzinkt und unverzinkt geprüft. In allen Fällen war durch die Verzinkung, d. h. durch das Zusammenwirken der Temperatur und der Oberflächenveränderung, keine zusätzliche Versprödung der Stähle durch die Wirkung der Hartzinkschicht festzustellen.

Versuche an kalt gezogenen Rohren mit starken Eigenspannungen ergaben, daß beim Verzinken keine Zinkrisse auftraten und die Eigenspannungen durch das Verzinken in erheblichem Umfang abgebaut wurden.

An geschnittenen und gelochten Probestreifen aus Thomasstahl wurde nach dem Verzinken eine Verbesserung des Biege winkels gegenüber dem gealterten, unverzinkten Zustand beobachtet.

Aus den Versuchsergebnissen kann gefolgert werden, daß die Feuerverzinkung sich in keinem Falle verschlechternd, sondern allenfalls verbessernd auf die Zähigkeitseigenschaften von Stahlbauteilen auswirkt.

\* \* \*

Zu dem Bericht wurde folgender Erörterungsbeitrag von Christian Straßburger, Duisburg-Hamborn, nachträglich schriftlich eingereicht.

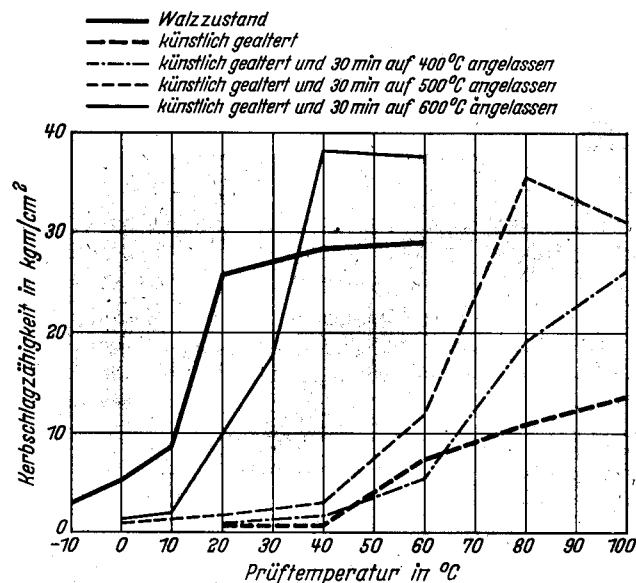


Bild 14. An DVM-Proben aus Breitflanschträgern aus Stahl TU St 37 ermittelte Kerbschlagzähigkeit-Temperatur-Kurven nach dem Altern und anschließendem Anlassen

Mit ähnlicher Zielsetzung wie in dem Bericht von Herrn Rädeler haben wir Untersuchungen an Breitflanschträgern aus Stahl TU St 37 durchgeführt. An über den Querschnitt dieser Träger entnommenen Spänen wurde folgende chemische Zusammensetzung ermittelt: 0,054% C, 0,36% Mn, 0,048% P, 0,034% S und 0,009% N. Es handelt sich also um einen verhältnismäßig weichen Stahl mit niedrigem Kohlenstoffgehalt. Untersucht wurde die Änderung der Kerbschlagzähigkeit-Temperatur-Kurven, die an DVM-Proben im künstlich gealterten und zusätzlich auf verschiedene Temperaturen angelassenen Zustand ermittelt

wurden. Dabei wurde vorausgesetzt, daß die Anlaßbehandlung eine vergleichbare Wirkung ausübt wie die Temperatur des Zinkbades. Die Ergebnisse (vgl. Bild 14) stehen in Übereinstimmung mit den von Herrn Rädeler vorgetragenen Ergebnissen. Mit steigender Anlaßtemperatur trat eine Erholung der Werte gegenüber dem künstlich gealterten Zustand ein.

Die Kerbschlagproben wurden aus dem Flansch entsprechend den Festlegungen in DIN 17 100 entnommen. Bei dieser Probenlage erfaßt der Probenquerschnitt bei dem untersuchten Profil die Seigerungszone nicht, wodurch die hohen Kerbschlagwerte bedingt sind.