

Rolf Helms, Hans-Dieter Kühn und Erich Martin, Berlin

## **Einfluß des Feuerverzinkens auf die mechanischen Eigenschaften von Baustahl und das Sprödbruchverhalten gestanzter Teile**

Mitteilung aus der Bundesanstalt für Materialprüfung (BAM), Berlin\*) und Bericht Nr. 69 des Gemeinschaftsausschuß Verzinken e. V.\*\*)

Vergleich der im Zugversuch ermittelten mechanischen Eigenschaften und der Kerbschlagzähigkeit von RSt 37-2 und St 52-3 im gealterten sowie im gereckten und dann verzinkten Zustand. Untersuchung des Sprödbruchverhaltens von Teilen mit gestanzten Löchern nach dem Verzinken. Abschätzung des Sprödbruchverhaltens verzinkter Bauteile aus dem Verhalten vergleichbar behandelter Kerbschlagproben.

## **Influence of hot-dip galvanizing on the mechanical properties of structural steels and on the brittle fracture behaviour of punched elements**

Comparison of the mechanical properties determined in the tension-test and of the notched-bar impact strength of RSt 37-2 and St 52-3 in the strain aged condition as well as in the prestrained and galvanized condition. Investigation into the brittle fracture behaviour of punched and galvanized elements. Estimation of the brittle fracture behaviour of galvanized structural elements on the basis of the properties of notched-bar impact test specimens of same treatment.

## **Influence de la galvanisation par trempé sur les caractéristiques mécaniques d'aciers de construction et le comportement à la rupture fragile de pièces poinçonnées**

Comparaison des caractéristiques mécaniques déterminées par l'essai de traction et de la résilience des aciers RSt 37-2 et St 52-3 à l'état vieilli ou étiré puis galvanisé. Etude du comportement à la rupture fragile de pièces avec des trous poinçonnés après la galvanisation. Evaluation du comportement à la rupture fragile de pièces de construction galvanisées d'après le comportement d'éprouvettes de résilience ayant subi un traitement comparable.

Das Feuerverzinken ist eines der wichtigsten Korrosionsschutzverfahren, das allein oder mit zusätzlichen Schutzanstrichen besonders im Stahlbau, im Fahrzeugbau und im Schiffbau an Bedeutung gewinnt. Ein Einfluß der für das Verzinken erforderlichen Temperaturen auf die mechanischen Eigenschaften des zu schützenden Stahles kann dabei nicht immer vernachlässigt werden. Im Hinblick auf eine Anwendung des Feuerverzinkens bei Teilen, die durch Kaltformung hergestellt oder bearbeitet worden sind, gewinnt die Frage nach der verbleibenden Sprödbruchsicherheit besondere Bedeutung. Dieser Frage soll bei Stahlbauteilen mit gestanzten Löchern nachgegangen werden.

Neben den mechanischen Eigenschaften<sup>1) bis 3)</sup> verzinkter Teile kommt auch der Haftung der Zinkschicht<sup>4) 5)</sup> Bedeutung zu. Daneben sind für den Verzinker die Kenntnis der Angriffsart des Zinkbades auf die Oberfläche der unterschiedlichen Stahlsorten und die sich einstellende Schichtung des Zinküberzuges sowie die bei verschiedenen Badtemperaturen, Tauchdauern und Ausziehgeschwindigkeiten erreichbaren Dicken der Zinkauflage wichtig<sup>6) bis 8)</sup>.

Die Einwirkungen des Feuerverzinkens auf die mechanischen Eigenschaften der Stähle RSt 37-2 und St 52-3 sind in einige Einzeleinflüsse aufzuteilen, die einzeln oder miteinander kombiniert vorhanden sein können. In Abhängigkeit von der Einwirkungsdauer der erhöhten Temperatur

beim Tauchen (rd. 450 °C), besonders bei zuvor kaltverformtem Werkstoff, ist eine ausgeprägte Alterung oder auch eine den Alterungseinfluß mildernde Überalterung und/oder Erholung zu erwarten. Weiterhin können Eigenspannungen durch Kristallerholung abgebaut werden, und zwar besonders bei Bauteilen mit vorhergehender inhomogener Kaltverformung, wie sie zum Beispiel auch beim Stanzen von Löchern vorliegt. Außerdem ist der Aufbau der Zinkschicht, und zwar besonders die der Stahloberfläche unmittelbar aufliegende harte und spröde Eisen-Zink-Legierungsschicht mit unterschiedlichen Gehalten an Eisen, von Bedeutung. Schließlich ist die Lotbrüchigkeit, die aber nur bei äußerst langer Verweildauer im Zinkbad und gleichzeitiger Einwirkung mechanischer Beanspruchungen auftreten kann<sup>1)</sup>, zu erwähnen.

Die Ergebnisse bisher bekanntgewordener Untersuchungen über den Einfluß des Feuerverzinkens auf die mechanischen Eigenschaften von Stahl lassen sich wie folgt zusammenfassen: Auf die im Zugversuch ermittelten Festigkeits- und Verformungseigenschaften und auf die Übergangstemperatur der Kerbschlagzähigkeit<sup>1) 2)</sup> nicht vorverformter Proben hat der Verzinkungsvorgang keinen wesentlichen Einfluß. Es wird allenfalls eine geringe Erhöhung der Bruchdehnungswerte angedeutet<sup>2)</sup>. Bei vorverformten Kerbschlagproben hängt die als kennzeichnende Prüfgröße gewählte Übergangstemperatur vom Ausmaß der Verformung<sup>2)</sup>, von der Höhe der nach der Vorverformung einwirkenden Temperatur und von der Einwirkungsdauer der erhöhten Temperatur ab.

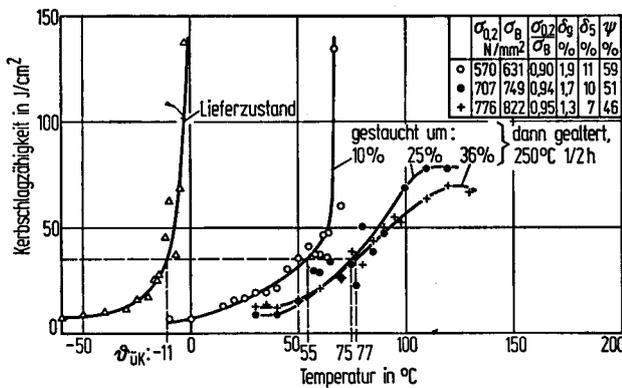
Einen ausgesprochenen starken Einfluß hat dabei das Ausmaß der Vorverformung<sup>2)</sup>. Nach künstlicher Alterung

\*) Vorgetragen anlässlich eines Kolloquiums in der Bundesanstalt für Materialprüfung (BAM) am 23. Mai 1973 in Berlin und einer Sitzung des DVM-Arbeitskreises „Bruchvorgänge“ am 12. Oktober 1973 in Karlsruhe.

\*\*\*) Gemeinschaftsausschuß des Vereins Deutscher Eisenhüttenleute, der Deutschen Forschungsgesellschaft für Blechverarbeitung und Oberflächenbehandlung e. V., des Bundesverbandes Draht e. V., des Verbandes Deutscher Feuerverzinkerien, der Preussag AG Metall und der Metallgesellschaft AG.

(250 °C 1/2 h) wird jedoch oberhalb rd. 25% Vorverformung keine weitere Versprödung und damit keine Verschiebung der Übergangstemperatur zu höheren Werten mehr festgestellt<sup>9) 10)</sup> (Bild 1). Der Einfluß des Verformungsgrades bei Temperaturen im Bereich der Zinkbadtemperaturen ist noch ungeklärt.

Ein weiterer kräftiger Einfluß geht von der Höhe der Temperatur aus. Nach 10% iger Vorverformung bei einer Anlaßdauer von 1/2 h bei rd. 450 °C wird der Alterungs-(Versprödungs-)vorgang, verglichen mit dem Zustand nach üblicher künstlicher Alterung (250 °C), teilweise aufgehoben. Dies zeigt sich in einer merklichen Verschiebung der Übergangstemperatur zu tieferen Werten<sup>1)</sup>. Diese Erscheinung ist aber an die Einwirkung der Temperatur über eine längere Dauer gebunden. Für die beim Verzinken geltenden kurzen Einwirkdauern (30 bis 180 s) wird zumindest bei Temperaturen bis 450 °C nur der übliche Alterungsvorgang vermutet, wie er auch durch die zumeist angewandte Behandlung (250 °C 1/2 h) erreicht wird. Die Übergangstemperaturen weichen bei diesem Vergleich<sup>1)</sup> um weniger als 20 °C voneinander ab, was technisch nicht bedeutungsvoll ist.



$\sigma_{0,2}$ : Streckgrenze  $\delta_0$ : Gleichmaßdehnung  
 $\sigma_B$ : Zugfestigkeit  $\delta_5$ : Bruchdehnung ( $L_0 = 5 d_0$ )  
 $\sigma_{0,2}/\sigma_B$ : Streckgrenzenverhältnis  $\psi$ : Brucheinschnürung

Bild 1. Einfluß der Vorverformung auf den Kerbschlagzähigkeit-Temperatur-Verlauf gealterter Proben aus RSt 37-2 (ISO-Spitzkerbproben)

Figure 1. Effect of preforming on the notch toughness-temperature curve of aged specimens of RSt 37-2 (ISO V-notch specimens)

Vergleichende Untersuchungen an verzinkten und unverzinkten, im Salzbad angelassenen Proben zeigen<sup>9)</sup>, daß sich durch die Zinkschicht die Werte der Hochlage der Kerbschlagzähigkeit etwas vermindern, die Übergangstemperatur jedoch kaum beeinflußt wird.

Bei Proben mit gestanzten Löchern wurde im verzinkten Zustand eine geringfügige Verbesserung der Verformungsfähigkeit, verglichen mit dem künstlich gealterten Zustand (250 °C 1/2 h), im Biegeversuch festgestellt. Diese Verbesserung wurde auf Kristallerholung und Abbau der Eigenspannungen beim Verzinken zurückgeführt<sup>1)</sup>.

Tafel 1. Chemische Zusammensetzung der Versuchswerkstoffe nach der Stückanalyse  
 Table 1. Chemical composition of the test materials according to the piece analysis

| Stahlsorte      | Blechdicke<br>mm | % C  | % Si | % Mn | % P   | % S   | % N   | % Al löslich | % Al unlöslich | % Cu |
|-----------------|------------------|------|------|------|-------|-------|-------|--------------|----------------|------|
|                 |                  |      |      |      |       |       |       |              |                |      |
| St 52-3         | 6                | 0,18 | 0,39 | 1,24 | 0,012 | 0,018 | 0,005 | 0,027        | 0,002          | 0,07 |
| RSt 37-2        | 12               | 0,12 | 0,23 | 0,40 | 0,014 | 0,017 | 0,005 | 0,030        | 0,001          | 0,10 |
| St 52-3 Blech 1 | 12               | 0,21 | 0,46 | 1,51 | 0,017 | 0,015 | 0,006 | 0,072        | 0,002          | 0,04 |
| St 52-3 Blech 2 | 12               | 0,21 | 0,46 | 1,51 | 0,017 | 0,014 | 0,006 | 0,071        | 0,002          | 0,04 |

## Versuchswerkstoff und -bedingungen

Untersucht wurden fünf Grobbleche in Dicken von 6 und 12 mm aus den Stahlsorten RSt 37-2 und St 52-3 nach DIN 17100 (Ausg. Sept. 1966). Die Ergebnisse der Stückanalyse an diesen Werkstoffen sind in Tafel 1 zusammengestellt. Danach ist auffällig, daß bei dem 12 mm dicken Blech aus St 52-3 nicht nur der Aluminiumgehalt auffällig hoch ist, sondern auch die Gehalte an Kohlenstoff, Silicium und Mangan jeweils an der oberen Grenze der zulässigen Bereiche liegen.

Von allen untersuchten Blechen wurden die Gewährleistungswerte nach DIN 17100 für die im Zugversuch ermittelten mechanischen Eigenschaften im Lieferzustand eingehalten. Dem Versuchswerkstoff wurde zusätzlich eine größere Anzahl von Längs- und Querproben entnommen, von denen jeweils zwei Stäbe für eine vergleichende Prüfung im Lieferzustand, im künstlich gealterten Zustand (10% gereckt, 250 °C 1/2 h), im feuerverzinkten Zustand, nach 10%igem Recken und anschließendem Feuerverzinken und im modifiziert gealterten Zustand (10% gereckt, 450 °C 1/2 h) vorgesehen waren. Damit wurde ein Vergleich des Festigkeits- und Verformungsverhaltens von Proben im gereckten und verzinkten Zustand mit vorgereckten und bei verschiedenen Temperaturen gealterten Proben möglich. Gleichfalls interessant war auch der Vergleich von Proben im Lieferzustand mit solchen im lediglich feuerverzinkten Zustand.

Außerdem wurde die Beeinflussung der Hochlage wie auch des Steilabfalls der Kerbschlagzähigkeit-Temperatur-Kurve (ISO-Spitzkerbproben) durch das Verzinken untersucht, und zwar an Längsproben aus dem Rand und der Mitte jedes Bleches. Dabei wurden Kerbschlagzähigkeit und Übergangstemperatur von Proben im Lieferzustand, im künstlich gealterten Zustand sowie im verzinkten Zustand (nach einer 10%igen Kaltverformung) vergleichend ermittelt. Die ISO-Spitzkerbproben hatten nachstehende Querschnitte:

für die 12 mm dicken Bleche 10 mm × 10 mm und  
 für die 6 mm dicken Bleche 6 mm × 10 mm.

Für die hier notwendige Umrechnung der Ergebnisse von 6 mm Probenbreite auf das Normmaß von 10 mm wurden Untersuchungen<sup>11) 12)</sup> zugrunde gelegt, die für die hier vorliegenden Werkstoffe auch im jeweils gealterten Zustand verwertbare Ergebnisse enthalten.

In Anlehnung an Untersuchungen zur Sprödbruchsicherheit unverzinkter Stahlbauteile mit gestanzten Löchern<sup>13)</sup> soll hier auf die Ergebnisse von vergleichenden Versuchen besonders mit verzinkten Bauteilproben eingegangen werden. Bezüglich der herangezogenen Grundlagen für eine Erklärung des Sprödbruchverhaltens und der näheren Einzelheiten zu den Abmessungen der verwendeten Bauteilproben, zu den Einspann- und Prüfbedingungen sowie zu den beim gestanzten Loch als sprödbruchauslösende Störstelle vorliegenden Besonderheiten wird auf frühere Untersuchungen<sup>13)</sup> verwiesen. Hier wird die Auswirkung des Feuerverzinkens nach dem Stanzen auf Höhe und Ver-

teilung der Verfestigung in der Berandung gestanzter Löcher untersucht. Außerdem sollte der Anwendbarkeit eines für den unverzinkten Zustand herangezogenen Verfahrens<sup>13)</sup> des Vergleiches der Temperaturen des Überganges vom zähen zum spröden Bruch auch auf den ver-

Die Zugproben und die Bauteilproben wurden wegen stärkerer Verschmutzung länger gebeizt, sonst aber ähnlich behandelt. Neben der dargestellten üblichen Flußmittelbehandlung wurde bei einigen Proben zum Vergleich eine Ammoniumchloridpulver-Behandlung durchgeführt, die

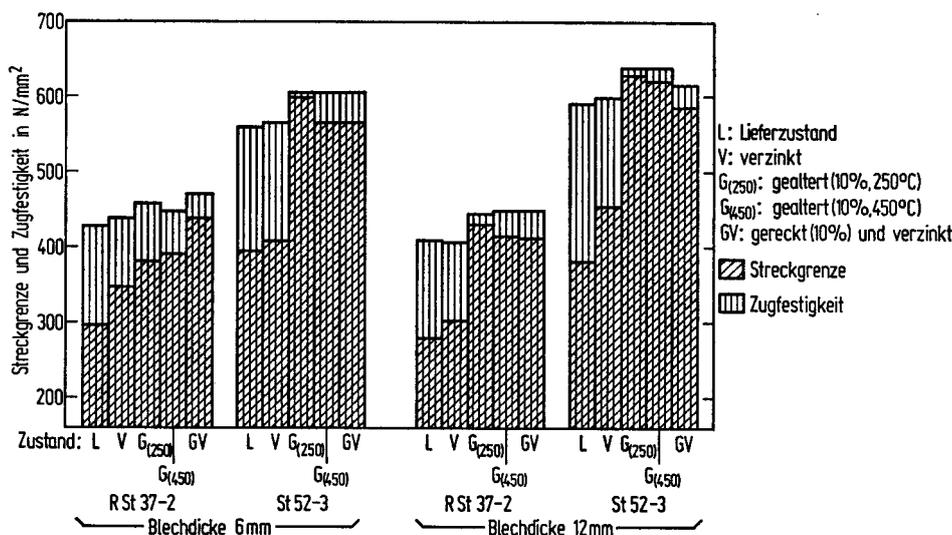


Bild 2. Einfluß des Behandlungszustandes auf die Festigkeitseigenschaften; Mittelwerte aus jeweils zwei Längsproben

Figure 2. Effect of the treatment condition on the strength properties; mean values of two longitudinal specimens each

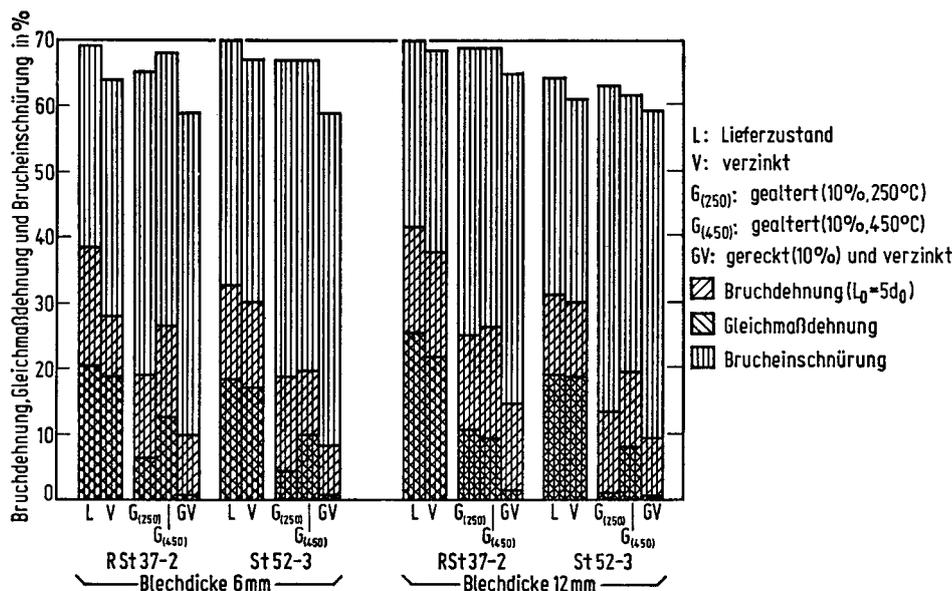


Bild 3. Einfluß des Behandlungszustandes auf die Bruchverformungswerte; Mittelwerte aus jeweils zwei Längsproben

Figure 3. Effect of the treatment condition on the values of deformation at fracture; mean values of two longitudinal specimens each

zinkten Zustand durch Ermittlung der Übergangstemperaturen entsprechend behandelter Bauteilproben nachgegangen werden.

Zug- und Kerbschlagproben sowie gestanzte Bauteilproben aus den vorliegenden Versuchswerkstoffen wurden jeweils nach der mechanischen Bearbeitung feuerverzinkt. Die Kerbschlagproben wurden dazu bei Raumtemperatur 10 min in Salzsäure gebeizt, nach dem Spülen in gesäuertem Wasser mit Flußmittel in gesättigter Lösung aus 60% ZnCl<sub>2</sub> und 40% NH<sub>4</sub>Cl behandelt, anschließend im Drahtkorb mit einer Geschwindigkeit von 0,4 m/min in das auf 451 °C erwärmte Zinkbad ein- und ausgebracht und nach einer Verweildauer von 2 min geschleudert.

im Betrieb bei kleinen Teilen auch oft angewandt wird. Die Tauchdauer war hier 1 min bei gleicher Badtemperatur. Alle Proben wurden somit unter praxisnahen Bedingungen verzinkt, wobei auch beim St 52-3 trotz des höheren Sili-ciumgehaltes<sup>8)</sup> ein festhaftender Überzug erzielt werden konnte. Das Zinkbad enthielt 0,016% Cd, 0,016% Fe und 1,02% Pb. In der Beize befanden sich 253 g Cl/l, im gesäuerten Wasser 3,94 g Cl/l und 0,321 g Zn/l. Im Flußmittel wurden 164 g Cl/l, 54 g Zn/l und ein NH<sub>4</sub>-Gehalt von 29,5 g/l ermittelt. Die Dicke der hergestellten Zinküberzüge wurde an einigen Proben coulometrisch durch örtliches anodisches Ablösen nach DIN 50932 (Ausg. Juni 1971) ermittelt. Dabei ergab sich bei den Bauteilproben

eine Gesamtzinkschichtdicke von 130  $\mu\text{m}$  für die mit Flußmittel behandelten und von rd. 140 bis rd. 180  $\mu\text{m}$  für die von Hand mit  $\text{NH}_4\text{Cl}$  bestreuten Proben. Die Kerbschlagproben hatten 80 bis 100  $\mu\text{m}$  dicke Gesamtzinkschichten. Die ermittelten Dickenunterschiede sind dabei offensichtlich durch die unterschiedliche Vor- und Nachbehandlung zu erklären.

#### Ergebnisse von Zug- und Kerbschlagversuchen an unverzinkten und verzinkten Proben

Die Ergebnisse der Zugversuche sind in den Bildern 2 und 3, jeweils als Mittel und aus zwei Proben, dargestellt. Sie veranschaulichen den folgenden Vergleich der Festigkeits- und der Verformungseigenschaften für die verschiedenen Behandlungszustände:

Selbst ohne Vorverformung erhöht das Verzinken merklich die Streckgrenze und vermindert etwas die Bruchdehnung. Der durch die Erhöhung des Streckgrenzenverhältnisses angezeigte Verminderung des Verfestigungsvermögens entspricht dabei auch eine Verringerung der aus der Näherungsbeziehung  $\delta_g = 2 \delta_{10} - \delta_5$  ermittelten Gleichmaßdehnung. Diese Ergebnisse sind nur durch eine selbst im nicht vorverformten Zustand wirksame geringfügige Alterung des Stahles beim Verzinken zu erklären.

Stärker wirkt das Verzinken erwartungsgemäß bei den um 10% vorgereckten Proben. Hier wurden die Auswirkungen längerer ( $1/2$  h) Anlaßbehandlungen bei 250 und 450°C sowie die einer kurzzeitigen Beeinflussung beim Verzinken vergleichend untersucht. Dabei ergab sich, daß die ausgeprägteste Alterungserscheinung durchweg (mit Ausnahme des 6 mm dicken Bleches aus RSt 37-2) nach einer

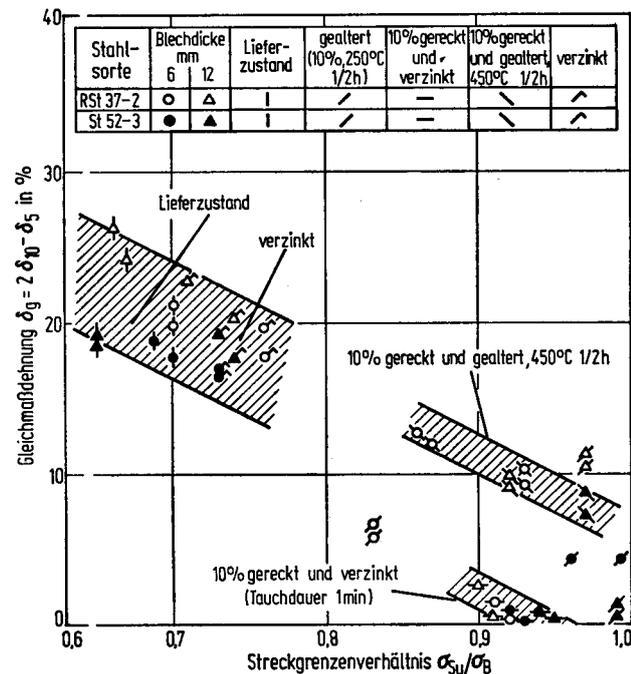


Bild 4. Zusammenhang zwischen dem Streckgrenzenverhältnis und der Gleichmaßdehnung für die verschiedenen Behandlungszustände  
Figure 4. Relationship between ratio of yield strength to ultimate tensile strength and the uniform elongation for the different treatment conditions

üblichen künstlichen Reckalterung ( $250^\circ\text{C } 1/2$  h) mit dann sehr hohen Werten für das Streckgrenzenverhältnis vorliegt. Der sich in den Streckgrenzenwerten und im Streckgrenzenverhältnis ausprägende Alterungseffekt ist dagegen nach einer Alterung bei  $450^\circ\text{C } 1/2$  h und nach dem Ver-

zinken vorverformter Proben nur geringfügig unterschiedlich.

Ähnlich ausgeprägt ist auch der Einfluß des Behandlungszustandes auf die Bruchverformungswerte. Hier ist die Bruchdehnung im verzinkten Zustand nach einer Vorverformung am stärksten vermindert, wobei sich diese Verminderung, wie Bild 3 zeigt, aus entsprechenden gleichlaufenden Einflüssen von der Gleichmaßdehnung und der Brucheinschnürung her zusammensetzt. Dabei ist der Einfluß auf die aus der Näherungsbeziehung  $\delta_g = 2 \delta_{10} - \delta_5$  an langen Proportionalstäben nach DIN 50125 (Ausg. April 1951) ermittelte Gleichmaßdehnung auffällig groß. Eine Unterscheidung der Einflüsse der verschiedenen Behandlungszustände auf die Bruchverformungswerte wird erleichtert durch eine Darstellung der Gleichmaßdehnung in Abhängigkeit vom Streckgrenzenverhältnis ( $\sigma_{Su}/\sigma_B$ ) (Bild 4). Da  $\sigma_{Su}/\sigma_B$  das Verfestigungsvermögen des Werkstoffes kennzeichnet, und dieses wiederum die mögliche Verformung bis zur plastischen Instabilität und damit die Gleichmaßdehnung bestimmt, kann auch zwischen  $\delta_g$  und  $\sigma_{Su}/\sigma_B$  ein Zusammenhang erwartet werden, was durch die Auftragung in Bild 4 bestätigt wird. Die folgenden Behandlungszustände sind dabei zu unterscheiden:

Der Lieferzustand einschließlich der ohne Vorverformung verzinkten Proben.

Der Zustand nach 10%iger Vorverformung und Anlassen auf  $450^\circ\text{C } 1/2$  h.

Der nach 10%iger Vorverformung an verzinkten Proben vorliegende Zustand.

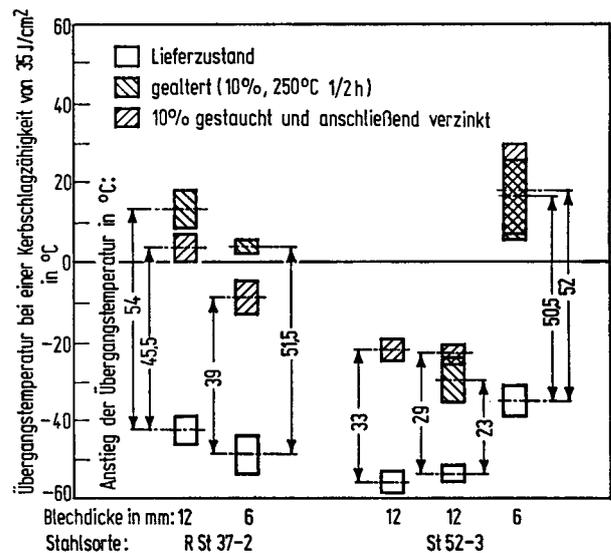


Bild 5. Einfluß des Behandlungszustandes auf die Übergangstemperatur der Kerbschlagzähigkeit (ISO-Spitzkerbproben, längs; jeweils drei Probenreihen vom Rand und aus der Mitte des Bleches). Bei Proben aus 6 mm dicken Blechen wurde auf 10 mm Dicke umgerechnet<sup>11) 12)</sup>.

Figure 5. Effect of the treatment condition on the transition temperature of the notch toughness (ISO V-notch specimens, longitudinal; three series of specimens each from the rim and from the center of the plate). With 6 mm thick plates a conversion to a thickness of 10 mm was made<sup>11) 12)</sup>.

Die nach einer üblichen Reckalterung ( $250^\circ\text{C } 1/2$  h) ermittelten Werte lassen dagegen eine geschlossene Gruppierung nicht erkennen. Die auf  $450^\circ\text{C}$  angelassenen Proben zeigen somit bei hohen Werten für das Streckgrenzenverhältnis auch verhältnismäßig hohe  $\delta_g$ -Werte (um 10%), während

\*)  $\sigma_{Su}$  untere Streckgrenze; bei nicht ausgeprägter Streckgrenze  $\sigma_{0.1}$ .

die nach dem Vorrecken verzinkten Stäbe bei einem vergleichbaren  $\sigma_{Su}/\sigma_B$ -Bereich nur eine Gleichmaßdehnung von ungefähr 1% erreichen. Darin kommt das durch die längere Anlaßwirkung ( $450^\circ\text{C } 1/2 \text{ h}$ ) offenbar günstiger beeinflusste Verformungsvermögen im Vergleich zur kurzzeitig wirksamen Anlaßwirkung beim Verzinken zum Ausdruck.

Die Ergebnisse der Kerbschlagversuche sind in *Bild 5* dargestellt. Für diese Versuche wurden Proben im Lieferzustand, im nach üblichem Vorgehen künstlich gealterten (10% gestaucht,  $250^\circ\text{C } 1/2 \text{ h}$ ) sowie im verzinkten Zustand nach 10%iger Vorverformung berücksichtigt. Die Ergebnisse können wie folgt zusammengefaßt werden.

Die ermittelten Übergangstemperaturen für eine Kerbschlagzähigkeit von  $35 \text{ J/cm}^2$  liegen auch bei den Blechen aus RSt 37-2 im Lieferzustand sehr tief. Als Grund kann

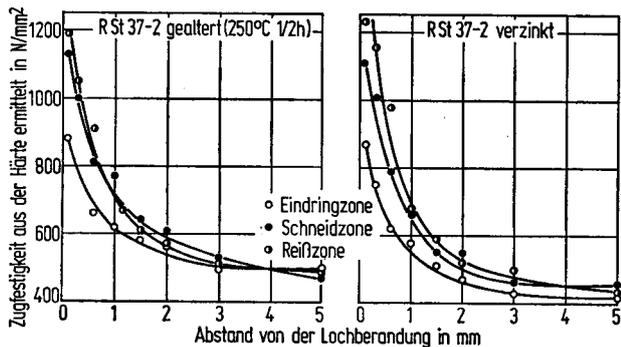


Bild 6. Zugfestigkeitsanstieg in der Berandung eines gestanzten Loches nach Alterung und nach dem Verzinken

Figure 6. Increase of ultimate tensile strength at the rim of a punched hole after aging and after galvanizing

die für alle untersuchten Stähle mit im Mittel  $\leq 20 \mu\text{m}$  durchweg geringe Korngröße vermutet werden. Die Erhöhung der Übergangstemperaturen durch künstliches Altern ( $250^\circ\text{C } 1/2 \text{ h}$ ) oder durch Verzinken nach Vorver-

Die Doppelungen verhindern beim Kerbschlagversuch den Aufbau von Spannungszuständen hoher Mehrachsigkeit und führen dabei erwartungsgemäß zu den beobachteten niedrigen Werten für die Übergangstemperatur.

Die unterschiedlichen Anlaßwirkungen ( $250^\circ\text{C } 1/2 \text{ h}$  oder Verzinken) haben Übergangstemperaturen zur Folge, deren Reihenfolge zwar uneinheitlich, die hinsichtlich ihrer Höhe aber nur wenig voneinander verschieden sind. Die Unterschiede werden dabei teilweise von den Streuungen durch die Entnahme der Proben aus verschiedenen Bereichen der Bleche verdeckt.

Insgesamt kann davon ausgegangen werden, daß durch das Verzinken der Proben nach einer Vorverformung (10%) im Mittel keine wesentliche Verschiebung der die Sprödbrechgefährdung kennzeichnenden Übergangstemperaturen bewirkt wird, wenn man die nach einer üblichen Reckalterungsbehandlung vorliegenden Werte als Bezugswerte zugrunde legt. Dieses Ergebnis wird auch nach der heute allgemein anerkannten Vorstellung über das Eintreten eines Spaltbruches erwartet, nach der Höhe und Temperaturabhängigkeit von Fließgrenze und Spaltbruchspannung die entscheidenden Einflußgrößen sind<sup>13) 14)</sup>. Die Fließgrenze wird, wie die Untersuchungen ergeben haben (*Bild 2*), durch das Verzinken nicht wesentlich gegenüber dem künstlich gealterten Zustand verändert; hinsichtlich der Spaltbruchspannung ist ebenfalls keine nennenswerte Abweichung zu erwarten.

#### Kaltverfestigung im Bereich gestanzter Löcher

Von entscheidendem Einfluß besonders auf die Sprödbrechbarkeit von Teilen mit gestanzten Löchern ist der Werkstoffzustand an der durch das Stanzen stark kaltverfestigten Lochberandung. Durch ein nach dem Stanzen durchgeführtes Verzinken kann dieser Bereich in seinen mechanischen Eigenschaften und seiner räumlichen Ausdehnung zusätzlich beeinflusst werden.

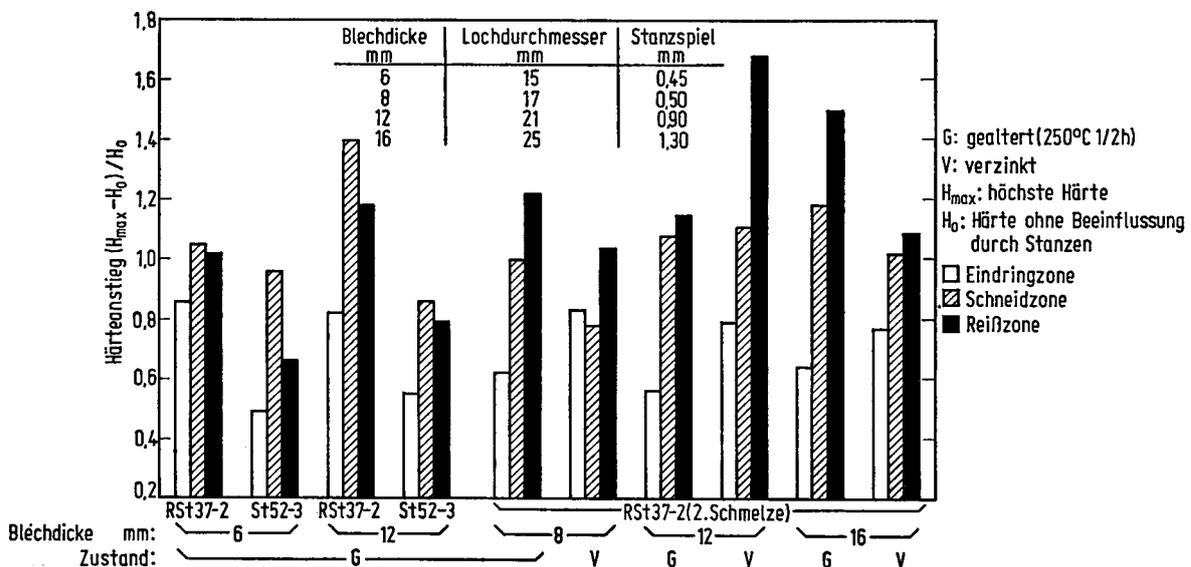


Bild 7. Härteanstieg in der Berandung gestanzter Löcher für die in *Tafel 1* angegebenen Werkstoffe sowie zusätzliche Proben aus RSt 37-2 (2. Schmelze); Mittelwerte für 0,1 bis 0,6 mm Entfernung vom Lochrand

Figure 7. Increase of hardness at the rim of punched holes for materials listed in *Table 1* and additional specimens of RSt 37-2 (2nd heat); mean values for 0.1 to 0.6 mm distance from the hole rim

formung beträgt  $39$  bis  $54^\circ\text{C}$ ; lediglich bei den beiden  $12 \text{ mm}$  dicken Blechen aus St 52-3 ist dieser Unterschied mit  $23$  bis  $33^\circ\text{C}$  ungewöhnlich gering. Dabei ist bei diesem offensichtlichen Ausnahmefall auf den hier ungewöhnlich hohen Anteil an Doppelungen in den Proben hinzuweisen.

Die nach der inhomogenen Kaltverfestigung beim Stanzen und einer anschließenden Anlaßwirkung vorliegende Verfestigung wurde durch Härtemessungen nach Ausdehnung und Ausmaß erfaßt. Ähnlich wie in anderen Arbeiten<sup>15) 16)</sup> ist die Härteverteilung an Proben mit Dicken von

6, 8, 12 und 16 mm aus den in *Tafel 1* aufgeführten Werkstoffen sowie aus einem weiteren Stahl RSt 37-2 im gestanzten und anschließend gealterten oder verzinkten Zustand ermittelt worden. Die Härte (HV 1) wurde dabei durch Eindrücke in Abständen von 0,1, 0,3, 0,6, 1,0, 1,5, 2,0, 3,0 und 5,0 mm von der Lochberandung aus geprüft,

mechanismus an der Lochberandung im Bereich der zu erwartenden Umgebungstemperaturen liegt. Als wichtigste Einflußgröße wurde dabei die Erzeugnisdicke erkannt, durch die die Mehrachsichtigkeit des Spannungszustandes vor der Spitze vorkritisch bei ansteigender Belastung in der Lochberandung entstehender Schubrisse beeinflusst wird.

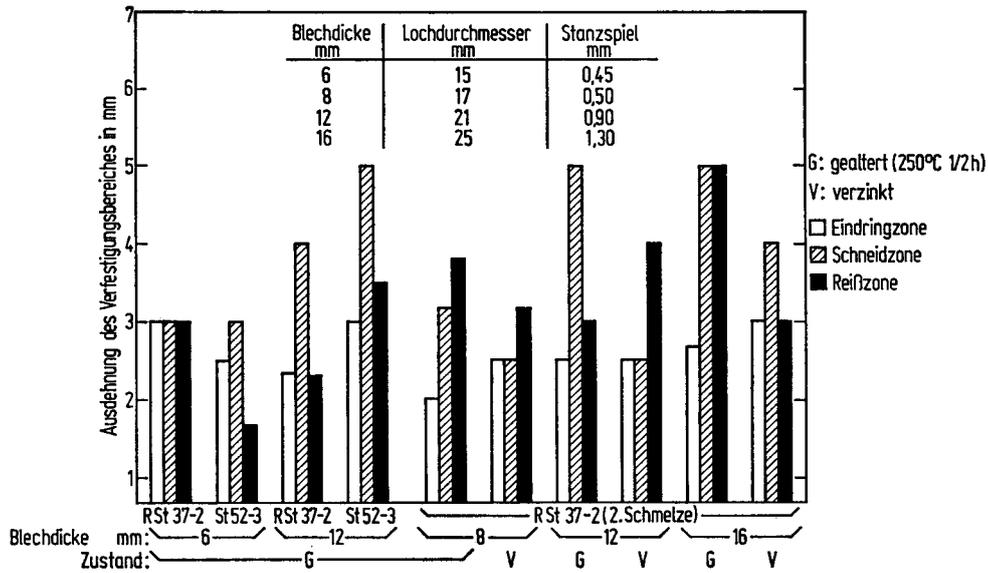


Bild 8. Ausdehnung des Verfestigungsbereiches in der Berandung gestanzter Löcher für die in *Tafel 1* angegebenen Werkstoffe sowie zusätzliche Proben aus RSt 37-2 (2. Schmelze)  
 Figure 8. Extension of the hardening range at the rim of punched holes for the materials listed in *Table 1* and additional specimens of RSt 37-2 (2nd heat)

und zwar getrennt in der Eindringzone, der Schneidzone und der Reißzone der gestanzten Löcher (*Bild 6*). Danach liegt auch parallel zu einer Mantellinie der Lochberandung keine homogene Verfestigung vor, denn die Härte hat in den erwähnten drei Zonen unterschiedliche Höchstwerte. In *Bild 7* ist das Verhältnis der vorliegenden höchsten Härtesteigerung zur Grundhärte für Eindring-, Schneid- und Reißzone jeweils für den Bereich mit einem Abstand von 0,1 bis 0,6 mm, von der Lochberandung aus gemittelt, dargestellt. Über die Ausdehnung des Kaltverfestigungsbereiches gibt *Bild 8* Auskunft; sie beträgt bei den 6 mm dicken Proben rd. 3 mm von der Lochkante aus, wird mit zunehmender Dicke des Bleches erwartungsgemäß größer und erreicht bei den 12 und 16 mm dicken gealterten Proben einen Wert von rd. 5 mm. Ein Verzinken nach dem Stanzen hat danach keinen Einfluß auf den grundsätzlichen Verlauf der Verfestigung (*Bild 6*). Ein einheitliches Abweichen der höchsten wie auch der mittleren Verfestigung sowie der Ausdehnung des Verfestigungsbereiches bei verzinkten Proben von den bei künstlich gealterten Proben vorliegenden Werten ist ebenfalls nicht erkennbar (*Bilder 7 und 8*).

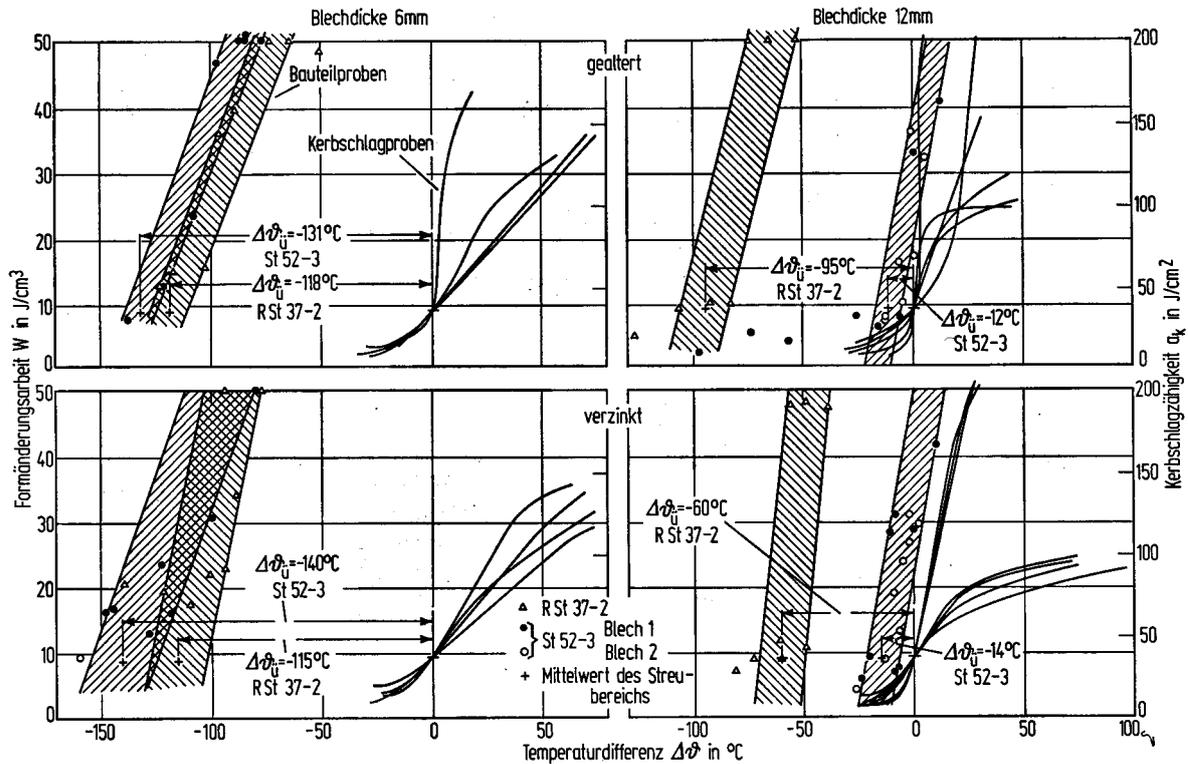
Offensichtlich unterschiedlich ist jedoch für den Stahl St 52-3 im Vergleich zu RSt 37-2 die Höhe der beim Stanzen auch nach dem Altern oder Verzinken erreichten Verfestigung. Die Werte für  $(H_{\max} - H_0)/H_0$  sind bei St 52-3 wegen des geringeren Verfestigungsvermögens (höheres Streckgrenzenverhältnis) allgemein geringer (*Bild 7*).

#### Sprödbbruchverhalten von verzinkten Bauteilproben mit gestanzten Löchern

Wie bereits beschrieben<sup>13</sup>, liegt ein ausgeprägter Übergang vom zähen zum spröden Bruch innerhalb eines verhältnismäßig engen Temperaturbandes vor, das für Bauteile mit gestanzten Löchern nach einer künstlichen Alterung (250 °C 1/2 h) aufgrund des besonderen Störstellen-

Die dabei angestrebte zumindest näherungsweise Beschreibung der Sprödbuchtsicherheit beruht auf der „Methode des Vergleiches der Temperaturen des zäh-spröden Überganges des Bruchverhaltens“<sup>17) bis 20)</sup>. Die Grundlagen und die erforderlichen Einschränkungen bei der Anwendung dieses auf der Ermittlung der Differenzen  $\Delta\vartheta_{\dot{u}} = \vartheta_{\dot{u}B} - \vartheta_{\dot{u}K}$  zwischen den Übergangstemperaturen  $\vartheta_{\dot{u}B}$  der Bauteilproben und den entsprechenden Temperaturen  $\vartheta_{\dot{u}K}$  der als Bezugsproben verwendeten werkstoffgleichen Kerbschlagproben beruhenden Verfahrens sind bereits aufgeführt<sup>13</sup>). Die vergleichende Anwendung dieses Verfahrens auf gealterte (250 °C 1/2 h) und verzinkte Proben soll Aufschlüsse auch über die Sprödbuchtsicherheit gestanzter Bauteile im feuerverzinkten Zustand geben.

Die Ergebnisse dieser und eines Teils früherer<sup>13</sup>) Versuchsreihen gehen aus *Bild 9* hervor. Die Kerbschlagzähigkeit-Temperatur-Kurven  $\alpha_k = f(\vartheta)$  der verwendeten Blechwerkstoffe sind dabei entlang der Temperaturachse in einen gemeinsamen Schnittpunkt bei  $\alpha_k = 35 \text{ J/cm}^2$  verschoben, der gleichzeitig Bezugspunkt für die bei den weiteren Betrachtungen verwendeten Temperaturdifferenzen  $\Delta\vartheta$  ist. Die an den gestanzten werkstoff- und behandlungsabhängigen Bauteilproben ermittelten ebenfalls temperaturabhängigen Werte für die spezifische Formänderungsarbeit  $W$  bis zum Bruch sind dann über den Differenzen  $\Delta\vartheta = \vartheta_B - \vartheta_{\dot{u}K}$  zwischen den Bauteil-Prüftemperaturen  $\vartheta_B$  und den zugehörigen Übergangstemperaturen  $\vartheta_{\dot{u}K}$  der Kerbschlagproben im jeweils gleichen Teilbild aufgetragen. Dabei wird der ausgeprägte Abfall der  $W$ -Werte von der Hoch- zur Tieflage innerhalb eines Temperaturbereiches  $< 25^\circ\text{C}$  sichtbar, der die Definition einer Übergangstemperatur  $\vartheta_{\dot{u}B}$  auch für die Bauteilproben bei  $W = 9 \text{ J/cm}^3$  in der Mitte des jeweiligen Bereiches rechtfertigt. Bei den 6 mm dicken Proben war ein Steilabfall zumeist nur im oberen  $W$ -Bereich ausgeprägt, während sich sehr kleine Werte für die Arbeitsaufnahme erst bei wesentlich tieferen



$\Delta\theta_u = \theta_{uB} - \theta_{uK}$   $\theta_{uB}$  Übergangstemperatur der Bauteilproben  $\theta_{uK}$  Übergangstemperatur der Kerbschlagproben

Bild 9. Differenzen der Übergangstemperaturen von Bauteilproben mit gestanzten Löchern und werkstoffgleichen Kerbschlagproben

Figure 9. Differences of the transition temperatures of structural elements with punched holes and notched-bar impact test specimens of equal material

Temperaturen einstellen. In diesen Fällen wurde  $\theta_{uB}$  aus einer Extrapolation entlang des Steilabfalls zu  $W = 9 \text{ J/cm}^3$  hin gewonnen. Die Darstellung in Bild 9 ermöglicht nun folgende Aussagen.

Die der Beurteilung zugrunde liegenden Differenzen  $\Delta\theta_u$  der Übergangstemperaturen sind bei den 6 mm dicken gestanzten Proben wesentlich größer als bei den 12 mm dicken Proben. Der Dickeneinfluß ist dabei, wie sich auch aus der gemeinsamen Auswertung aller Versuche bei Bauteildicken von 6, 8, 12 und 16 mm ergibt<sup>13)</sup>, bei dem hier vorliegenden Störstellenmechanismus (gestanzte Löcher) wesentlich ausgeprägter, als dem zum Beispiel von K. Rühl<sup>21)</sup> angegebenen Wert von  $1^\circ\text{C}$  für 1 mm Wanddicke entspricht. Er beträgt hier ungefähr  $6^\circ\text{C}$  je 1 mm Wanddicke<sup>13)</sup>.

Hinsichtlich des Einflusses des Verzinkens ist bei einem Vergleich mit dem gealterten Zustand ( $250^\circ\text{C}^{1/2} \text{ h}$ ) der gestanzten Bauteilproben das Ergebnis der Untersuchungen nicht ganz einheitlich. Für die Belange des Stahlbaus sind die festgestellten Unterschiede jedoch vermutlich vernachlässigbar, da sie deutlich hinter den Einfluß der Bauteildicke zurücktreten. So wurde bei einer Blechdicke von 6 mm kein signifikanter Einfluß des Verzinkens gefunden. Hingegen verringert sich die hier betrachtete Differenz der Übergangstemperaturen bei dem 12 mm dicken Blech aus RSt 37-2 von  $95^\circ\text{C}$  im gealterten auf  $60^\circ\text{C}$  im verzinkten Zustand. Somit ist hier also die Sprödbuchanfälligkeit der Bauteile durch das Verzinken um einen Betrag, der einer Verschiebung um  $35^\circ\text{C}$  entspricht, größer geworden.

Die auffällig geringe Temperaturdifferenz  $\Delta\theta_u$  und das dadurch gekennzeichnete scheinbar ungünstigere Sprödbuchverhalten der gealterten wie auch der verzinkten Bauteilproben aus den hier vorliegenden 12 mm dicken Blechen aus St 52-3 fällt aus dem allgemeinen Zusammenhang heraus. Dieser Werkstoff zeigt beim Kerbschlagversuch im gealterten und auch im verzinkten Zustand durch die oben

beschriebenen Doppelungen der Proben ungewöhnlich günstige  $\theta_{uK}$ -Werte (Bild 5), denen aber offensichtlich kein ähnlich günstiges Verhalten der Bauteilproben entspricht. Als Grund für dieses sicherlich nicht zu verallgemeinernde Verhalten kann der hohe Aluminiumgehalt der hier vorliegenden Schmelze, der zum großen Teil in

| Versuchsabschnitt | Zeichen | Stahlsorte | Behandlungszustand |
|-------------------|---------|------------|--------------------|
| I                 | x       | U St 37-1  | gealtert           |
|                   |         | U St 37-2  |                    |
|                   |         | R St 37-2  |                    |
|                   |         | St 37-3    |                    |
| II                | o       | R St 37-2  | gealtert           |
| III               | ▲       | R St 37-2  | gealtert           |
|                   |         | R St 37-2  | verzinkt           |
|                   |         | St 52-3    | gealtert           |
|                   |         | St 52-3    | verzinkt           |

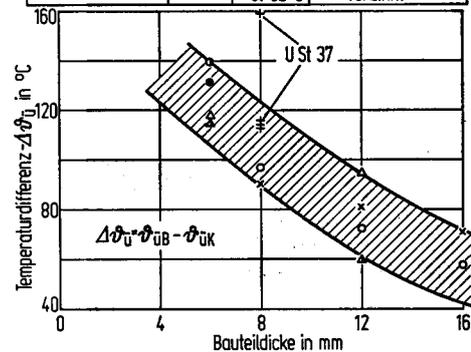


Bild 10. Einfluß der Bauteildicke auf die Differenz  $\Delta\theta_u$  zwischen der Übergangstemperatur von Bauteilen mit gestanzten Löchern bei  $W = 9 \text{ J/cm}^3$  und der von Kerbschlagproben bei  $a_k = 35 \text{ J/cm}^2$  [nach R. Helms, H.-D. Kühn und E. Martin<sup>13)</sup>]

Figure 10. Effect of the thickness of the structural element on the difference  $\Delta\theta_u$  between the transition temperature of structural elements with punched holes with  $W = 9 \text{ J/cm}^3$  and those of notched-bar impact test specimens with  $a_k = 35 \text{ J/cm}^2$  [as per R. Helms, H.-D. Kühn and E. Martin<sup>13)</sup>]

Form von  $\text{Al}_2\text{O}_3$ -Einschlüssen vorliegt, und besonders der hohe Anteil an sulfidischen Einschlüssen in ausgeprägter Zeilenform vermutet werden, der dem Bruch auch das dafür typische Aussehen gibt. Während aber die Einschlüsse im Kerbgrund der Kerbschlagproben so angeschnitten werden, daß es durch die beschriebenen Doppelungen zum Abbau der Mehrachsigkeit des wirksamen Spannungszustandes kommt, ist dieser Einfluß aufgrund der Umlenkung der Walzzeitigkeit beim Stanzen der Löcher in eine Richtung senkrecht zur Blechoberfläche bei den Bauteilproben offenbar nicht vorhanden.

Die festgestellte Abhängigkeit der Temperaturdifferenzen  $\Delta\theta_{\bar{u}}$  von der Bauteildicke<sup>13)</sup> (Bild 10) ist das für den Stahlbau wesentliche Ergebnis. Der die Ergebnisse eingrenzende Streubereich ist für einen Vergleich der Übergangstemperaturen bei  $a_k = 35 \text{ J/cm}^2$  und  $W = 9 \text{ J/cm}^3$  angegeben. Diese Darstellung ermöglicht es, bei Bauteilen der beschriebenen Art mit gestanzten Löchern die für die tiefste erwartete Betriebstemperatur und die erforderliche Blechdicke zu gewährleistende Übergangstemperatur werkstoffgleicher Kerbschlagproben anzugeben. Damit ist die Auswahl eines für eine ausreichende Sprödbruchsicherheit erforderlichen Stahles erleichtert. Die in Bild 10 dargestellte Abhängigkeit schließt den Stahl St 52-3 auf der Grundlage dargestellter Überlegungen<sup>13)</sup> grundsätzlich mit ein. Lediglich die Bleche mit einer Dicke von 12 mm aus der hier vorliegenden Schmelze mußten wegen der oben beschriebenen Besonderheiten des Einschlußgehaltes aus dieser Betrachtung ausgeschlossen werden.

Die bereits<sup>13)</sup> beschriebene multiple Regressionsanalyse ergab für die Übergangstemperatur der gestanzten Bauteilproben  $\theta_{\bar{u}B}$  einen Standardschätzfehler von  $\pm 15^\circ\text{C}$ . Die für die begrenzte Anzahl verzinkter Proben ermittelten Ergebnisse werden dabei durch den Streubereich miterfaßt. Danach kann das beschriebene Verfahren mit den durch den begrenzten Probenumfang bedingten Einschränkungen gleichermaßen für einen Vergleich der Übergangstemperaturen gestanzter und anschließend gealterter ( $250^\circ\text{C } 1/2 \text{ h}$ ) wie auch nach dem Stanzen verzinkter Bauteile einerseits mit den entsprechenden Übergangstemperaturen vorverformter (10%) und anschließend künstlich gealterter oder verzinkter Kerbschlagproben andererseits angewendet werden.

\* \* \*

Diese Arbeit wurde mit Mitteln aus dem Forschungsfonds des Vereins Deutscher Eisenhüttenleute gefördert, wofür auch an dieser Stelle gedankt sei.

Die Verfasser danken ferner dem Senator für Wirtschaft des Landes Berlin für die finanzielle Unterstützung dieser Arbeit.

Das Verzinken der Versuchswerkstoffe übernahm freundlicherweise die Firma Preussag Berliner Großverzinkerei KG.

Den an den Untersuchungen beteiligten Mitarbeitern der Bundesanstalt für Materialprüfung sei ebenfalls gedankt.

#### Zusammenfassung

Der Einfluß des nach üblichen Verfahren durchgeführten Feuerverzinkens auf die mechanischen Eigenschaften der Stähle RSt 37-2 und St 52-3 wurde, auch im Vergleich zu anderen Behandlungszuständen, untersucht. Dabei wurde eine merkliche Erhöhung des Streckgrenzenverhältnisses sowie eine technisch nicht bedeutungsvolle Minderung der Bruchverformungswerte bereits nach dem Verzinken nicht vorverformter Zugproben festgestellt.

Stärker sind die Einflüsse der genannten Behandlungen auf die Eigenschaften vorgereckter Proben. Hier kommt es zu einer durch die starke Erhöhung des Streckgrenzenverhältnisses gekennzeichneten Reckalterung, die bei  $1/2$ stündigem Anlassen bei  $250^\circ\text{C}$  am ausgeprägtesten ist. Sie wird bei gleich langem Anlassen bei  $450^\circ\text{C}$  und auch bei der nur kurzzeitigen Anlaßwirkung beim Verzinken aber durch Überaltern und/oder bereits wirksame Erholungsvorgänge wieder etwas gemildert.

Unterschiedlich ist die Auswirkung der Alterungsvorgänge auf die Bruchverformungswerte. Hier steht der Einfluß auf das Verfestigungsvermögen und damit auf die Gleichmaßdehnung im Vordergrund. Dabei hat offenbar die kurzzeitige Reckalterung im Zinkbad, ähnlich wie eine übliche Alterungsbehandlung ( $250^\circ\text{C } 1/2 \text{ h}$ ), den ausgeprägtesten Einfluß auf das Verfestigungsvermögen bei dann geringen Werten für die Gleichmaßdehnung, während sich die länger dauernde ( $1/2 \text{ h}$ ) Anlaßbehandlung bei  $450^\circ\text{C}$  in deutlich höheren Werten für die Gleichmaßdehnung auswirkt.

Entsprechend den Vorstellungen über den Einfluß der Fließgrenze und der Spaltbruchspannung auf den Übergang vom zähen zum spröden Bruch sind die Übergangstemperaturen verzinkter Kerbschlagproben innerhalb technischer Grenzen offenbar mit denen künstlich gealterter Proben vergleichbar, da auch die zugeordneten Fließgrenzen ungefähr gleich sind. Die Sprödbruchsicherheit von Teilen mit gestanzten Löchern wird durch ein Verfahren beschrieben, das sich aus den Differenzen zwischen den Übergangstemperaturen von Bauteilproben und denjenigen werkstoffgleicher Kerbschlagproben herleitet. Dabei ergibt sich, daß die Sprödbruchsicherheit verzinkter Proben innerhalb des Ergebnisbereiches vergleichend herangezogener künstlich gealterter Teile liegt. Damit kann selbst bei Störstellen dieser Art ein technisch bedeutungsvoller nachteiliger Einfluß des Feuerverzinkens auf die Sprödbruchsicherheit von Bauteilen nicht nachgewiesen werden, wenn man den sich ohnehin einstellenden reckgealterten Werkstoffzustand nach Ablauf längerer Nutzungszeit als Vergleich zugrunde legt.

#### Summary

The effect of hot-dip galvanizing after usual methods on the mechanical properties of steel RSt 37-2 and St 52-3 was investigated and compared with other treatment conditions. A marked increase of the ratio of yield strength to ultimate tensile strength and a technical unimportant decrease of the deformation at fracture already after the galvanizing of non-preformed tension-test specimens were ascertained.

The named treatments have stronger influence on the properties of prestrained specimens. In this case, strain aging occurs characterized by the heavy increase of the ratio of yield strength to ultimate tensile strength, which is most pronounced with  $1/2 \text{ h}$  tempering at  $250^\circ\text{C}$ . However, it is somewhat reduced again with tempering of equal duration at  $450^\circ\text{C}$  and also with the short-time tempering effect during galvanizing by overaging and/or already effective recovery processes.

The effect of the aging processes on the deformation at fracture is different. In this case, the influence on the work-hardening properties and consequently on the uniform elongation is of primary importance. The short-time strain aging in the zinc bath similar to the usual aging treatment ( $250^\circ\text{C } 1/2 \text{ h}$ ) exerts the most pronounced influence on the work-hardening properties with low values of the uniform elongation, whereas the longer tempering treatment ( $1/2 \text{ h}$ )

at 450°C entails marked higher values of uniform elongation.

According to the ideas of the effect of the yield point and the cleavage strength on the transition from ductile to brittle fracture, the transition temperatures of galvanized notched-bar impact test specimens are apparently similar within technical limits to those of artificially aged specimens, since the associated yield points are also approximately equal. The safety against brittle fracture of parts with punched holes is described by a method based on the differences between the transition temperatures of structural elements and those of notched-bar impact test specimens. The result is that the safety against brittle fracture of galvanized specimens is within the range of the results of artificially aged parts used as comparison. Therefore, even with defects of this type, a technical important disadvantageous effect of hot-dip galvanizing on the safety against brittle fracture cannot be proved, if the strain-aged condition of the material after a longer service time appearing anyway is taken as comparison.

#### Schrifttum

- 1) Rädeker, W.: Stahl u. Eisen 82 (1962) S. 1520/27.
- 2) Wiegand, H., u. F. Nieth: Stahl u. Eisen 84 (1964) S. 82/88.
- 3) Wiegand, H., u. F. Nieth: Draht 21 (1970) S. 767/70.
- 4) Horstmann, D.: Stahl u. Eisen 91 (1971) S. 125/29.
- 5) Funke, P., u. Ch. Pavlidis: Stahl u. Eisen 92 (1972) S. 867/73.
- 6) Aubell, R., M. A. Ghoniem u. K. Löhberg: Metall 26 (1972) S. 898/901.
- 7) Merkblätter über sachgemäße Stahlverwendung. Nr. 400. Hrsg. von der Beratungsstelle für Stahlverwendung. Düsseldorf 1966.
- 8) Horstmann, D.: Stahl u. Eisen 90 (1970) S. 571/79.
- 9) Wiester, H.-J., W. Dahl u. H. Hengstenberg: Stahl u. Eisen 82 (1962) S. 1176/86.
- 10) Hengstenberg, H., u. W. Jäniche: Stahl u. Eisen 73 (1953) S. 828/38.
- 11) Rädeker, W.: Mater.-Prüf. 5 (1963) S. 377/84.
- 12) Funke jr., P., u. H.-J. Bresse: Blech 14 (1967) S. 226/32.
- 13) Helms, R., H.-D. Kühn u. E. Martin: Arch. Eisenhüttenwes. 44 (1973) S. 917/26.
- 14) Aurich, D.: To the problem of the ductile-cleavage transition of fracture. In: 3. Internationale Tagung über den Bruch, München, 8. bis 13. April 1973. T. 4. Hrsg. vom Verein Deutscher Eisenhüttenleute. Düsseldorf 1973. Ber. III-322. 5 S.
- 15) Stromberger, C., u. Th. Thomsen: Werkstatt u. Betr. 98 (1965) S. 739/47.
- 16) Thomsen, Th.: Glatte Lochwände beim Lochen von Grobblechen. Darmstadt 1966. (Dr.-Ing.-Diss. Techn. Hochsch. Darmstadt.)
- 17) Rühl, K.: Die Sprödbruchsicherheit von Stahlkonstruktionen. Düsseldorf 1959. Siehe bes. S. 66/73.
- 18) Rühl, K.: VDI-Z. 104 (1962) S. 1389/93.
- 19) Rühl, K.: In: Moderne Unfallverhütung Nr. 6, 1962, S. 100/09.
- 20) Rühl, K.: Mater.-Prüf. 8 (1966) S. 8/18.
- 21) Rühl, K.: Schweißen u. Schneiden 10 (1958) S. 39/44.