

rd. 1% Sn, 0,7% Pb, 0,15% Al, 0,2% Ti oder 0,5% Cu wurden im Hinblick auf ihr Korrosionsverhalten untersucht.

Der Feuchtigkeitsversuch nach DIN 50017 ergab keine verwertbaren Aufschlüsse.

## Der Einfluß der Arbeitsweise beim Feuerverzinken von allgemeinen Baustählen auf die Dicke und den Gefügebau des Zinküberzuges

Von Dietrich Horstmann in Düsseldorf

Mitteilung aus dem Max-Planck-Institut für Eisenforschung, Abhandlung 1197

[Bericht Nr. 58 des Gemeinschaftsausschusses Verzinken e. V.]

*Der Angriff von Zink auf allgemeine Baustähle. Das Wachstum der Eisen-Zink-Legierungsschichten bei verschiedenen Temperaturen. Der Einfluß von Ausziehgeschwindigkeit, Temperatur und Oberflächenrauheit des Stahles auf die Menge der mitgerissenen Zinkschmelze. Das Nachwachsen der Legierungsschichten beim Abkühlen nach dem Verzinken. Das Gefüge von Zinküberzügen. Bildung von Hartzink durch die Reaktion des Stahles mit dem Flußmittel und der Zinkschmelze beim Trocken- und Naßverzinken.*

*Effect of the practice used in hot-dip galvanizing structural steels of general use on the thickness and structure of the zinc coat. Attack of zinc on general structural steels. Growth of the iron-zinc-alloy layers at different temperatures. Effect of withdrawal speed, temperature and surface roughness of the steel on the amount of zinc drift. Growing again of the alloy layers during cooling after zinc-coating. Structure of zinc coats. Formation of zinc dross by the reaction of the steel with the fluxing agent and the zinc melt during dry and wet galvanizing.*

*Influence du mode de galvanisation au trempé d'aciers de construction courants sur l'épaisseur et la structure du revêtement de zinc. Attaque du zinc sur les aciers de construction courants. Croissance de couches fer-zinc à diverses températures. Influence de la vitesse d'extraction, de la température et de la rugosité superficielle de l'acier sur la quantité de zinc entraîné. Croissance des couches d'alliage lors du refroidissement après zingage. Structure des revêtements de zinc, formation d'une couche dure par réaction de l'acier sur le flux et le bain de zinc lors de la galvanisation à sec et humide.*

Beim Feuerverzinken von Konstruktionsteilen treten gelegentlich Schwierigkeiten auf, die dadurch bedingt sind, daß die verschiedenen Baustähle mit der Zinkschmelze unterschiedlich reagieren. Während sich Bauteile aus unberuhigten Stählen mit niedrigem Kohlenstoffgehalt im allgemeinen leicht verzinken lassen, ist es meistens schwieriger, auch auf solchen Teilen einen guten Zinküberzug herzustellen, die aus mit Silizium beruhigten Stählen höherer Zugfestigkeit gefertigt sind. Viele Beispiele zeigen jedoch, daß es grundsätzlich möglich ist, auch Stähle dieser Art einwandfrei zu verzinken. Um in allen Fällen ein gutes Verzinkungsergebnis zu erzielen, ist es allerdings nötig, die Arbeitsweise dem jeweiligen Stahl anzupassen. Trotz mehrerer Untersuchungen<sup>1) bis 8)</sup> sind die Bedingungen, die das Wachstum der Eisen-Zink-Legierungsschichten und die Bildung der Zink-

schicht bestimmen, noch nicht genügend bekannt. Daher erschien es zweckmäßig, die hier vorliegenden Verhältnisse weiter aufzuklären. Dabei sollte versucht werden, die neu gewonnenen Erkenntnisse mit älteren Ergebnissen über die Reaktionen zwischen Zweistofflegierungen des Eisens mit flüssigem Zink<sup>9) bis 20)</sup> zu koppeln, um auf diese Weise ein möglichst umfassendes Bild zu gewinnen.

<sup>1)</sup> Barmack, B. J.: In: 6. Intern. Conf. on Hot Dip Galvanizing at Interlaken 1961. London 1962. S. 27/32.

<sup>2)</sup> Mantle, E. C.: wie <sup>1)</sup>; s. bes. S. 33/45.

<sup>3)</sup> The Swedish State Power Board, Västerås Kraftwerk; nach Rundschreiben des Gemeinschaftsausschusses Verzinken Nr. IV vom 29. Dezember 1961.

<sup>4)</sup> Stricker, F., u. D. Horstmann: Stahl u. Eisen 83 (1963) S. 1640/46.

<sup>5)</sup> Horstmann, D., u. F. Stricker: In: 7. Intern. Conf. on Hot Dip Galvanizing at Paris 1964. London 1967. S. 129/45.

<sup>6)</sup> Horstmann, D.: Stahl u. Eisen 73 (1953) S. 659/65.

<sup>7)</sup> Horstmann, D.: Arch. Eisenhüttenwes. 25 (1954) S. 215/19.

<sup>8)</sup> Horstmann, D.: Arch. Eisenhüttenwes. 25 (1954) S. 527/33.

<sup>9)</sup> Wiester, H.-J., u. D. Horstmann: Arch. Eisenhüttenwes. 26 (1955) S. 199/204.

<sup>10)</sup> Horstmann, D.: Arch. Eisenhüttenwes. 26 (1955) S. 577/81.

<sup>11)</sup> Horstmann, D.: Arch. Eisenhüttenwes. 27 (1956) S. 85/93.

<sup>12)</sup> Horstmann, D.: Arch. Eisenhüttenwes. 27 (1956) S. 161/63.

<sup>13)</sup> Horstmann, D.: Arch. Eisenhüttenwes. 27 (1956) S. 231/33.

<sup>14)</sup> Horstmann, D.: Arch. Eisenhüttenwes. 29 (1958) S. 463/66.

<sup>15)</sup> Horstmann, D.: Arch. Eisenhüttenwes. 29 (1958) S. 731/35.

<sup>16)</sup> Horstmann, D.: Arch. Eisenhüttenwes. 31 (1960) S. 405/10.

<sup>17)</sup> Horstmann, D.: Stahl u. Eisen 80 (1960) S. 1531/40.

<sup>1)</sup> Hall, W. L., u. P. N. Fagg: In: Intern. Conf. on Hot Dip Galvanizing at Copenhagen 1950. Oxford 1951. S. 14/19.

<sup>2)</sup> Frieli, I.: In: 4. Intern. Conf. on Hot Dip Galvanizing at Milan 1956. London 1957. S. 121/32.

<sup>3)</sup> Gerber, W., R. Gloor u. H. Oertli: In: 5. Intern. Conf. on Hot Dip Galvanizing in Holland and Belgium 1958. London 1959. S. 264/70.

### Versuchsdurchführung

Für die Versuche wurden 165 bis 258 mm breite und 2,8 mm dicke warmgewalzte Blechstreifen aus sieben in DIN 17100 angegebenen Baustählen verwendet, und zwar Streifen aus U St 33, MU St 34, TU St 37, MU St 42, MR St 37, MR St 42 und MRR St 52. Um zu sehen, wie sich Stähle mit höheren Kohlenstoffgehalten beim Verzinken verhalten, wurde ein Stahl der Güte C 67 nach DIN 17222 mit in diese Untersuchungen einbezogen. Die chemische Zusammensetzung dieser Stähle ist in *Tafel 1* zusammengestellt.

Tafel 1. Chemische Zusammensetzung der für die Untersuchungen verwendeten Stähle

Stahl	Chemische Zusammensetzung									
	% C	% Si	% Mn	% P	% S	% N <sub>2</sub>	% Al	% Cu	% Cr	% Ni
U St 33 . . . .	0,06	0,006	0,40	0,013	0,020	0,004	0,004	0,07	0,06	0,04
MU St 34 . . . .	0,06	0,002	0,35	0,014	0,023	0,003	0,003	0,05	0,02	0,01
TU St 37 . . . .	0,10	0,005	0,40	0,049	0,040	0,009	0,007	0,03	0,03	0,02
MU St 42 . . . .	0,18	0,005	0,40	0,016	0,011	0,002	0,001	0,06	0,03	0,02
MR St 37 . . . .	0,12	0,22	0,37	0,019	0,020	0,005	0,014	0,07	0,06	0,02
MR St 42 . . . .	0,14	0,25	0,48	0,022	0,031	0,005	0,020	0,07	0,06	0,03
MRR St 52 . . . .	0,17	0,35	1,42	0,020	0,013	0,005	0,032	0,06	0,03	0,03
C 67 . . . . .	0,68	0,28	0,73	0,032	0,013	0,005	0,008	0,04	0,06	0,02

Man sieht, daß alle Stähle den in den Normen geforderten Bedingungen entsprechen.

Aus diesen Blechstreifen wurden 350 mm lange Proben geschnitten, die in zwei Werken bei drei verschiedenen Temperaturen nach dem Trocken- und Naßverzinkungsverfahren verzinkt wurden. Diese Temperaturen lagen beim Trockenverzinken bei 426, 448 und 470 °C und beim Naßverzinken bei 430, 452 und 472 °C mit Abweichungen von ±3 °C. Die chemische Zusammensetzung beider Zinkbäder war annähernd gleich; das beim Trockenverzinken verwendete Bad enthielt 0,03% Fe, 1,15% Pb, 0,07% Sn, 0,01% Cu und weniger als 0,01% Al, das beim Naßverzinken verwendete 0,015% Fe, 1,14% Pb, 0,11% Sn, 0,01% Cu und weniger als 0,01% Al. Beide Bäder waren also an Eisen und Blei gesättigt, und der Aluminiumgehalt reichte nicht aus, die Bildung und das Wachstum der Eisen-Zink-Legierungsschichten zu hemmen<sup>21)</sup> <sup>22)</sup>. Bei jeder der angegebenen Temperaturen wurden Versuchsreihen durchgeführt, bei denen die Tauchdauer der Proben im Zinkbad und die Ausziehgeschwindigkeit verändert wurden. Die Tauchdauer lag zwischen 2 und 20 min, die Ausziehgeschwindigkeiten betrugen 0,75, 1,5, 3 und 6 m/min. Bei jedem Einzelversuch wurden acht Proben gleichzeitig in das Zinkbad eingetaucht, und zwar von jeder Stahlsorte je eine. Einige Parallelproben wurden nach dem Beizen mit Wasser und Alkohol abgespült, getrocknet, gewogen und dann verzinkt, um an ihnen den Eisenverlust bestimmen zu können. Von den verzinkten Proben wurden Schiffe hergestellt, die mit einer Lösung von 5 Tropfen konzentrierter Salpetersäure in 50 ml Amylalkohol geätzt wurden<sup>23)</sup>.

### Der Eisenverlust

Der zeitliche Ablauf der Reaktion zwischen Zinkschmelzen und verschiedenen Stählen, der die Dicke und den Gefügebau entscheidend bestimmt, kann am einfachsten an Hand der Zunahme des Eisenverlustes mit der Zeit verfolgt werden. Wie die *Bilder 1a und b* zeigen, in denen als Beispiel der zeitliche Verlauf des Eisenverlustes für vier verschiedene Stähle wiedergegeben ist, nimmt der Eisenverlust bei den einzelnen Stählen verschieden schnell zu. Bei den unberuhigten Stählen U St 33, MU St 34, TU St 37 und MU St 42 und auch noch bei den beiden beruhigten Stählen MR St 37 und MR St 42 liegen die Meßpunkte bei allen

Temperaturen bis zu 472 °C auf parabelförmigen Kurven. Bei dem beruhigten Stahl mit einer höheren Zugfestigkeit MRR St 52 erfolgt die Zunahme des Eisenverlustes bei tieferen Temperaturen ebenfalls nach diesem parabelförmig mit der Zeit abklingenden Gesetz, bei mittleren und höheren Temperaturen nimmt der Eisenverlust dagegen geradlinig mit der Zeit zu. Bei dem Stahl mit dem höheren Kohlenstoffgehalt C 67 schließlich erfolgt der Angriff des Zinks bei allen Temperaturen nach dem geradlinig mit der Zeit fortschreitenden Gesetz. Die Anfangspunkte aller Kurven fallen nicht

mit dem Koordinatenursprung zusammen, sondern schneiden die Ordinate bei sehr kleinen Eisenverlustwerten, was darauf zurückzuführen ist, daß durch die Reaktion der Stähle mit dem Flußmittel eine wenn auch nur sehr geringe Menge Eisen abgelöst wird, die bei dieser Versuchsführung auf diese Weise mit erfaßt wird.

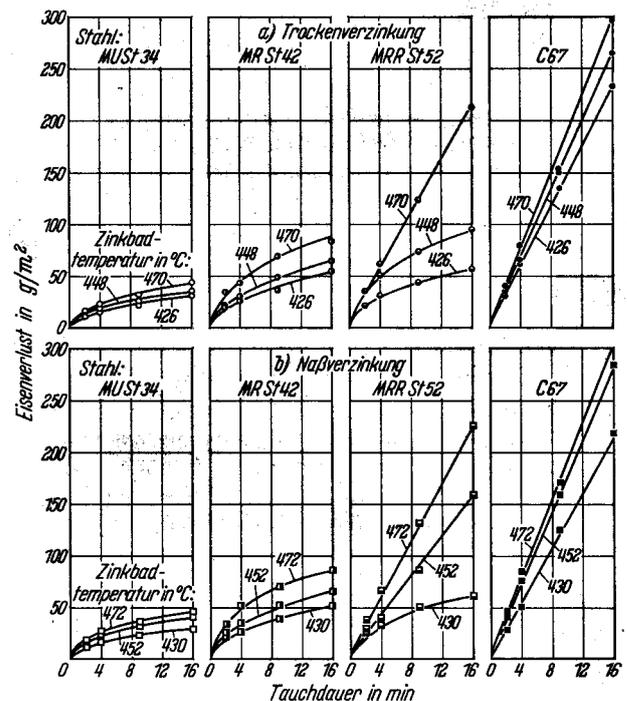


Bild 1. Einfluß der Tauchdauer und der Zinkbadtemperatur auf den Eisenverlust

Das Auftreten von verschiedenen Zeitgesetzen, nach denen der Angriff des Zinks abläuft, zeigt an, daß der Temperaturbereich des verstärkten Angriffs nach dem geradlinigen Zeitgesetz, der bei der Reaktion von reinem Eisen mit reinem Zink zwischen 495 und 515 °C auftritt, durch die Anwesenheit von Legierungselementen zu tieferen Temperaturen erweitert wird, was vor allem offensichtlich dann der Fall ist, wenn der Stahl gleichzeitig mehrere Legierungselemente, hauptsächlich Silizium und Kohlenstoff, enthält.

Der Einfluß der Temperatur und der Zusammensetzung der verschiedenen Stähle auf den Zinkangriff läßt sich an Hand von zeitunabhängigen Eisen-

<sup>21)</sup> Horstmann, D.: Arch. Eisenhüttenwes. 27 (1956) S. 297/302.

<sup>22)</sup> Horstmann, D.: Der Einfluß von Aluminium im Eisen und im Zinkbad auf den Zinkangriff. Köln u. Opladen 1962. Forschungsber. des Wirtschafts- und Verkehrsministeriums Nordrhein-Westfalen Nr. 620.

<sup>23)</sup> Rowland, D. H.: Trans. Amer. Soc. Metals 40 (1948) S. 983/1011.

verlustbeiwerten verfolgen, die sich entsprechend den Gleichungen

$$a = m^2 \cdot t \quad \text{und} \quad b = m \cdot t \quad (1 \text{ und } 2)$$

aus dem parabolförmigen und dem geradlinigen Zeitgesetz berechnen lassen. In diesen Gleichungen bedeuten  $a$  und  $b$  die entsprechenden Eisenverlustbeiwerte,  $m$  den Eisenverlust und  $t$  die Tauchdauer.

In Bild 2 sind diese Eisenverlustbeiwerte für den Angriff nach dem parabolischen Zeitgesetz in

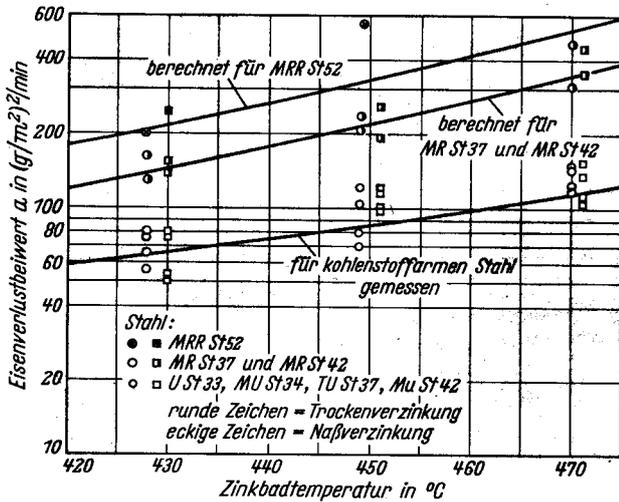


Bild 2. Einfluß der Zinkbadtemperatur auf die Beiwerte des Eisenverlustes für den Angriff nach dem parabolförmigen Zeitgesetz

einem logarithmischen Maßstab in Abhängigkeit von der Temperatur für die verschiedenen Stähle aufgetragen. Man sieht, daß alle für die unberuhigten Stähle errechneten Werte um eine Kurve streuen, die in einer älteren Arbeit<sup>9)</sup> für kohlenstoffarmen Stahl gemessen wurde. Die Werte für die beruhigten Stähle MR St 37, MR St 42 und MRR St 52 liegen entsprechend dem schnelleren Anstieg der Eisenverlust-Zeit-Kurven höher. Diese Befunde zeigen, daß sich die Legierungselemente im Stahl bei unberuhigten Stählen praktisch nicht auf die Stärke des Zinkangriffs auswirken, was darauf zurückzuführen sein dürfte, daß die Oberflächenschichten dieser Stähle infolge der stärkeren Seigerung beim Erstarren an den Legierungselementen verarmt sind. Bei beruhigten Stählen sind die Seigerungen dagegen nicht so stark ausgeprägt, so daß sich die Legierungselemente hier stärker auf den Zinkangriff auswirken können. Soweit bis jetzt bekannt ist, wird der Angriff durch im Eisen vorhandene Begleitelemente verstärkt.

Die Auswertung der für die beruhigten Stähle gefundenen Meßergebnisse zeigt, daß man bei diesen Stählen nur den Einfluß von Kohlenstoff, Silizium, Mangan und Phosphor berücksichtigen muß, da alle anderen Begleitelemente den Angriff nur unwesentlich verändern, wenn sie in den hier vorliegenden Gehalten vorhanden sind. Die verstärkende Wirkung der vier genannten Elemente auf den Zinkangriff ist in Bild 3 wiedergegeben. Bei gleichzeitiger Anwesenheit summiert sich ihr Einfluß, so daß es möglich ist, für die drei beruhigten Stähle MR St 37, MR St 42 und MRR St 52 die Größe des Zinkangriffs nach dem parabolischen Zeitgesetz zu berechnen. Wie es die in Bild 2 eingezeichneten Kurven zeigen, stimmen diese Berechnungen mit den gemessenen Werten gut überein. Nur der für den MRR St 52 bei 448 °C gemessene Eisenverlustbeiwert liegt deutlich höher, was bedeutet, daß sich bei diesem Stahl schon bei etwa 440 °C der Übergang zum Angriff nach dem geradlinigen Zeitgesetz durch einen verstärkten Angriff nach

dem parabolförmigen Zeitgesetz ankündigt. Aus dem Verlauf dieser Kurven ergibt sich für die Temperaturabhängigkeit des Zinkangriffs die Gleichung

$$a = A \cdot e^{-\frac{U}{RT}} \quad (3)$$

in der  $a$  den Eisenverlustbeiwert,  $A$  einen Häufigkeitswert,  $U$  die Aktivierungsenergie,  $R$  die allgemeine Gaskonstante und  $T$  die absolute Temperatur bedeuten. Die Werte  $A$  und  $U$  hängen von der Zusammensetzung des Stahles ab,

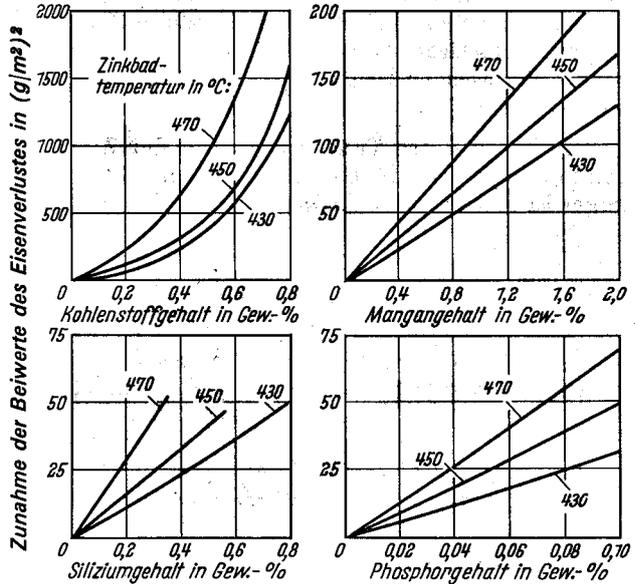


Bild 3. Zunahme der Beiwerte des Eisenverlustes nach dem parabolischen Zeitgesetz bei verschiedenen Begleitelementen im Stahl

sie lassen sich aus den in Bild 3 angegebenen Werten für die Verstärkung des Angriffs durch Legierungselemente leicht berechnen.

Wie es das Auftreten des verstärkten Angriffs nach dem parabolförmigen Zeitgesetz bei dem MRR St 52 bei Tempe-

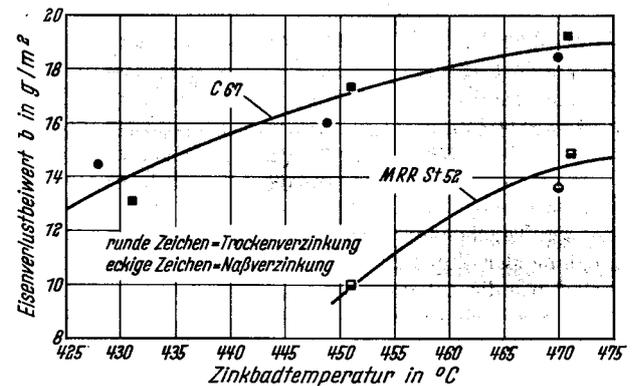


Bild 4. Einfluß der Zinkbadtemperatur auf die Beiwerte des Eisenverlustes für den Angriff nach dem geradlinigen Zeitgesetz

raturen über etwa 440 °C schon zeigt, lassen sich keine Voraussagen über den Einfluß der Legierungselemente auf die Ausdehnung des Temperaturbereiches für den Angriff nach dem geradlinigen Zeitgesetz und für die Stärke dieses Angriffs machen. Hier ist man auf Messungen angewiesen, wie sie in Bild 4 wiedergegeben sind, in dem die Eisenverlustbeiwerte  $b$  für die beiden Stähle MRR St 52 und C 67 in Abhängigkeit von der Temperatur aufgetragen sind. Das Bild zeigt, wie stark sich gerade ein erhöhter Kohlenstoffgehalt hier auf die Größe des Zinkangriffs auswirkt.

## Der Einfluß der Verzinkungsbedingungen auf die Dicke und den Gefügebau des Zinküberzuges

An der Stahloberfläche bilden sich beim Eintauchen in eine Zinkschmelze Eisen-Zink-Legierungsschichten, über die sich beim Herausziehen ein Film der Schmelze legt, die zur Zinkschicht erstarrt. Die Dicke und der Gefügebau des Zinküberzuges hängen daher von den Bildungsbedingungen dieser beiden Schichten ab. Das Wachstum der Legierungsschichten ist eng gekoppelt mit der Zunahme des Eisenverlustes, der die Gesamtmenge des mit der Zinkschmelze umgesetzten Eisens angibt. Diese Zusammenhänge wurden schon häufig untersucht<sup>24) bis 35)</sup>; die Entstehungsbedingungen der Zinkschicht, die von flüssigkeitsdynamischen Vorgängen abhängen, sind bisher jedoch nur selten untersucht worden<sup>1) 35) bis 37)</sup>.

Der Einfluß der Tauchdauer und der Zinkbadtemperatur auf die Gesamtdicke des Zinküberzuges ist in den Bildern 5a und b wiedergegeben, in denen

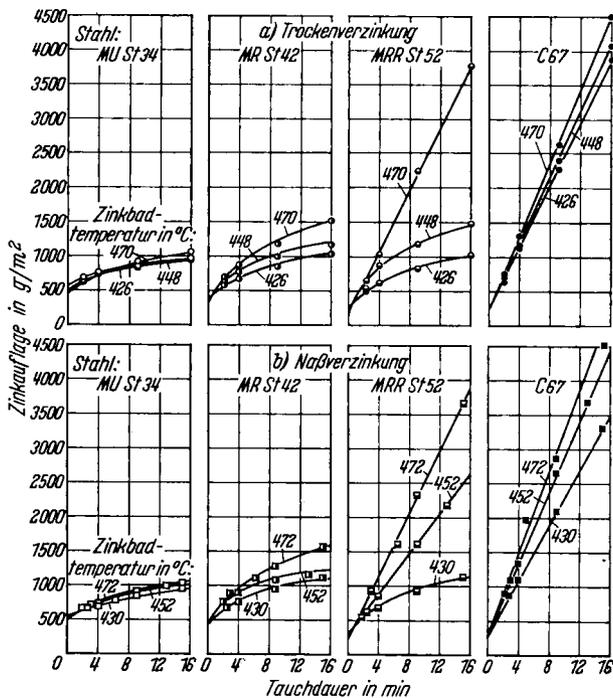


Bild 5. Einfluß der Tauchdauer und der Temperatur auf die Zinkauflage (Ausziehgeschwindigkeit 3 m/min)

als Beispiel für vier Stähle die Zinkauflage in Abhängigkeit von der Tauchdauer aufgetragen ist. Man sieht, daß die Zunahme der Zinkauflage bei den verschiedenen Stählen ähnlich wie die Zunahme des Eisenverlustes nach zwei verschiedenen Zeitgesetzen erfolgt. Bei den unberuhigten Stählen und bei den beiden beruhigten Stählen MR St 37 und MR St 42 steigt die Zinkauflage bei allen Temperaturen ebenfalls parabolähnlich mit der Zeit an, wie das auch noch

<sup>24)</sup> Bablik, H.: Das Feuerverzinken. Wien 1941.  
<sup>25)</sup> Daniels, E. J.: J. Inst. Metals 46 (1931) S. 81/96.  
<sup>26)</sup> Grubitsch, H.: Angew. Chem. 48 (1935) S. 689/91.  
<sup>27)</sup> Püngel, W., E. Scheil u. H. Stenkhoff: Arch. Eisenhüttenwes. 9 (1935/36) S. 301/04.  
<sup>28)</sup> Bablik, H., F. Götzl u. R. Kukaczka: Korrosion u. Metallsch. 14 (1938) S. 168/70.  
<sup>29)</sup> Bablik, H., F. Götzl u. R. Kukaczka: Korrosion u. Metallsch. 14 (1938) S. 350/52.  
<sup>30)</sup> Bablik, H., F. Götzl u. R. Kukaczka: Korrosion u. Metallsch. 17 (1941) S. 128/30.  
<sup>31)</sup> Bablik, H., F. Götzl u. R. Kukaczka: Korrosion u. Metallsch. 18 (1942) S. 222/26.  
<sup>32)</sup> Grubitsch, H., u. F. Brückner: Korrosion u. Metallsch. 13 (1937) S. 254/60.  
<sup>33)</sup> Blickwede, D. J.: Proc. Galvanizers Comm. Amer. Zinc Inst. 34 (1956) S. 40/46.  
<sup>34)</sup> Harvey, G. J.: J. Austral. Inst. Metals 7 (1962) S. 17/26.  
<sup>35)</sup> Horstmann, D.: Stahl u. Eisen 86 (1966) S. 1732/41.  
<sup>36)</sup> Bablik, H.: Mitt. Forsch.-Ges. Blechverarb. 1955, S. 129/34.  
<sup>37)</sup> Horstmann, D.: Stahl u. Eisen 88 (1968) S. 499/507.

beim MRR St 52 bei tiefen Temperaturen der Fall ist. Bei mittleren und höheren Temperaturen nimmt die Zinkauflage beim MRR St 52 dagegen geradlinig mit der Zeit zu. Das gleiche Zeitgesetz gilt auch bei dem Stahl C 67 bei allen Temperaturen.

Der Einfluß der Ausziehgeschwindigkeit auf die Zinkauflage ist in den Bildern 6a und b für zwei Beispiele

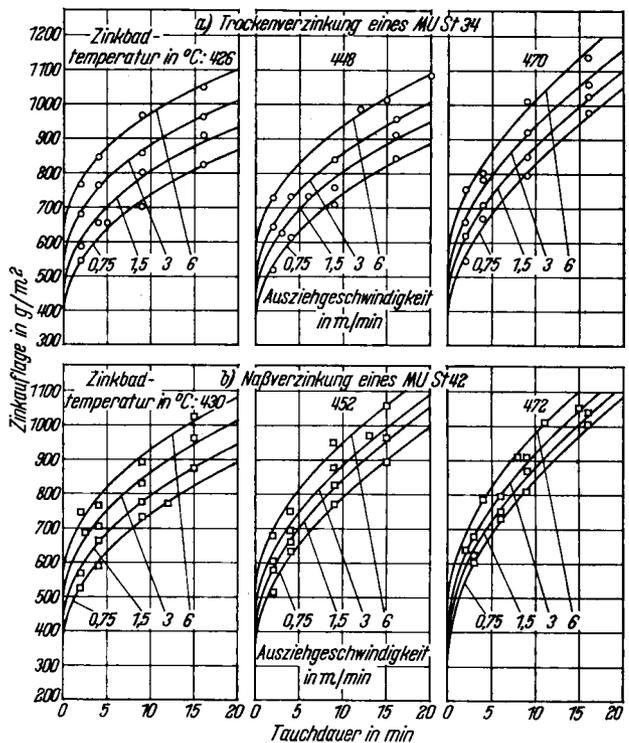


Bild 6. Einfluß der Tauchdauer und der Ausziehgeschwindigkeit auf die Zinkauflage bei verschiedenen Temperaturen

für das Trocken- und Naßverzinken wiedergegeben, in denen die Zinkauflage in Abhängigkeit von der Tauchdauer für verschiedene Ausziehgeschwindigkeiten bei drei Temperaturen aufgetragen ist. Die Bilder zeigen, daß die Meßwerte auf parallel zueinander verlaufenden Kurven liegen, deren Lage mit zunehmender Ausziehgeschwindigkeit zu höheren Zinkauflagen verschoben wird. Der Einfluß der Temperatur bewirkt, daß der Anfangspunkt der Kurven mit steigender Temperatur zu niedrigeren Zinkauflagen herabgedrückt wird.

Aus dem Verlauf dieser Kurven, die den Einfluß von Tauchdauer, Ausziehgeschwindigkeit und Temperatur auf die Höhe der Zinkauflage wiedergeben, können außerdem auch noch Rückschlüsse auf den Aufbau des Zinküberzuges gezogen und seine Bildungsbedingungen abgeleitet werden. So gibt der Anfangspunkt der Kurven auf der Ordinate die Zinkmenge an, die beim Herausziehen an der Oberfläche haften geblieben und zur Zinkschicht erstarrt ist. Der Unterschied zwischen diesem Wert und der Gesamtzinkauflage entspricht dann der Menge oder – nach Umrechnung mit der Dichte – der Dicke der während des Eintauchens in der Zinkschmelze entstandenen Eisen-Zink-Legierungsschicht, wie dies in Bild 7 schematisch dargestellt ist. Nach dem Herausziehen der Teile aus dem Zinkbad wächst die Legierungsschicht allerdings noch weiter und zehrt dabei einen Teil der Zinkschicht auf, wie es der schraffierte eingezeichnete Bereich andeutet, so daß die Dicke der nach dem Abkühlen vorhandenen Zinkschicht entsprechend dünner ist.

Eine solche Zerlegung in Teilvorgänge zeigt, daß die parabolähnlich bzw. geradlinig mit der Zeit fortschreitende

Zunahme der Zinkauflage auf ein Anwachsen der Eisen-Zink-Legierungsschichten zurückzuführen ist. Für dieses Wachstum lassen sich daher auch zwei Gleichungen

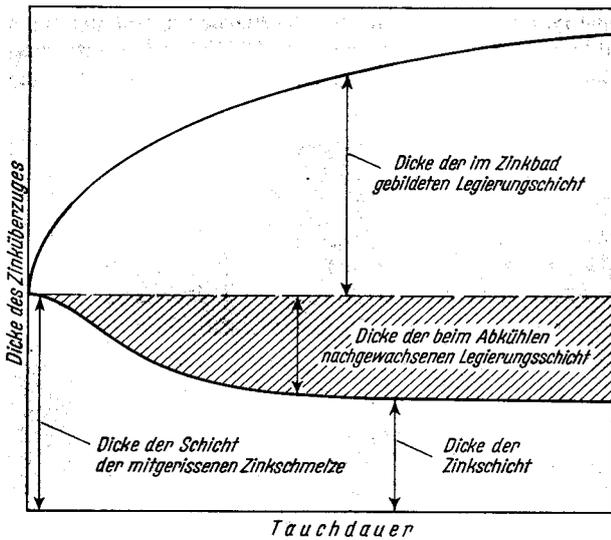


Bild 7. Schematische Darstellung der Bildung eines Zinküberzuges

aufstellen, je nachdem ob es nach dem parabolähnlichen oder dem geradlinigen Zeitgesetz erfolgt, und zwar

$$a' = m^2 \cdot t \text{ oder } b' = m \cdot t. \quad (4 \text{ und } 5)$$

In diesen Gleichungen bedeuten  $a'$  und  $b'$  zwei von der Tauchdauer unabhängige Beiwerte für das Wachstum der

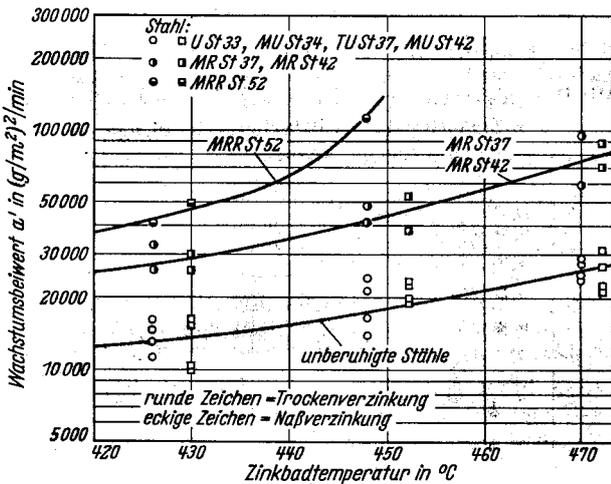


Bild 8. Einfluss der Zinkbadtemperatur auf die Beiwerte des Wachstums der Legierungsschicht nach dem parabolähnlichen Zeitgesetz

Tafel 2. Vergleich zwischen den aus den Eisenverlustbeiwerten berechneten Wachstumsbeiwerten der Eisen-Zink-Legierungsschichten und den gemessenen Wachstumsbeiwerten in  $(g/m^2)/min$  für den Geltungsbereich des parabolähnlichen Zeitgesetzes oder in  $(g/m^2)/min$  für den Geltungsbereich des geradlinigen Zeitgesetzes (normal gesetzte Werte = parabolähnliches Zeitgesetz; kursiv gesetzte Werte = geradliniges Zeitgesetz)

Temperatur in °C	U St 33		MU St 34		TU St 37		MU St 42		MR St 37		MR St 42		MRR St 52		C 67	
	berechnet	gemessen														
426	13 500	13 200	11 500	11 300	14 900	14 700	16 600	16 300	26 300	26 000	33 500	33 000	41 200	40 600	242	221
430	10 800	10 600	10 400	10 200	16 600	16 300	15 400	15 100	26 200	25 800	31 000	30 600	49 700	49 000	219	205
448	16 600	16 400	14 200	13 900	21 600	21 300	24 600	24 200	41 600	41 200	48 400	47 800	112 900	111 300	267	240
452	19 600	19 400	19 600	19 300	23 700	23 400	23 700	23 400	38 800	38 300	52 400	51 800	167	150	289	264
470	24 600	24 100	24 300	23 900	29 600	29 000	30 300	29 800	62 500	61 400	95 400	94 000	227	208	307	272
472	23 100	22 800	21 600	21 200	27 600	27 000	31 300	30 800	71 000	70 100	90 000	88 800	249	228	321	284

Legierungsschichten,  $m$  die Menge der Legierungsschicht in  $g/m^2$  und  $t$  die Tauchdauer in min. Der Einfluss der Temperatur auf das Wachstum und auf die Unterschiede des Wachstums bei den verschiedenen Stählen ergibt sich aus den Bildern 8 und 9, in denen diese Beiwerte in Abhängigkeit von der Temperatur aufgetragen sind. Man sieht, daß das

Wachstum der Legierungsschichten auf unberuhigten Stählen annähernd gleich schnell nach dem parabolähnlichen Zeitgesetz erfolgt. Bei den beiden beruhigten Stählen MR St 37 und MR St 42 liegen die Beiwerte für das Wachstum ebenso wie die des Eisenverlustes deutlich höher. Die Wachstumsgeschwindigkeit wird durch die noch höheren Gehalte an Begleitelementen in den Stählen MRR St 52 und C 67 weiter erhöht.

Für die Temperaturabhängigkeit des Wachstums der Legierungsschichten nach dem parabolähnlichen

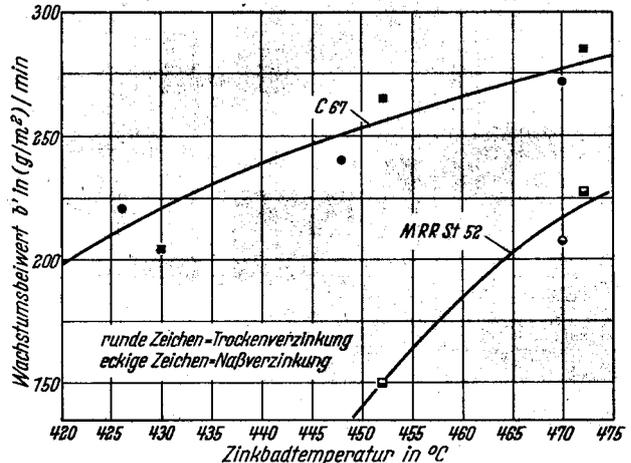


Bild 9. Einfluss der Zinkbadtemperatur auf die Beiwerte des Wachstums der Legierungsschicht nach dem geradlinigen Zeitgesetz

gen Zeitgesetz ergibt sich aus dem in Bild 8 wiedergegebenen Kurvenverlauf die Gleichung

$$a' = A' \cdot e^{-\frac{U}{RT}}, \quad (6)$$

in der  $a'$  der Beiwert des Wachstums,  $A'$  ein von der Zusammensetzung des Stahles abhängender Festwert,  $U$  die Aktivierungsenergie,  $R$  die allgemeine Gaskonstante und  $T$  die absolute Temperatur bedeuten. Für das Wachstum der Legierungsschichten nach dem geradlinigen Zeitgesetz läßt sich eine solche Gleichung nicht angeben.

Da der Eisenverlust die Menge Eisen angibt, die sich bei der Reaktion zwischen Eisen und Zink in Eisen-Zink-Verbindungen umsetzt, bestehen zwischen den Eisenverlust- und den Wachstumsbeiwerten der Legierungsschichten enge Zusammenhänge. Eine Berechnung der Wachstumsbeiwerte der Legierungsschichten aus den entsprechenden Beiwerten des Eisenverlustes ergibt unter der Annahme eines mittleren Eisengehaltes der Legierungsschichten von 7%<sup>38)</sup>, wenn sie nach dem parabel-

förmigen Zeitgesetz wachsen, und eines mittleren Eisengehaltes von 6%, wenn sie nach dem geradlinigen Zeitgesetz wachsen, nur wenig höhere Werte als die Messung (Tafel 2). Da ein Teil der gebildeten Eisen-Zink-Verbindungen in das

<sup>38)</sup> Hershman, A. A.: In: 8. Intern. Conf. on Hot Dip Galvanizing at London 1967. London 1969. S. 3/28.

Zinkbad abschwimmt und sich als Hartzink im Zinkbad ansammelt, dürfte der Unterschied zwischen beiden Werten auf diese Hartzinkbildung zurückzuführen sein, auf die später noch eingegangen werden soll.

Die Menge der beim Ausziehen der Bleche aus dem Zinkbad mitgerissenen Zinkschmelze nimmt mit der Ausziehgeschwindigkeit zu, wie es die Bilder 10 a und b

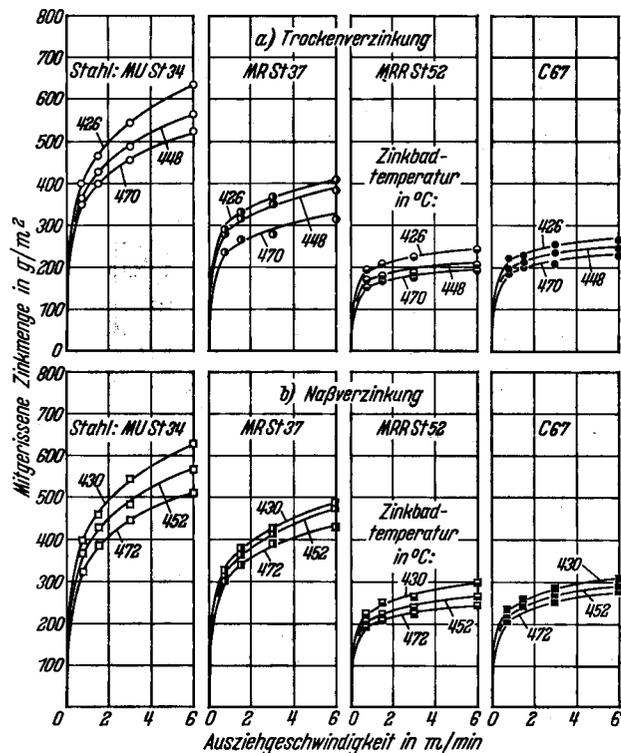


Bild 10. Einfluß der Ausziehgeschwindigkeit und der Zinkbadtemperatur auf die Menge der mitgerissenen Zinkschmelze

zeigen, in denen diese Mengen in Abhängigkeit von der Ausziehgeschwindigkeit aufgetragen sind. Mit zunehmender Zinkbadtemperatur wird weniger Zinkschmelze mitgerissen, was darauf zurückzuführen ist, daß die Viskosität der Schmelze mit steigender Temperatur erniedrigt wird. Zwischen den einzelnen Blechen treten, wie es die Bilder zeigen, recht erhebliche Unterschiede auf, die durch die verschiedenen Oberflächenrauheiten der Bleche bedingt sind.

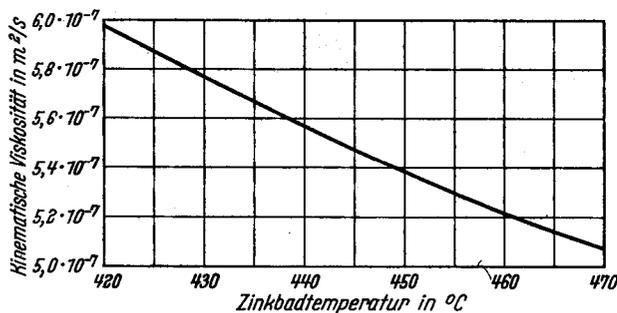


Bild 11. Einfluß der Zinkbadtemperatur auf die kinematische Viskosität (berechnet nach Werten von H. R. Thresh, D. W. G. White, J. O. Edwards und J. W. Meier)

Aus dem Kurvenverlauf läßt sich für die Menge der mitgerissenen Zinkschmelze die Gleichung

$$m = c \cdot v^n \quad (7)$$

ableiten, in der  $m$  die Menge der mitgerissenen Schmelze,  $v$  die Ausziehgeschwindigkeit und  $c$  und der Exponent  $n$  zwei

Beiwerte bedeuten, die von der kinematischen Viskosität der Schmelze, die sich aus Messungen der dynamischen Viskosität und der Dichte durch H. R. Thresh, D. W. G. White, J. O. Edwards und J. W. Meier<sup>39)</sup> leicht berechnen läßt (Bild 11), und der Oberflächenrauheit der Bleche abhängen. Es zeigt sich, daß der Wert dieser Beiwerte geradlinig mit dem Produkt aus kinematischer Viskosität  $\nu$  und

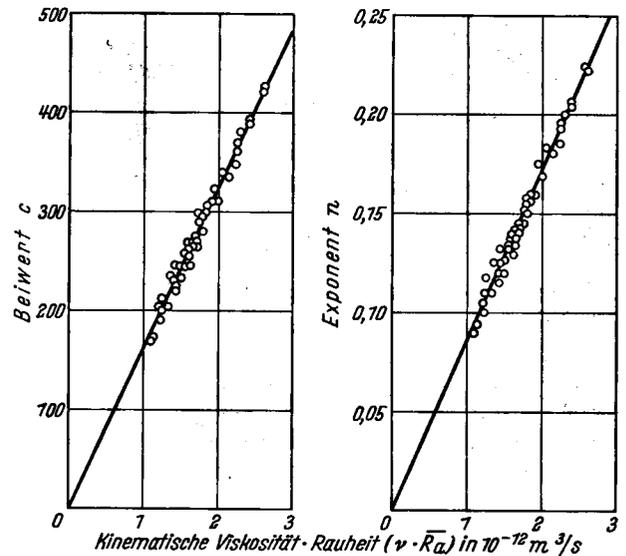


Bild 12. Einfluß der kinematischen Viskosität und der Oberflächenrauheit auf die Beiwerte der mitgerissenen Zinkmenge

Oberflächenrauheit  $R_a$  zunimmt, wie es das Bild 12 zeigt. Für die mitgerissene Zinkmenge gilt daher

$$m = c' \cdot \nu \cdot R_a \cdot \nu^n \cdot v \cdot R_a \quad (8)$$

Mit Hilfe dieser Gleichung ist es möglich, die Menge der mitgerissenen Zinkschmelze zu berechnen, wenn man die Oberflächenrauheit des Bleches kennt.

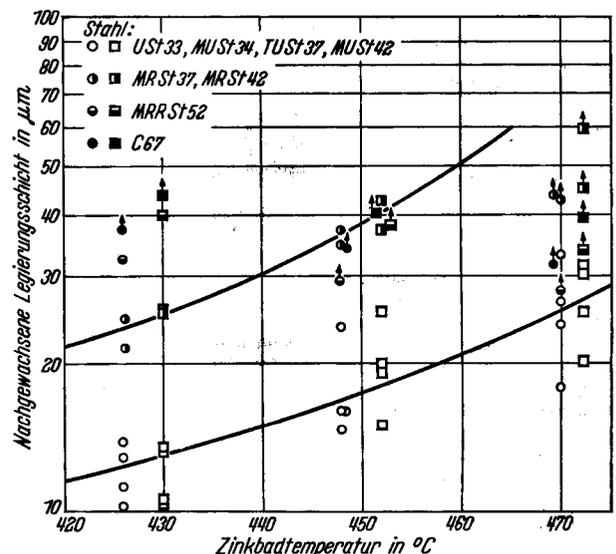


Bild 13. Dicken der beim Abkühlen nachgewachsenen Legierungsschichten

Das Nachwachsen der Eisen-Zink-Legierungsschichten beim Abkühlen nach dem Verzinken ist um so stärker, je größer die im verzinkten Stück gespeicherte Wärmemenge ist, die im wesentlichen von den Abmessungen des Stückes abhängt. Durch einen Vergleich der aus der

<sup>39)</sup> Canada Department of Mines and Technical Surveys, Mines Branch Ottawa, Physical Metallurgy Division, Internal Reports PM-R-61-19, PM-R-61-25, PM-R-62-9, PM-R-62-17 u. PM-R-63-16.