

Die Haftfestigkeit von Zinküberzügen hartgezogener stark verzinkter Drähte aus unberuhigtem Stahl mit niedrigem Kohlenstoffgehalt

Von Dietrich Horstmann in Düsseldorf

Mitteilung aus dem Max-Planck-Institut für Eisenforschung, Abhandlung 782

[Bericht Nr. 83 des Ausschusses für Drahtverarbeitung des Vereins Deutscher Eisenhüttenleute*) und Bericht Nr. 30 des Gemeinschaftsausschusses Verzinken**)]

Einfluß der chemischen Zusammensetzung des Drahtes auf die Haftfestigkeit des Zinküberzuges. Gefügeaufbau des Zinküberzuges. Wirkung der Temperatur des Zinkbades und der Tauchzeit des Drahtes.

Die Prüfung verzinkter Drähte auf die Haftfestigkeit des Zinküberzuges erfolgt heute vorwiegend mit der Wickelprobe, bei der ein Stück des zu prüfenden Drahtes um Dorne mit verschiedenen Durchmesser gewickelt und das Verhalten des Zinküberzuges unter diesen Bedingungen beobachtet wird. Betriebliche Überprüfungen mit dieser Probe haben ergeben, daß die Haftfestigkeit starker Zinküberzüge auf Drähten aus Stahl mit höherem Kohlenstoffgehalt im allgemeinen gut ist. Bei Drähten aus Stahl mit niedrigem Kohlenstoffgehalt kann sie dagegen recht unterschiedlich sein. Bei Drähten aus beruhigtem Stahl beobachtet man auch hier eine gute Haftfestigkeit, und auch bei Drähten aus unberuhigtem Thomasstahl ist sie im allgemeinen noch befriedigend. Da-

gegen ist die Haftfestigkeit des Zinküberzuges auf Drähten aus unberuhigtem Siemens-Martin-Stahl mit niedrigem Kohlenstoffgehalt durchgehend schlecht. Wenn man besondere Verzinkungsverfahren, bei denen die Drahtoberfläche vorbehandelt wird, nicht anwenden will, ist es daher nach R. W. Sandelin¹⁾ und F. M. Crapo²⁾ zweckmäßig, stark verzinkte Stahldrähte mit niedrigem Kohlenstoffgehalt nach Möglichkeit nur aus mit Silizium beruhigtem Stahl oder aus Stahl mit höherem Phosphorgehalt herzustellen.

Diese Verhältnisse sind jedoch noch nicht genügend aufgeklärt. Daher wurde der Einfluß der chemischen Zusammensetzung des Drahtes auf die Haftfestigkeit des Zinküberzuges bei Drähten aus unberuhigtem Stahl mit niedrigem Kohlenstoffgehalt noch einmal planmäßig untersucht.

*) Vorgetragen in der 20. Vollversammlung des Ausschusses für Drahtverarbeitung am 27. September 1957 in Düsseldorf.

***) Gemeinschaftsausschuß des Vereins Deutscher Eisenhüttenleute, der Forschungsgesellschaft Blechverarbeitung e. V. und der Fachvereinigung Draht e. V.

¹⁾ Wire W. Prod. 15 (1940) S. 655/76 u. 721/49; 16 (1941) S. 28/35, 55 u. 58; vgl. Stahl u. Eisen 62 (1942) S. 374/76.

²⁾ Wire W. Prod. 22 (1947) S. 31/42; vgl. Zine Developm. Assoc. Abstr. 5 (1947) S. 51/52.

Die Haftfestigkeit hängt außerdem entscheidend von den Verzinkungsbedingungen, vor allem von der Temperatur des Zinkbades und der Tauchzeit des Drahtes ab. Die Untersuchung wurde daher auch auf diese Einflüsse ausgedehnt.

Für die Untersuchung wurde Walzdraht von 5,5 mm Dmr. aus unberuhigtem Stahl verschiedener metallurgischer Erschmelzungsverfahren verwendet. Um den Versuchen eine größere Breite zu geben, wurde neben Walzdraht aus Thomas- und Siemens-Martin-Stahl auch Walzdraht aus einem besonders ausgesuchten Siemens-Martin-Stahl der Werksbezeich-

Außerdem wurden von jedem Draht Längs- und Querschleife und von einer Reihe von Drähten auch Schleife von Wickelproben für die Untersuchung des Gefüges des Zinküberzuges hergestellt. Die Schleife wurden mit Hand naß geschliffen und mit Diamantpaste poliert. Zur Entfernung von Polierrückständen wurden sie anschließend auf einer Tuhscheibe mit Alkohol nachpoliert. Zum Sichtbarmachen des Gefüges wurden die Schleife in einem Gemisch von 50 cm³ Amylalkohol mit 4 Tropfen konzentrierter Salpetersäure nach D. H. Rowland^{*)} geätzt.

Tafel 1. Chemische Zusammensetzung der bei den Untersuchungen verwendeten Drähte

Stahl	% C	% Si	% Mn	% P	% S	% Cu	% Cr	% N ₂
Siemens-Martin-Stahl . . .	0,03 bis 0,10	Sp. bis 0,02	0,26 bis 0,40	0,011 bis 0,031	0,019 bis 0,052	0,02 bis 0,19	0,04 bis 0,09	0,002 bis 0,005
Siemens-Martin-Stahl M 3	0,05 bis 0,06	Sp.	0,29 bis 0,32	0,013 bis 0,015	0,028 bis 0,030	0,15 bis 0,17	Sp bis 0,02	0,004 bis 0,005
Siemens-Martin-Stahl M 3 P	0,04 bis 0,05	Sp.	0,17 bis 0,19	0,082 bis 0,087	0,038 bis 0,044	0,10 bis 0,11	Sp bis 0,01	0,008 bis 0,009
Thomasstahl	0,04 bis 0,08	Sp. bis 0,02	0,31 bis 0,52	0,030 bis 0,105	0,021 bis 0,037	0,03 bis 0,15	0,03 bis 0,11	0,007 bis 0,018
Windgefrischter Sonderstahl	0,04 bis 0,08	Sp.	0,34 bis 0,41	0,034 bis 0,070	0,018 bis 0,028	0,04 bis 0,09	0,02 bis 0,04	0,006 bis 0,010

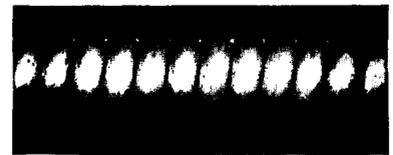
nung M 3, aus einem für diese Versuche eigens erschmolzenen Siemens-Martin-Stahl mit erhöhtem Phosphorgehalt mit der Bezeichnung M 3 P und aus einem mit an Sauerstoff angereichertem Wind erblasenen Sonderstahl eingesetzt. Für die Versuche zur Bestimmung des Einflusses der Zinkbadtemperatur und der Tauchzeit wurde nur Thomas- und Siemens-Martin-Stahl verwendet. Die Schwankungen in der chemischen Zusammensetzung dieser Stähle sind in *Tafel 1* wiedergegeben.

Zur Untersuchung des Einflusses der chemischen Zusammensetzung des Drahtes auf die Haftfestigkeit des Zinküberzuges wurden die Walzdrähte in drei Werken, A, B und C, zu Drähten hart gezogen. In den Werken A und B wurde der Walzdraht zur Entfernung des Walzunders in Schwefelsäure gebeizt, im Werk C wurde der Draht strahlentzundert. Die entzunderten Walzdrähte wurden anschließend in allen drei Werken gekälkt und durch Seife in fünf Zügen an den Enddurchmesser von 1,95 mm gezogen. Nach dem Ziehen wurde der Draht entfettet, im Durchlauf in Salzsäure gebeizt, in Wasser gespült, mit Flußmittel versehen und unter besonders sorgfältig beobachteten Versuchsbedingungen stark verzinkt. Im Werk B wurde zwischen dem Beizen in Salzsäure und der Flußmittelbehandlung noch eine schwefelsäure anodische Beize eingeschaltet. Die Verzinkungsbedingungen waren in allen drei Werken gleich. Die Durchlaufgeschwindigkeit betrug 10 m/min, die Tauchzeit 6 s und die Temperatur des Zinkbades 440°. Die chemische Zusammensetzung der Zinkbäder entsprach dem Einsatz von Feinzink und war in den einzelnen Werken nur wenig verschieden.

Zur Untersuchung des Einflusses der Temperatur des Zinkbades und der Tauchzeit des Drahtes auf die Haftfestigkeit des Zinküberzuges wurde im Werk A eine besondere Versuchsreihe durchgeführt. Die Zieh-, Reinigungs- und Beizbedingungen waren bei diesen Versuchen die gleichen, wie sie im Werk A auch bei den anderen Versuchen angewendet wurden. Die Durchlaufgeschwindigkeit betrug hier aus betriebstechnischen Gründen 11 m/min, die Temperatur des Zinkbades 440, 445 und 451° und die Tauchzeit bei jeder dieser Temperaturen 4, 6 und 8 s.

Von allen verzinkten Drähten wurden vom Anfang und vom Ende eines jeden Drahtringes Proben entnommen und die Zinkauflage durch Abbeizen mit Sparbeizzusatz bestimmt. Aus weiteren Proben wurden Wickelproben um den einfachen Drahtdurchmesser hergestellt. Diese scharfe Prüfung wurde gewählt, um eine möglichst genaue Unterscheidung treffen zu können. Die Wickelproben wurden nach ihrem Aussehen in fünf Gütegruppen eingeteilt: in Verzinkungen, mit glatter Oberfläche, mit Aufrauhungen ohne Anrisse, mit leichten und starken Rissen und Verzinkungen, die abblättern (*Bilder 1a bis e*).

a) glatter Zinküberzug



b) rauher Zinküberzug



c) Zinküberzug mit leichten Rissen



d) Zinküberzug mit starken Rissen



e) Zinküberzug blättert ab



Bilder 1a bis e
 Aussehen der Wickelproben der verschiedenen Gütegruppen (2:1)

Der Einfluß der chemischen Zusammensetzung des Drahtes auf die Haftfestigkeit

In *Tafel 2* sind die Zinkauflagen für die verschiedenen Stahlgüten zusammengestellt. Sie sind bei den im Werk A verzinkten Drähten am niedrigsten, bei den im Werk B verzinkten Drähten wenig und bei den im Werk C verzinkten merklich höher. Die Ursachen für diese Unterschiede erklären sich dadurch, daß die Oberflächen der in den einzelnen Werken gezogenen Drähte verschieden rau sind, und zwar bei Werk A am glattesten, bei Werk B etwas rauher und bei Werk C besonders rau. Das mag dadurch bedingt sein, daß die Drähte bei Werk B anodisch gebeizt und bei Werk C strahlentzundert wurden. Soweit die stark streuenden Werte einen Vergleich überhaupt zulassen, ist bei allen Werken die Zinkauflage der Thomasstahldrähte am niedrigsten. Die stärkste Auflage findet man bei Werk A und B bei den Drähten aus dem ausgesuchten Siemens-Martin-Stahl der Güte

^{*)} Trans. Amer. Soc. Metals 40 (1948) S. 983/1011.

M 3 und bei Werk C bei den Drähten aus dem Siemens-Martin-Stahl M 3 P mit erhöhtem Phosphorgehalt. Dazwischen liegen die Zinkauflagen der Drähte aus Siemens-

Tafel 2. Tiefst-, Höchst- und Mittelwerte der Zinkauflagen bei den verschiedenen Werken und Stahlgüten

Verzinkt im	Stahlgüte	Zinkauflage in g/m ²		
		Tiefstwert	Höchstwert	Mittelwert
Werk A	Thomasstahl, unberuhigt	186	223	199
	Siemens-Martin-Stahl, unberuhigt	192	224	205
	Siemens-Martin-Stahl M 3, unberuhigt	205	220	212
	Siemens-Martin-Stahl M 3 P, unberuhigt	201	222	205
	Windgefrischter Sonderstahl, unberuhigt	197	216	206
Werk B	Thomasstahl, unberuhigt	193	231	209
	Siemens-Martin-Stahl, unberuhigt	202	231	217
	Siemens-Martin-Stahl M 3, unberuhigt	204	244	227
	Siemens-Martin-Stahl M 3 P, unberuhigt	212	221	217
	Windgefrischter Sonderstahl, unberuhigt	214	220	217
Werk C	Thomasstahl, unberuhigt	222	246	234
	Siemens-Martin-Stahl, unberuhigt	215	263	245
	Siemens-Martin-Stahl M 3, unberuhigt	230	259	248
	Siemens-Martin-Stahl M 3 P, unberuhigt	224	268	255
	Windgefrischter Sonderstahl, unberuhigt	232	251	240

Martin-Stahl und windgefrischem Sonderstahl, die gleich groß sind. Im ganzen sind diese Unterschiede jedoch nicht sehr groß. Ein Vergleich der chemischen Zusammensetzung der Drähte zeigt ferner, daß die Zinkauflage mit steigendem Stickstoff- und Phosphorgehalt etwas abnimmt, während die übrigen Begleitelemente bei diesen hart gezogenen Drahtgüten aus unberuhigtem Stahl mit niedrigem Kohlenstoffgehalt keinen sichtbaren Einfluß ausüben (vgl. hierzu die später zu besprechenden Bilder 2, 3 und 5).

Eine betriebliche Beurteilung der Wickelproben in den einzelnen Werken ergab, daß die Haftfestigkeit des Zinküberzuges auf den Drähten aus dem ausgesuchten Siemens-Martin-Stahl M 3 außerordentlich schlecht war. Etwas besser verhielten sich die Zinküberzüge auf den Siemens-Martin-Stahldrähten bei der Wickelprobe. Dagegen war die Haftfestigkeit der Zinküberzüge auf den Drähten aus Thomasstahl, windgefrischem Sonderstahl und dem Siemens-Martin-Stahl M 3 P mit erhöhtem Phosphorgehalt wesentlich besser. Durch diesen Befund konnte die betriebliche Erfahrung, daß die Haftfestigkeit des Zinküberzuges auf Thomasstahldrähten besser als die auf Siemens-Martin-Stahldrähten ist, bestätigt werden. Dieses Ergebnis deutet darauf hin, daß die Haftfestigkeit der Verzinkung nach der Wickelprobe mit dem Stickstoff- und Phosphorgehalt des Drahtes zusammenhängt, während die Gehalte an anderen Begleitelementen bei diesen Drahtgüten nur von untergeordneter Bedeutung zu sein scheinen.

In Bild 2 ist die Beurteilung der Wickelprobe um den einfachen Drahtdurchmesser als Maß für die Haft-

festigkeit in Abhängigkeit vom Stickstoffgehalt des Drahtes und von der Stärke der Zinkauflage wiedergegeben. Die Haftfestigkeit nimmt bei dieser Art der Darstellung von links oben nach rechts unten zu, d. h., sie wird mit steigendem Stickstoffgehalt besser und mit zunehmender Dicke der Zinkauflage schlechter. Wenn auch größere Streuungen zu beobachten sind, läßt sich das Gebiet von Verzinkungen mit Rissen und Abblätterungen doch annähernd von dem Gebiet mit einwandfreien Verzinkungen abgrenzen. Wie das Bild zeigt, ist die Haftfestigkeit bei Stickstoffgehalten unter 0,004 bis 0,005% ungenügend, selbst wenn die Zinkauflage dünn ist. Dieser Grenzwert zwischen ungenügender und einwandfreier Haftfestigkeit verschiebt sich mit steigender Zinkauflage zu höheren Stickstoffgehalten, und zwar ist bei den im Werk A und B verzinkten Drähten ein Stickstoffgehalt von etwa 0,010% und bei den im Werk C verzinkten Drähten ein Stickstoffgehalt von etwa 0,008% zur Erzielung einer einwandfreien Haftfestigkeit bei stärkeren Zinkauflagen erforderlich. Der steilere Anstieg der Trennlinien zwischen guter und ungenügender Haftfestigkeit von Werk A über Werk B zu Werk C dürfte auf die im gleichen Sinn ansteigende Rauigkeit der Drahtoberfläche vor dem Verzinken zurückzuführen sein. Sie bewirkt eine bessere Verzahnung des Zinküberzuges mit dem Grundwerkstoff und wirkt dadurch einem Aufreißen oder einem Abtrennen des Zinküberzuges entgegen.

Ein ähnliches Bild ergibt sich, wenn man die Güte der Wickelproben in Abhängigkeit vom Phosphorgehalt des Drahtes und der Stärke der Zinkauflage aufträgt (Bild 3). Auch hier nimmt die Haftfestigkeit mit steigendem Phos-

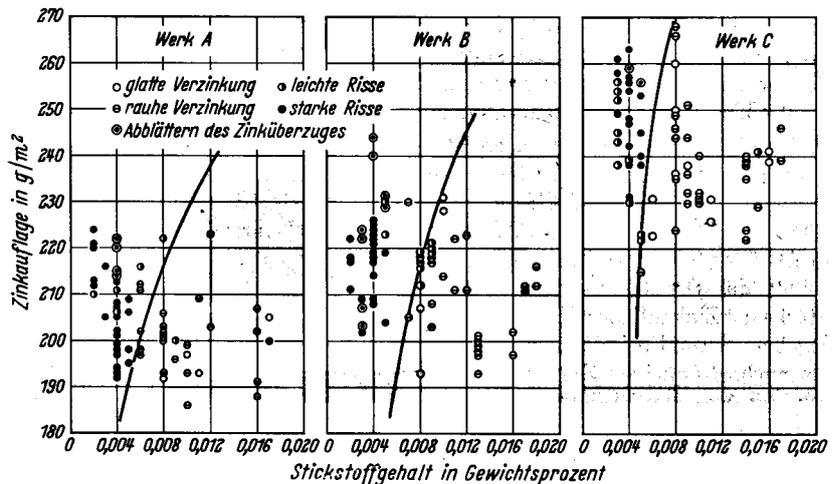


Bild 2. Güte der Wickelproben in Abhängigkeit vom Stickstoffgehalt und der Zinkauflage

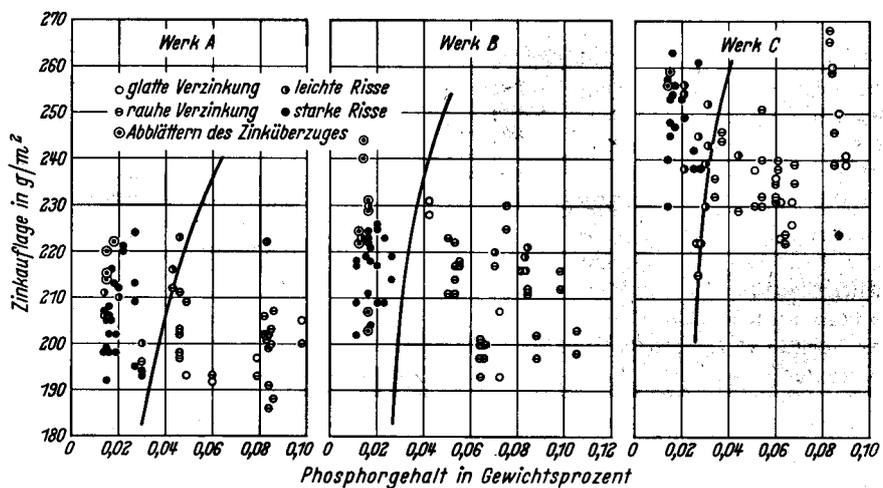


Bild 3

Güte der Wickelproben in Abhängigkeit vom Phosphorgehalt des Drahtes und der Zinkauflage

phorgehalt zu und mit stärker werdender Zinkauflage ab. Der Mindestwert des Phosphorgehaltes, bei dem eine ausreichende Haftfestigkeit erreicht wird, liegt bei dünnen Zinkauflagen um etwa 0,03% und steigt bei dickeren Zinkauflagen auf etwa 0,04 bis 0,05% an. Auch hier beobachtet man wieder einen steileren Anstieg der Trennlinie mit zunehmender Rauigkeit der Drahtoberfläche. Bei den in Werk B be-

Stahlgüten wiedergegeben. Am Eisenuntergrund anliegend findet man eine dünne δ_1 -Schicht, die in den Vertiefungen der Drahtoberfläche etwas dicker und an den Erhöhungen etwas dünner ist oder auch ganz fehlt. Die sich daran anschließende dickere ζ -Schicht ragt an rauhen Stellen der Drahtoberfläche strahlenförmig in die darüberliegende Zinkschicht hinein. In der Zinkschicht erkennt man einzelne ζ -Kristalle, die sich von der ζ -Schicht losgelöst haben. Diese Kristalle finden sich ebenfalls vorwiegend an den rauhen Stellen der Drahtoberfläche; bei den Drähten des Werkes C mit der sehr rauhen Oberfläche sind sie daher besonders häufig. Die durch diese Rauigkeit hervorgerufene gute Verzahnung der Eisen-Zink-Legierungsschichten mit dem Eisenuntergrund bei den Drähten dieses Werkes ist in den Schlibbildern besonders deutlich zu erkennen. Die Dicke der Legierungsschichten schwankt in geringen Grenzen sowohl über den Drahtumfang als auch in der Drahtlänge. Ein eindeutiger Einfluß des Grundwerkstoffes auf die Dicke der Legierungsschichten läßt sich nicht feststellen, doch zeigt sich bei den meisten Drähten, daß sie mit steigendem Stickstoff-

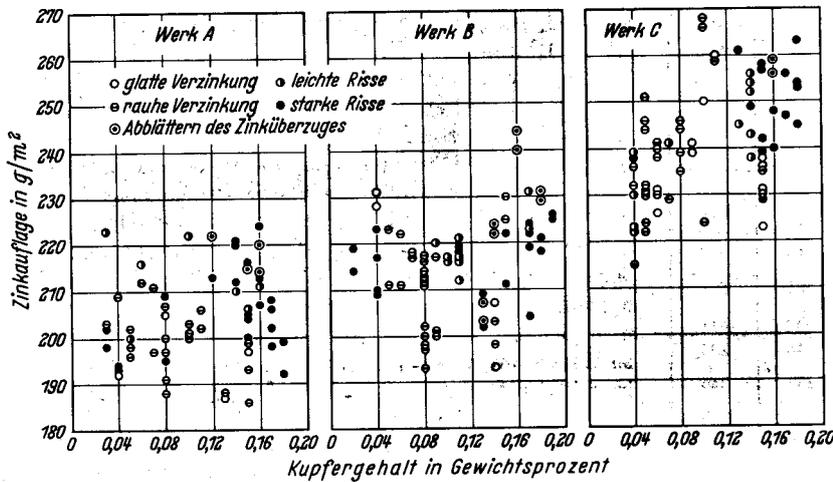


Bild 4
Güte der Wickelproben in Abhängigkeit vom Kupfergehalt des Drahtes und der Zinkauflage

obachteten Ausreißern handelt es sich um einige der aus dem Siemens-Martin-Stahl M 3 P hergestellten Drähte. Die bei diesen Wickelproben beobachteten leichten Risse treten allerdings nur an wenigen örtlich begrenzten Stellen auf und sind möglicherweise auf Unregelmäßigkeiten in der Dicke des Zinkbezuges, auf Seigerungen oder auch auf Unterschiede bei der Wickelbeanspruchung zurückzuführen.

Bei den übrigen Begleitelementen Kohlenstoff, Mangan, Schwefel, Kupfer und Chrom ergibt sich kein Zusammenhang zwischen der Wickelprobe, dem Gehalt an diesen Elementen und der Dicke der Zinkauflage wie bei Stickstoff und Phosphor. Als Beispiel ist in Bild 4 die Güte der Wickelprobe in Abhängigkeit vom Kupfergehalt des Drahtes und der Stärke der Zinkauflage wiedergegeben. Sowohl bei niedrigen als auch bei hohen Kupfergehalten werden Wickelproben mit einwandfreier und mit unzureichender Haftfestigkeit gefunden.

Zusammenfassend läßt sich also sagen, daß die Haftfestigkeit des Zinküberzuges bei Drahtgüten aus unberuhigtem Stahl mit niedrigem Kohlenstoffgehalt um so besser ist, je höher Stickstoff- und Phosphorgehalt liegen. Die Gehalte dieser beiden Elemente sollten daher, wenn es die übrigen Lieferbedingungen gestatten, so hoch wie möglich sein. Wie Bild 5 zeigt, sollte die Summe der Gehalte von diesen Elementen mindestens 0,04 bis 0,05 betragen.

Das Gefüge der Zinküberzüge ist bei allen Stahlgüten sehr ähnlich, wenn man die in den einzelnen Werken verzinkten Drähte untereinander vergleicht. In den Bildern 6a bis p sind als Beispiele Gefüge der Zinküberzüge von je einem der in den drei Werken verzinkten Drähte der verschiedenen

und Phosphorgehalt des Drahtes etwas abnimmt. Auch die über den Legierungsschichten liegende Zinkschicht ist bei allen Drähten sowohl über den Drahtumfang als auch in der Drahtlänge ungleichmäßig dick. Wie die Bilder zeigen, sind hier die Dickenschwankungen zum Teil recht erheblich. Es ist anzunehmen, daß diese Dickenschwankungen die bei den Wickelproben beobachteten Unterschiede in der Häufigkeit des Aufreißens des Zinküberzuges mit verursacht haben.

Bei der Verformung der Drähte durch das Wickeln entstehen im Zinküberzug an der Zugseite Risse von verschiedener Größe, wie sie in den Bildern 7a bis e wiedergegeben

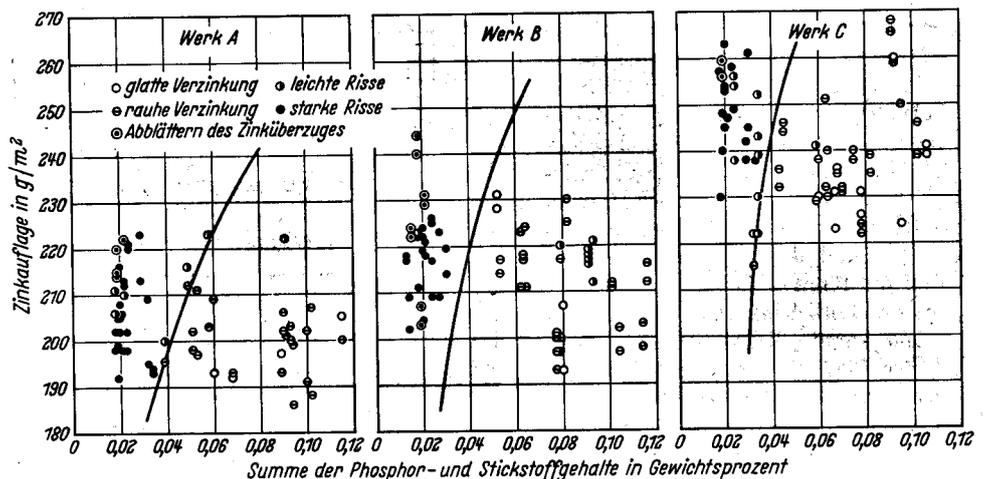
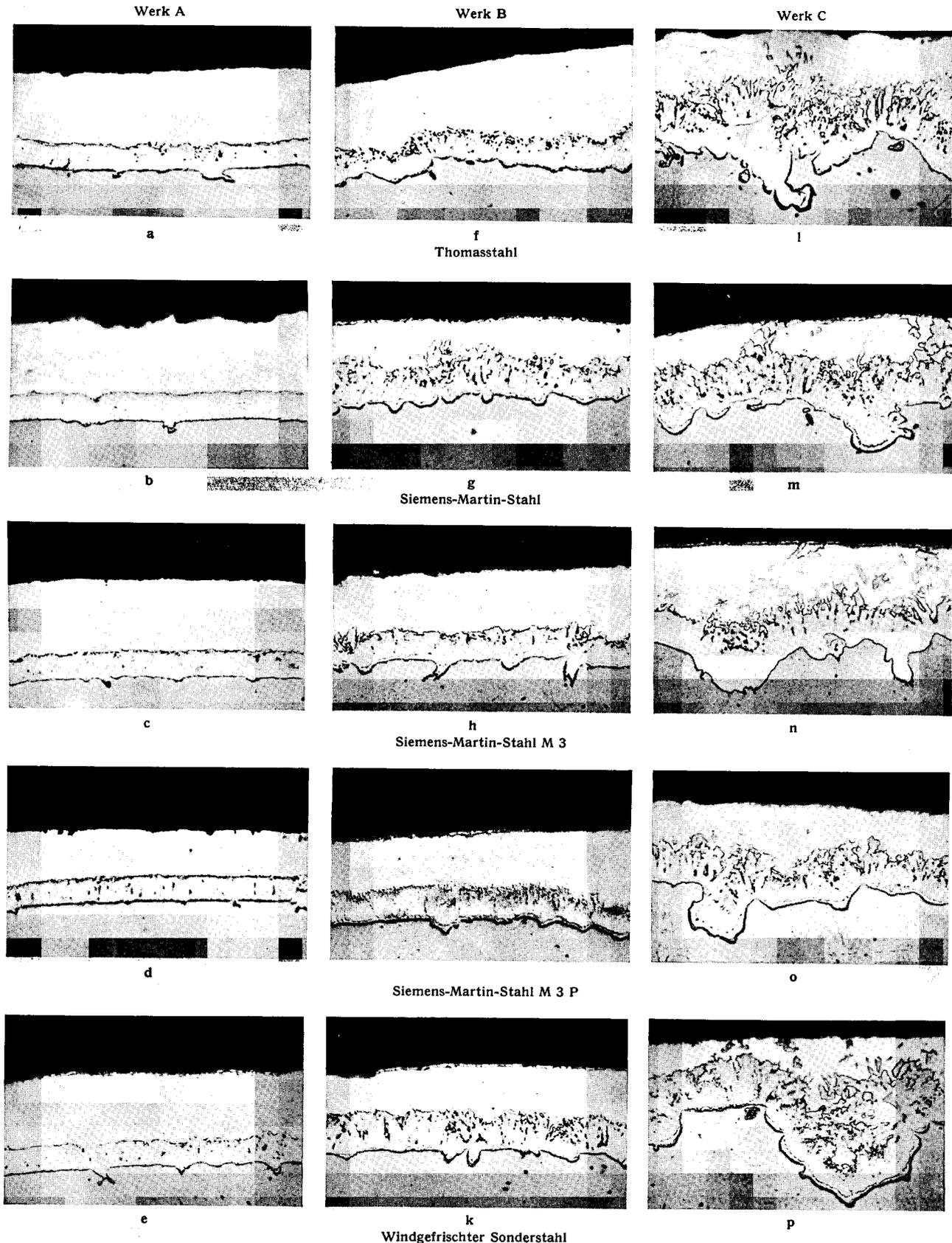


Bild 5. Güte der Wickelproben in Abhängigkeit von der Summe des Stickstoff- und Phosphorgehaltes des Drahtes und der Zinkauflage

und auch bei Zinküberzügen, die äußerlich noch keine Risse zeigen, beobachtet man in der Eisen-Zink-Legierungsschicht winzige Haarrisse, die offenbar von der Grenzfläche zwischen Draht und Legierungsschicht ausgehen (Bild 7a). Sie treten meistens in ziemlich gleichen Abständen auf, man findet gelegentlich aber auch Rißanhäufungen, die von anrißfreien Stellen umgeben sind. Gelegentlich beobachtet man auch einzelne Risse, die von der Legierungsschicht ausgehen und

durch die Zinkschicht bis zur Oberfläche weiterlaufen, ohne daß gleichzeitig eine Abtrennung des gesamten Zinküberzuges an der Grenzfläche Eisenuntergrund—Legierungsschicht erfolgt ist (Bild 7b). Bei Rissen, die schon an der Oberfläche zu erkennen sind, findet man im allgemeinen auch schon eine Abtrennung des Zinküberzuges vom Draht

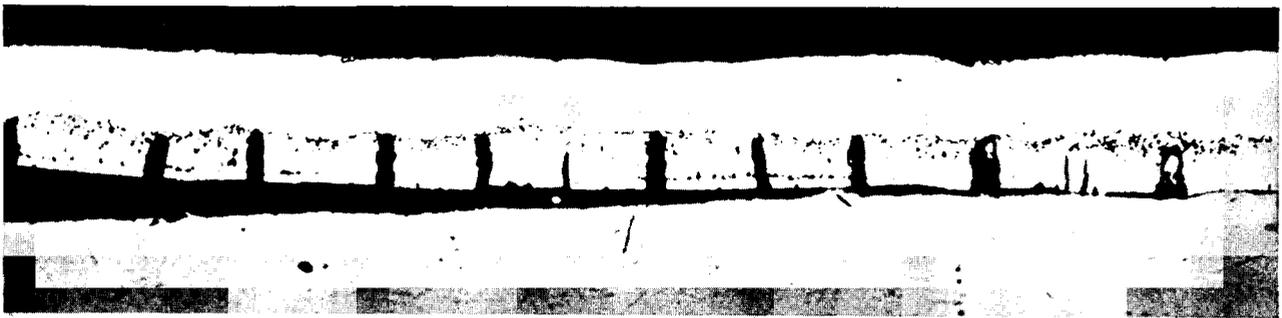
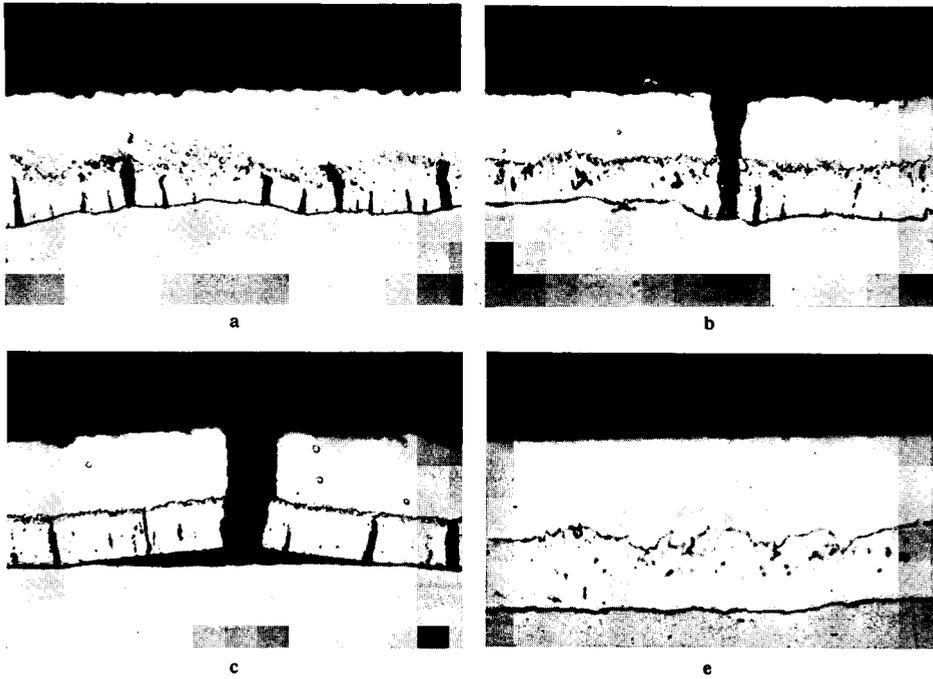
(Bild 7c). Bei starker Ribbildung und beim vollständigen Ablättern des Zinküberzuges reißt der Zinküberzug an dieser Stelle über mehr oder weniger weite Flächen vom Grundwerkstoff ab, und es entstehen Schuppen, die nur durch die Zinkschicht zusammengehalten werden. Die daran haftende Legierungsschicht ist in einzelne kleine Blöcke aufgerissen



Bilder 6a bis p. Gefüge der Zinküberzüge (rd. 450 : 1; Original 500 : 1)

(Bild 7d). An der Innenseite der Wickelprobe, also an der Druckseite, beobachtet man diese Erscheinungen nicht. Legierungsschicht und Zinkschicht sind hier zwar etwas gestaucht, zeigen aber keine Risse (Bild 7e).

hung von 440 auf rd. 450° um etwa 10 g/m² zunimmt. Eine gleich große Zunahme ergab sich auch bei einer Verlängerung der Tauchzeit von 4 auf 8 s. So lagen die Zinkauflagen der bei 440° mit 4 s verzinkten Drähte bei 280 g/m² und die

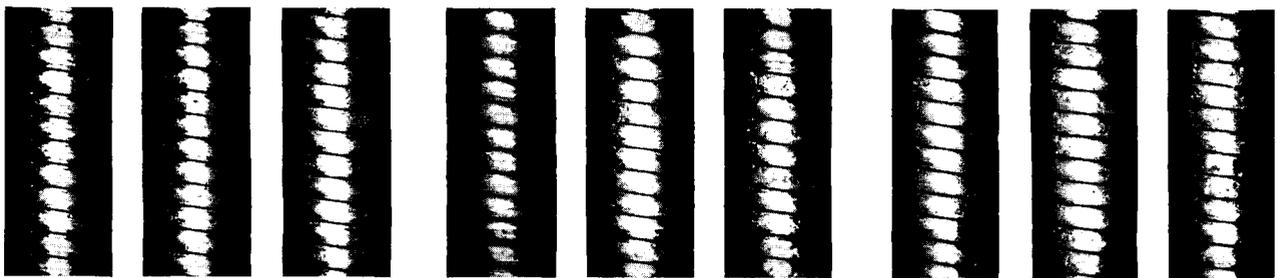


Bilder 7a bis e. Gefüge von Zinküberzügen nach dem Wickeln (500 : 1)

Zinkbadtemperatur: 440°

445°

450°



Tauchzeit in s:
 4 6 8 4 6 8 4 6 8

Bild 8. Aussehen der Wickelproben in Abhängigkeit von der Zinkbadtemperatur und der Tauchzeit; unberuhigter Thomasstahl mit 0,05% C, 0,00% Si, 0,31% Mn, 0,038% P, 0,024% S, 0,09% Cu, 0,03% Cr, 0,010% N₂

Einfluß der Temperatur des Zinkbades und der Tauchzeit des Drahtes

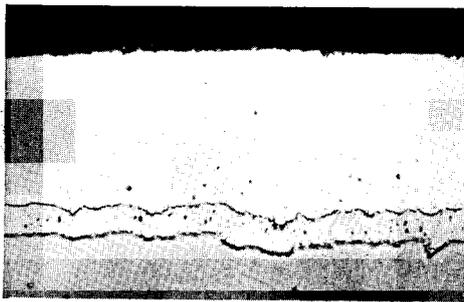
Eine eindeutige Abhängigkeit der Zinkauflage von der Badtemperatur und der Tauchzeit ließ sich bei diesen Versuchen nicht feststellen. Bei den meisten Drähten nahm sie mit steigender Badtemperatur und steigender Tauchzeit zu. Aus den Mittelwerten aller bei der gleichen Zinkbadtemperatur und mit gleicher Tauchzeit verzinkten Drahtabschnitte ergab sich, daß die Zinkauflage bei einer Temperaturerhö-

der bei rd. 450° mit 8 s verzinkten Drähte bei 300 g/m². Diese hohen Auflagen dürften auf die bei diesen Versuchen angewandte höhere Durchlaufgeschwindigkeit zurückzuführen sein.

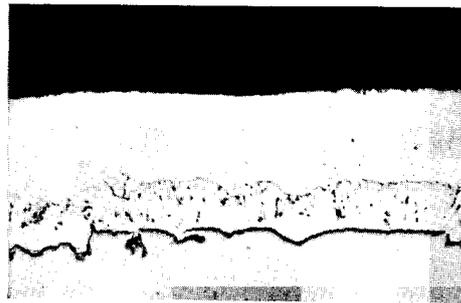
Die Haftfestigkeit der Zinküberzüge wird bei allen Drähten mit zunehmender Badtemperatur und längerer Tauchzeit schlechter. Diese Unterschiede sind aus dem in Bild 8 wiedergegebenen Oberflächenaussehen von Wickelproben eines Drahtes aus Thomasstahl mit 0,038% P und 0,010% N₂ am deutlichsten zu erkennen. Bei den Wickelproben von

Drähten aus Siemens-Martin-Stahl mit niedrigeren Phosphor- und Stickstoffgehalten ist dieses Ergebnis zwar auch zu beobachten. Die Unterschiede sind aber geringer, da die Wickelproben aller bei diesen Temperaturen mit verschiedenen

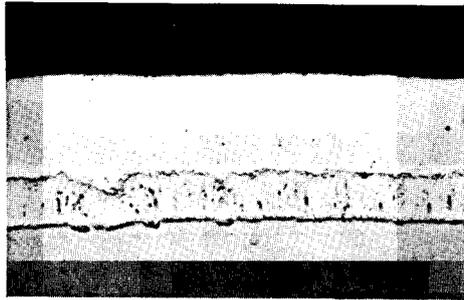
Wie die Gefügebilder 9a bis d zeigen, nimmt die Dicke der Eisen-Zink-Legierungsschichten mit steigender Zinkbadtemperatur und verlängerter Tauchzeit zu. Auch hier erkennt man am Eisenuntergrund anliegend wieder eine dünne δ_1 -Schicht mit der darüberliegenden dickeren ζ -Schicht und der sich daran anschließenden Zinkschicht. Die Dickenzunahme der Legierungsschichten ist nahezu gleich groß, wenn die Temperatur des Zinkbades von 440 auf rd. 450° erhöht wird oder wenn die Tauchzeit des Drahtes bei 440° von 4 auf 8 s verlängert wird. Die mit zunehmender Badtemperatur und verlängerter Tauchzeit schlechter werdende Haftfestigkeit des Zinküberzuges kann demnach durch diese Dickenzunahme der Eisen-Zink-Legierungsschichten erklärt werden.



Zinkbadtemperatur: a
440°
Tauchzeit: 4 s



b
440°
8 s



Zinkbadtemperatur: c
450°
Tauchzeit: 4 s



d
450°
8 s

Bilder 9a bis d. Gefüge der Zinküberzüge bei verschiedenen Tauchzeiten und Zinkbadtemperaturen, unberuhigter Thomasstahldraht mit 0,05% C, 0,01% Si, 0,42% Mn, 0,074% P, 0,039% S, 0,10% Cu, 0,04% Cr und 0,010% N, (500 : 1)

Tauchzeiten verzinkten Drähte mehr oder weniger starke Risse und ein Abblättern des Zinküberzuges zeigen. Ähnlich sind die Verhältnisse bei den Drähten aus Thomasstahl mit höherem Phosphor- und Stickstoffgehalt, wo nur die bei rd. 450° mit 8 s Tauchzeit verzinkten Drähte leichte Risse im Zinküberzug bei der Wickelprobe aufweisen.

lenstoff, Mangan, Kupfer und Chrom, haben bei diesen Drahtgüten keinen Einfluß auf die Haftfestigkeit. Eine leichte, gleichmäßige Aufrauung der Drahtoberfläche scheint ebenfalls die Haftfestigkeit zu verbessern. Dagegen wird sie schlechter, wenn die Zinkbadtemperatur erhöht und die Tauchzeit des Drahtes im Zinkbad verlängert wird.

Zusammenfassung

Die Haftfestigkeit des Zinküberzuges bei stark verzinkten, hartgezogenen Drähten aus unberuhigtem Stahl mit niedrigem Kohlenstoffgehalt wird durch Stickstoff und Phosphor im Stahldraht verbessert. Die übrigen Begleitelemente des Eisens, wie Koh-