

Zeitschrift: Schweizerische Bauzeitung
Herausgeber: Verlags-AG der akademischen technischen Vereine
Band: 83 (1965)
Heft: 16: Schweizer Mustermesse

Artikel: Metallurgische und giessereitechnische Einflussfaktoren bei der Rissbildung in Stahlguss-Stücken
Autor: Küpfer, R.
DOI: <https://doi.org/10.5169/seals-68139>

Nutzungsbedingungen

Die ETH-Bibliothek ist die Anbieterin der digitalisierten Zeitschriften. Sie besitzt keine Urheberrechte an den Zeitschriften und ist nicht verantwortlich für deren Inhalte. Die Rechte liegen in der Regel bei den Herausgebern beziehungsweise den externen Rechteinhabern. [Siehe Rechtliche Hinweise.](#)

Conditions d'utilisation

L'ETH Library est le fournisseur des revues numérisées. Elle ne détient aucun droit d'auteur sur les revues et n'est pas responsable de leur contenu. En règle générale, les droits sont détenus par les éditeurs ou les détenteurs de droits externes. [Voir Informations légales.](#)

Terms of use

The ETH Library is the provider of the digitised journals. It does not own any copyrights to the journals and is not responsible for their content. The rights usually lie with the publishers or the external rights holders. [See Legal notice.](#)

Download PDF: 02.04.2025

ETH-Bibliothek Zürich, E-Periodica, <https://www.e-periodica.ch>

müssen die übrigen radioaktiven Abfallprodukte im Ausmass von 5 bis 10 m³ pro Jahr in einem eidgenössischen Lagerplatz für radioaktive Abfälle gesammelt werden. Aus Kreisen der Euratom ist bekanntgeworden, dass die risikofreie Beseitigung des Atom Müll heute vollkommen beherrscht wird.

Die Anlagekosten für das Atomkraftwerk Beznau werden auf 325 bis 350 Mio Fr. veranschlagt. Eingeschlossen sind die Bauzinsen, sowie die Kosten für die erste Ladung Brennstoff. Die festen Jahreskosten werden mit 33 bis 35 Mio Fr. angegeben. Bei 4000 Betriebsstunden pro Jahr ist die Wirtschaftlichkeit des geplanten Werkes gegeben, sie sinkt jedoch rasch ab, sobald diese Grenze unterschritten wird. Aus diesem Grunde muss ein Atomkraftwerk zur Grundlastdeckung eingesetzt werden, während die jeweiligen Spitzen durch hydraulische Kraftwerke zu decken wären. Der Gestehungspreis der

Atomenergie wurde zu 2,8 Rp./kWh angegeben, während er bei den neuen hydraulischen Anlagen der NOK bereits 4,5 bis 7 Rp./kWh beträgt.

Der Bau des Rheinkraftwerkes Koblenz, oberhalb der Aarmündung, wird aus diesen Gründen nur mässig gefördert, und im St. Galler Rheintal beiligt sich die NOK nicht mit der vorgesehenen Erstellung des thermischen Kraftwerkes in Rüthi.

Von Seiten der NOK wurde betont, dass wohl der Reaktor aus den USA bezogen werde, auch soll eine amerikanische Firma als Generalunternehmerin zeichnen. Es ist jedoch beabsichtigt, alles übrige Material – insbesondere die Dampfturbinen – in Europa zu beschaffen. Hier ist für die schweizerische Industrie Gelegenheit, in europäischer Konkurrenz sich an der Offertstellung zu beteiligen.

Metallurgische und giessereitechnische Einflussfaktoren bei der Rissbildung in Stahlguss-Stücken

Von R. Küpfer, dipl. Ing., Gebrüder Sulzer AG, Winterthur *)

DK 669.141.25

Zusammenfassung

Die Rissbildung in Stahlguss-Stücken wird sowohl durch zahlreiche metallurgische als auch durch mannigfaltige giessereitechnische Faktoren massgebend beeinflusst. In der vorliegenden Arbeit werden aus beiden Einflussgebieten ausgewählte Beispiele näher untersucht und Folgerungen für die Qualitätsverbesserung von Stahlguss-Stücken gezogen.

Aus dem metallurgischen Bereich werden Ergebnisse über die Wirkung unbeabsichtigter Stahlbegleiter vorgelegt. Der Einfluss von Zinn und Kupfer sowie die Wirkung verschiedener Ausbildungsformen von Sulfiden werden behandelt. Ferner werden Untersuchungsergebnisse über den Einfluss von Gasen, insbesondere Wasserstoff und Stickstoff, gezeigt. Aus der Gruppe der giessereitechnischen Faktoren werden Giesstemperatur und Formstoff für ein genaueres Studium herausgegriffen.

Die thermischen Eigenschaften des Formstoffes und die Giesstemperatur üben einen Einfluss auf den räumlichen und zeitlichen Temperaturverlauf im Guss-Stück sowie auf den Erstarrungsablauf aus. Zusammenhänge zwischen diesen Vorgängen und der Rissbildung werden beschrieben und erläutert. Ausserdem wird die Schwindungsbehinderung der untersuchten Formstoffe, welche die Rissbildung ebenfalls beeinflusst, in vereinfachter Weise zahlenmässig gekennzeichnet.

1. Einleitung

Bei der Herstellung von hochwertigen Stahlguss-Stücken stellt die Vermeidung von Rissen eine sehr wichtige und nicht immer leicht zu lösende Aufgabe dar. Die Entstehung eines Risses wird sowohl durch zahlreiche metallurgische als auch durch mannigfaltige giessereitechnische Faktoren beeinflusst.

Im Schrifttum liegen eine grosse Anzahl von Arbeiten vor, die sich mit der Rissbildung in Stahlguss-Stücken befassen. Viele wichtige Erkenntnisse wurden durch sie vermittelt. Zahlreich sind jedoch die Fragen, welche durch verschiedene Forscher unterschiedlich, zum Teil widersprechend, beantwortet werden, und manche mögliche Einflussgrösse ist noch nicht näher untersucht worden. Viel Einzelarbeit wird noch zu leisten sein, bis das Problem der Rissbildung in Stahlguss-Stücken als gelöst gelten kann. Die vorliegende Arbeit soll einen Beitrag hierzu leisten.

Grundsätzlich lassen sich zwei Arten von Rissen unterscheiden: Warmrisse, welche in der Nähe der Solidustemperatur entstehen, und Risse, welche sich bei tieferen Temperaturen bilden. Die vorliegende Arbeit befasst sich — abgesehen von einer weiter unten behandelten Ausnahme — mit dem Problem der Warmrissbildung.

Die Bildung eines Warmrisses wird durch zwei Hauptfaktoren bestimmt:

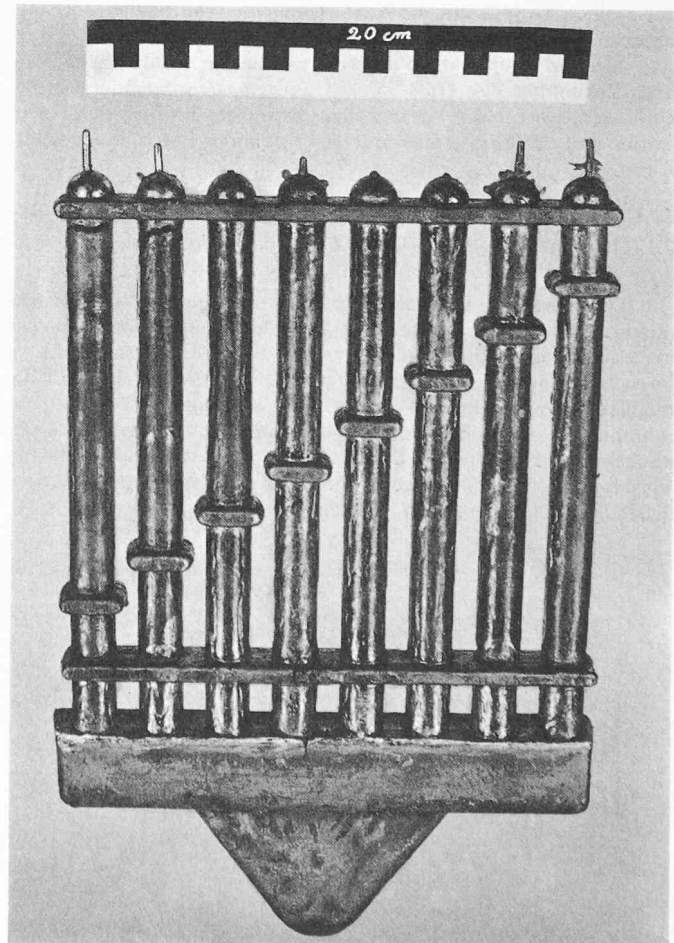
1. Die Entstehung von Spannungen im Guss-Stück als Folge einer behinderten, mit der Erstarrung und Abkühlung des Stahls verbundenen Kontraktion.

2. Die Fähigkeit des Stahls, entstehende Spannungen aufzunehmen bzw. durch bleibende Verformung abzubauen.

Die Bekämpfung von Warmrissen gestaltet sich in der Praxis deshalb schwierig, weil jeder der beiden genannten Hauptfaktoren von einer Vielzahl von einzelnen Einflussgrössen bestimmt wird, welche zum Teil untereinander noch Wechselwirkungen ausüben.

Unter den Einflussgrössen, welche die Fähigkeit des Stahls zur Aufnahme bzw. zum Abbau von Spannungen bestimmen, steht an erster Stelle die chemische Zusammensetzung, und zwar sind sowohl die Elemente zu berücksichtigen, welche dem Stahl zur Erzielung der gewünschten Eigenschaften absichtlich zugesetzt werden, als auch jene, welche durch das Einsatzmaterial oder den Schmelz- und Giessprozess unbeabsichtigt in den Stahl gelangen.

Bild 1. Rissprobe nach Gueussier und Castro [1]



*) Vortrag, gehalten anlässlich des Internationalen Giesserei-Kongresses in Amsterdam 1964

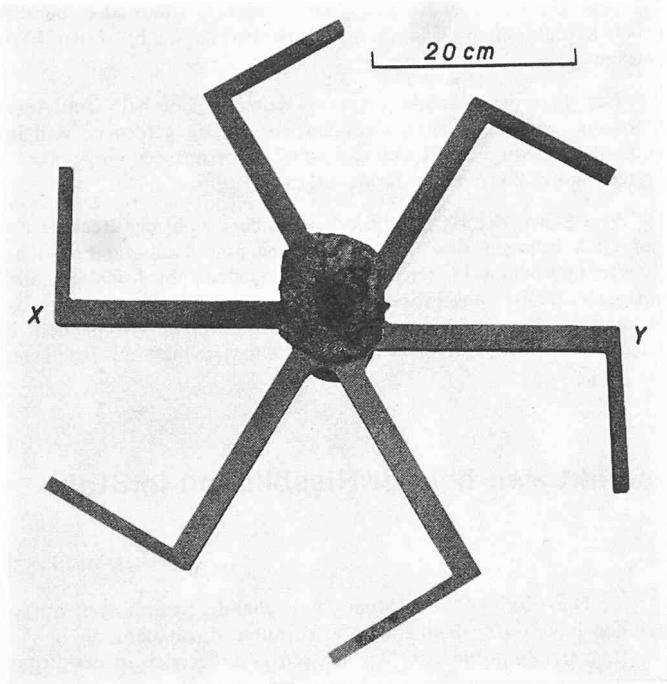


Bild 2. Rissprobe nach Sabé [2]

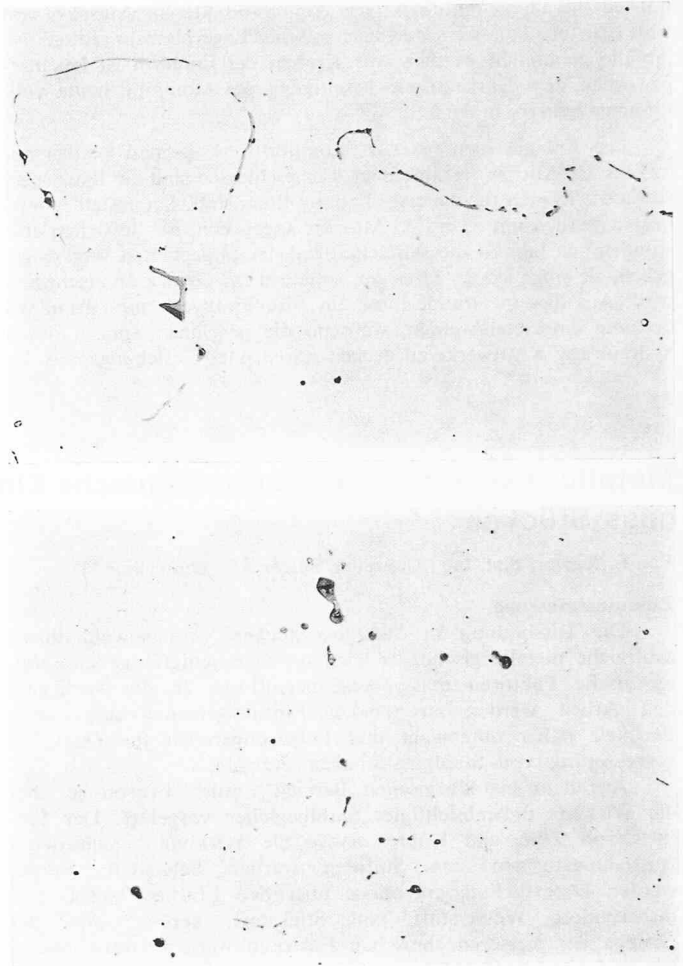


Bild 5. Sulfidausbildung in der Rissprobe nach Gueussier und Castro bei verschiedenen Mangangehalten (Mikroskop-Vergrößerung 1:600, Reduktion der Originalaufnahme 1:0,75)
oben: 0,15 % Mangan, unten: 1,60 % Mangan

In der vorliegenden Arbeit wird die Wirkung einiger Elemente der zweiten Gruppe auf die Warmrissneigung von Kohlenstoffstahl untersucht.

Aus der Gruppe der Faktoren, welche die bei der Erstarrung und Abkühlung des Guss-Stückes entstehenden Spannungen beeinflussen, wird in der vorliegenden Arbeit der Einfluss des Formstoffes und der Giestemperatur einer näheren Betrachtung unterzogen.

2. Untersuchungen über die Rissbildung bei Kohlenstoffstahl

2.1. Allgemeine Angaben über die Versuchsdurchführung

2.1.1 Herstellung der Schmelzen

Die gesamten Untersuchungen wurden an Kohlenstoffstahl durchgeführt. Die Erschmelzung erfolgte unter Argon-Schutzgas in basisch zugestellten Induktionsöfen von 12, 30 und 100 kg Fassungsvermögen. Als Einsatz dienten in jenen Fällen, die möglichst reines Material erforderten, schwedische Holzkohlenrohrschiene. Für diejenigen Untersuchungen, welche mit technischem Einsatzmaterial durchgeführt wurden, fanden Barren Verwendung, die aus einer einzigen halbberuhigten betrieblichen Schmelze vergossen wurden.

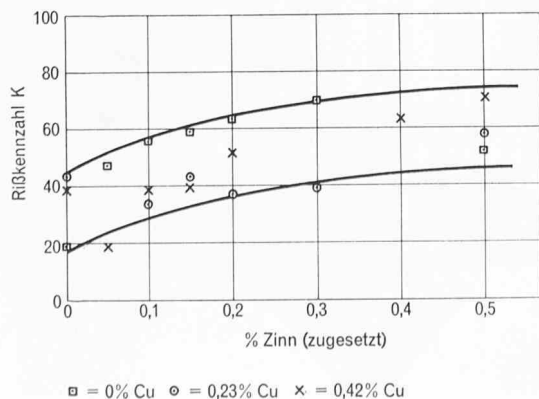
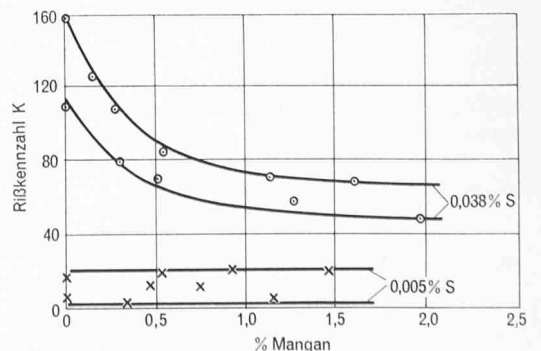


Bild 3 (links). Einfluss von Zinn und Kupfer auf die Rissneigung

Bild 4 (rechts). Einfluss von Mangan und Schwefel auf die Rissneigung



2.1.2. Prüfung der Rissbildung

Die Prüfung der Rissbildung erfolgte an technologischen Rissproben, wobei je nach dem Ziel der Untersuchungen zwei verschiedene Probeformen Verwendung fanden.

a) Rissprobe nach Gueussier und Castro [1]:

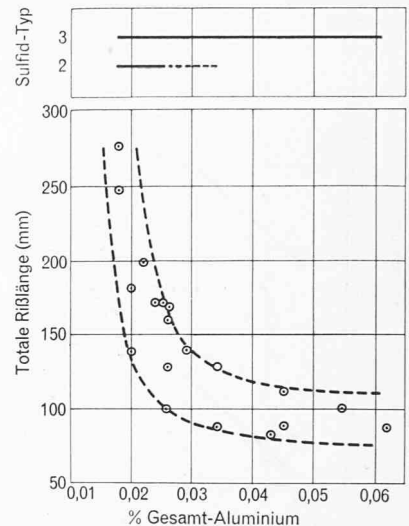
Bild 1 zeigt eine Aufnahme der verwendeten Rissprobe. In einer Stahlkokille werden gleichzeitig acht Rundstabpaare konstanten Durchmessers, aber unterschiedlicher Länge aus der zu prüfenden Stahlschmelze abgegossen. Dünne, flanschartige Ansätze behindern die Schwindung der Stäbe. Je nach der Warmrissbildung des untersuchten Stahls und der Länge der Stäbe treten Risse unterschiedlicher Größe auf, wobei es nur bei sehr warmrissanfälligen Stählen in den kürzesten Stäben zu einer Rissbildung kommt. Die zahlenmäßige Charakterisierung der Rissanfälligkeit geschieht wie folgt: Entsprechend ihrer Länge erhalten die einzelnen Stäbe Gewichtungsfaktoren S von 1 bis 8 zugeteilt, wobei der Faktor $S = 1$ dem längsten, der Faktor $S = 8$ dem kürzesten Stab zugeschrieben wird.

Die Größe der Risse wird mit Hilfe einer Richtreihe durch einen Faktor C gekennzeichnet, wobei das Fehlen eines Risses durch den Faktor $C = 0$ wiedergegeben wird. Faktoren von



Links:
Bild 7. Warmriss in einem Guss-Stück im Bereich von Typ-2-Sulfiden (Mikroskop-Vergrößerung 1:100, Reduktion der Originalaufnahme 1:0,75)

Rechts:
Bild 6. Zusammenhang zwischen Risslänge, Aluminiumgehalt und Sulfidausbildung (Betriebsuntersuchung)



2.2.1. Die Wirkung von Zinn und Kupfer

Die Untersuchungen wurden an einem Kohlenstoffstahl aus reinem Einsatzmaterial mit folgender Analyse durchgeführt:

C	=	0,15	—	0,18	%
Si	=	0,4	—	0,5	%
Mn	=	0,7	—	0,8	%
P	=	0,014	—	0,018	%
S	=	0,004	—	0,006	%

Die Versuchsergebnisse sind in Bild 3 wiedergegeben. Daraus ist ersichtlich, dass steigende Zinnzusätze die Warmrissneigung erhöhen. Dagegen ist innerhalb der untersuchten Grenzen ein Einfluss von Kupfer nicht zu erkennen.

2.2.2. Die Wirkung der Ausbildungsform von Sulfiden

Die zahlreichen Forscher [1] bis [8], welche den Einfluss des Schwefels auf die Warmrissbildung untersuchten, sind sich darüber einig, dass dieses Element einen sehr schädlichen Einfluss ausübt. Dagegen werden bezüglich des Zusammenhangs zwischen Sulfidform und Warmrissbildung im Schrifttum unterschiedliche Auffassungen vertreten. Während A. De Sy und Mitarbeiter [4] keinen Einfluss der Sulfidform auf die Warmrissbildung finden konnten, wird in anderen Arbeiten [5], [9] festgestellt, dass film- oder kettenförmige Sulfidformen, welche dem Typ 2 nach Sims [10] entsprechen, ungünstiger sind als kompakte Sulfide vom Typ 1 oder 3.

Die Bilder 4 und 5 geben die Ergebnisse eigener Untersuchungen an einem Stahl aus reinem Einsatzmaterial mit 0,12 — 0,14% Kohlenstoff, 0,15 — 0,25% Si, 0,014 — 0,020% P und verschiedenen Mangan- und Schwefelgehalten wieder. Zur Desoxydation der Schmelzen wurden nur Silizium und Mangan verwendet.

Bei sehr tiefem Schwefelgehalt und damit geringen Sulfidmengen ist ein Einfluss von Mangan auf die Rissneigung nicht zu erkennen. Dagegen zeigt die Versuchsreihe mit hohem Schwefelgehalt bei entsprechend höherer Lage des Rissneigungsniveaus mit zunehmendem Mangangehalt einen deutlich fallenden Verlauf der Rissneigung. Aus Bild 5 geht hervor, dass im Bereich hoher Rissneigung film- und kettenartige Sulfidformen vorliegen. Mit dem Uebergang zu kompakteren Sulfidformen ist eine deutliche Abnahme der Rissneigung verbunden.

Der Zusammenhang zwischen Sulfidform und Rissneigung geht ebenfalls aus einer älteren Betriebsuntersuchung, die an einer Serie eines schwierigen Guss-Stückes aus Kohlenstoffstahl durchgeführt wurde, hervor. Die chemische Analyse der Stücke lag innerhalb der folgenden Grenzen:

C	=	0,21	—	0,25	%
Si	=	0,35	—	0,50	%
Mn	=	0,60	—	0,75	%
P	=	0,012	—	0,020	%
S	=	0,08	—	0,015	%

$C = 0,5, C = 1,0, C = 1,5$ usw. bis $C = 3,0$ charakterisieren in sechs Stufen steigende Rissgrößen. Für jeden Stab wird aus dem Gewichtungsfaktor S und der Rissgröße C das Produkt $K = S_i \cdot C_i$ gebildet; für die gesamte Probe ergibt sich als Kennzahl für die Warmrissneigung des untersuchten Stahls die Grösse:

$$K = \sum_{i=1}^{i=16} S_i \cdot C_i$$

Eine durch zwei unabhängige Beobachter vorgenommene Auswertung von rund 50 Rissproben, deren Risskennzahlen zwischen $K = 0$ und $K = 160$ schwankten, ergab eine maximal zu erwartende Abweichung von ± 8 Einheiten zwischen den Ergebnissen der beiden Auswerter.

b) Rissprobe nach Sabé [2]:

Die verwendete Probe ist in Bild 2 dargestellt. Die gesamte Form wurde in Abweichung zum Vorgehen von Sabé jeweils aus einem einheitlichen Formstoff hergestellt. Die sechs Arme führen in der Nabe zur Ausbildung von Rissen, welche von der Hohlkehle aus radial nach der Nabenmitte verlaufen.

Die gegossenen Proben wurden jeweils nach dem vollständigen Erkalten auf Raumtemperatur aus der Form genommen, die Arme abgetrennt und die Nabe auf halber Höhe des Armquerschnittes horizontal durchgeschnitten. Die Schnittfläche wurde poliert und die von der Nabenoberfläche aus gemessene Risstiefe R als Durchschnitt aus den sechs Einzelwerten ermittelt.

An einem Teil der gegossenen Rissproben nach Sabé bestimmte man ausserdem die technische Schwindung, indem der Abstand XY der drei Armpaare in der Form vor dem Giessen und an dem gereinigten Abguss gemessen wurde.

2.2. Der Einfluss unbeabsichtigter Stahlbegleiter auf die Rissneigung von Kohlenstoffstahl

Für die zunächst beschriebenen Versuche wurde die Rissprobe nach Gueussier und Castro verwendet, um mögliche Schwankungen in den Versuchsbedingungen von seiten der Form möglichst klein zu halten. Die Giesstemperatur lag für alle Versuche bei $1630 \pm 10^\circ C$.

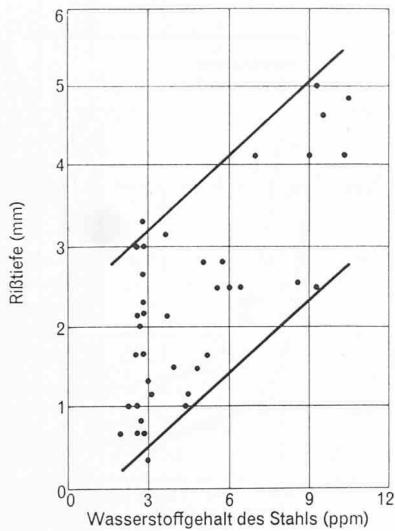


Bild 8. Einfluss des Wasserstoffgehaltes im Stahl auf die Risstiefe (Sabé-Probe)

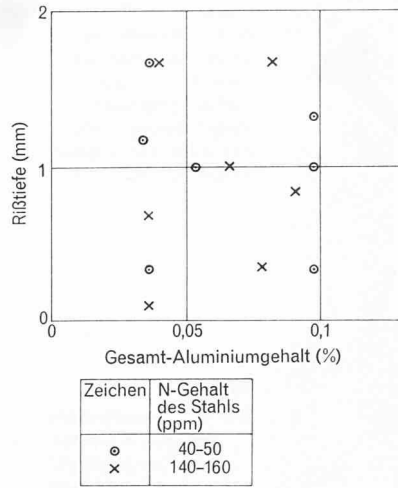


Bild 9. Einfluss des Stickstoff- und Aluminiumgehaltes im Stahl auf die Risstiefe (Sabé-Probe)

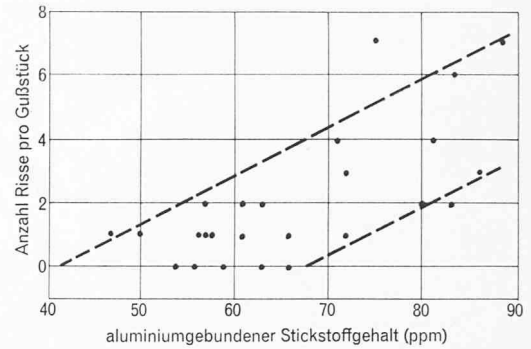


Bild 10. Einfluss des aluminiumgebundenen Stickstoffgehaltes auf die Rissanfälligkeit massiver Guss-Stücke (eigene Untersuchungen)

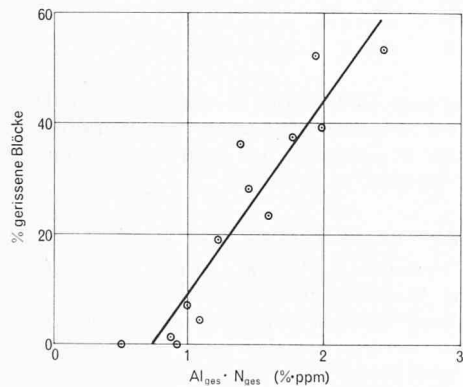


Bild 11. Einfluss des Aluminium- und Stickstoffgehaltes im Stahl auf die Rissanfälligkeit von Stahlblöcken nach Desai [13]

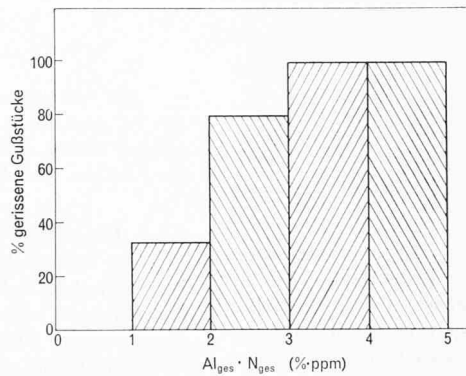


Bild 12. Einfluss des Aluminium- und Stickstoffgehaltes im Stahl auf die Rissanfälligkeit massiver Guss-Stücke (eigene Untersuchungen)

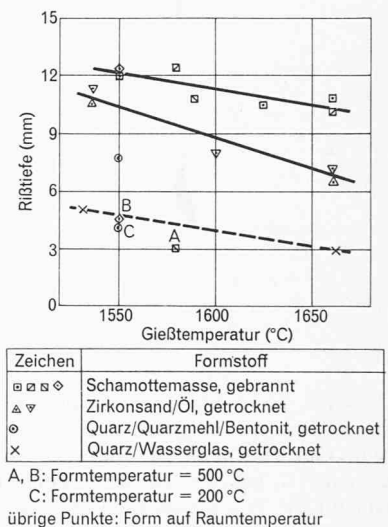


Bild 13. Einfluss von Gießtemperatur, Formstoff und Formtemperatur auf die Risstiefe

Zur Desoxydation des vergossenen Stahls hat man neben Mangan und Silizium auch Aluminium verwendet. Zur Bestimmung des Gesamtaluminiumgehaltes im Guss-Stück wurde wie für die Ermittlung der übrigen Analyse ein angegossener Probestab, welcher sich in der Nähe der Zone bevorzugter Rissbildung befand, benutzt. An diesem Probestab ist ferner die Sulfidbildung untersucht worden. Die durch Magnaflux-Prüfung festgestellten Risse in den Guss-Stücken wurden ausgemessen und für jedes Guss-Stück zu einer Gesamtrisslänge addiert. Aus Bild 6 geht hervor, dass im oberen Bereich der ermittelten Aluminiumgehalte ausschliesslich Typ-3-Sulfide bei verhältnismässig geringer Rissbildung vorliegen. Bei fallenden Aluminiumgehalten steigt mit dem beginnenden Auftreten von Typ-2-Sulfiden die Rissbildung stark an. Bild 7 zeigt einen im Bereich kettenförmiger Sulfide verlaufenden Riss.

2.2.3. Der Einfluss von Wasserstoff

In einer ersten, mit der Rissprobe nach Gueussier und Castro durchgeführten Untersuchung über den Einfluss steigender Wasserstoffgehalte des Stahls auf die Rissneigung konnte ein Einfluss dieses Gases nicht festgestellt werden. Da bei hoher Abkühlungsgeschwindigkeit Wasserstoff leicht in übersättigter Lösung im Kristall festgehalten wird, vermutete man, dass bei einer Probe mit geringerer Abkühlungsgeschwindigkeit vom ersten Befund abweichende Ergebnisse zu beobachten sein könnten.

Die weiteren Untersuchungen wurden deshalb mit der Rissprobe nach Sabé durchgeführt, wobei man der gleichmässigen

Herstellung aller Formen aus wasserglasgebundenem Quarzsand besondere Beobachtung schenkte. Der Kohlenstoffgehalt der aus reinem Einsatzmaterial hergestellten Schmelzen betrug 0,21 bis 0,24%. Die Gehalte der übrigen Elemente bewegten sich innerhalb der im Abschnitt 2.2.1. angegebenen Grenzen. Die Giesstemperatur lag bei 1600 ± 10 °C. Die Wasserstoffgehalte sind durch Einblasen von Propan in die Schmelze eingestellt worden. Die Probenahme für die Wasserstoffbestimmung erfolgte mit Hilfe der Vakuumkokille nach Feichtinger [11] aus der Pfanne unmittelbar vor dem Guss. Der Wasserstoffgehalt wurde mit Hilfe der Vakuum-Heissextraktion ermittelt.

Bild 8 zeigt, dass die Warmrissbildung mit steigendem Wasserstoffgehalt des Stahls zunimmt. Dieses Ergebnis steht in Übereinstimmung mit den Feststellungen von Savjko [12].

2.2.4 Der Einfluss von Stickstoff

In Versuchen mit der Rissprobe nach Sabé an einem Stahl aus reinem Einsatzmaterial mit 0,21—0,24% C wurde für eine Giesstemperatur von 1600 ± 10 °C über einen verhältnismässig grossen Bereich von Gesamtaluminiumgehalten bei ausschliesslichem Vorliegen von Typ-3-Sulfiden keinen Einfluss von Stickstoff auf die Warmrissbildung festgestellt (Bild 9).

Im Zusammenhang mit der Frage nach dem Einfluss von Stickstoff erscheint eine Betriebsuntersuchung, welche an einer Serie eines massiven Guss-Stückes (Querschnitt rd. 400 x 400 mm) aus einem unlegierten aluminiumdesoxydierten Stahl durchgeführt wurde, von Interesse. Die benötigten chemischen Ana-

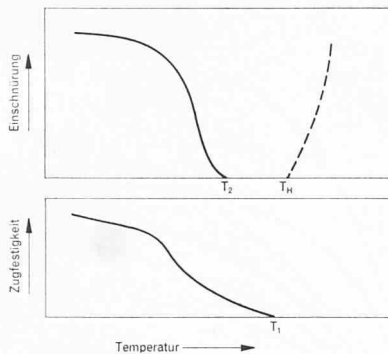


Bild 14. Verhalten von Stahl im Zugversuch im Bereich der Solidustemperatur (schematisch)

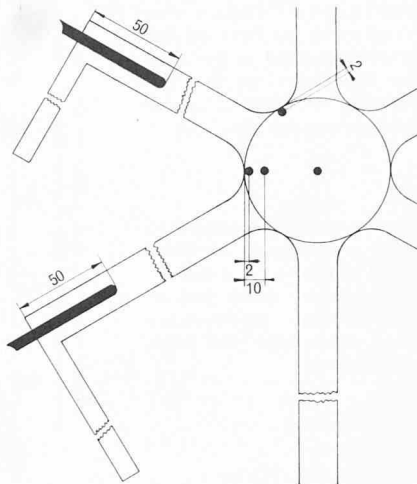


Bild 15. Anordnung der Thermolemente in der Rissprobe nach Sabé

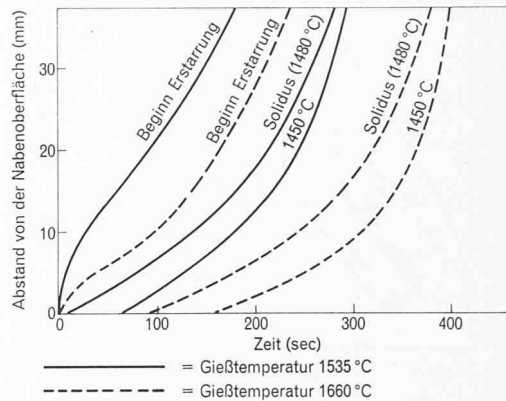


Bild 16. Einfluss der Giesstemperatur auf den Erstarrungsablauf in der Nahe der Sabé-Probe bei der Verwendung von Zirkonsand

lysen wurden an angegossenen Probestäben durchgeführt. Die untersuchten Guss-Stücke lagen innerhalb der folgenden Analysengrenzen:

C	= 0,35	—	0,40	%
Si	= 0,30	—	0,50	%
Mn	= 0,60	—	0,80	%
P	= 0,011	—	0,020	%
S	= 0,004	—	0,008	%

Ein Zusammenhang zwischen dem Ausmass der Rissbildung und dem Gehalt an Kohlenstoff, Silizium, Mangan, Phosphor oder Schwefel war nicht feststellbar. Sämtliche Probestäbe wiesen Typ-3-Sulfide auf. Die metallographische Untersuchung an einigen aus Guss-Stücken herausgeschnittenen Proben ergab bezüglich der Sulfidform eine Uebereinstimmung mit dem Befund am angegossenen Probestab. Ferner wurde festgestellt, dass es sich bei den vorliegenden Materialtrennungen um interkristalline Risse handelte, die unterhalb des Temperaturbereichs der Warmrissbildung entstanden waren.

Bild 10 zeigt, dass mit steigenden Gehalten an aluminiumgebundenem Stickstoff die Rissbildung der untersuchten Guss-Stücke zunimmt. Zu ähnlichen Ergebnissen kam auch S. C. Desai [13] im Rahmen einer Untersuchung über die Ursache von Längsrissen in Stahlblöcken. Seine Versuchsergebnisse sind in Bild 11 graphisch dargestellt. Zu Vergleichszwecken werden ausserdem die eigenen Ergebnisse in einer ähnlichen Darstellungsform in Bild 12 wiedergegeben.

Bei massiven Guss-Stücken, in denen hohe Abkühlungsspannungen auftreten, müssen zur Vermeidung der Rissbildungsgefahr als Folge von Aluminiumnitridausscheidungen die Gehalte an Aluminium und Stickstoff tief gehalten werden. Die Tatsache, dass in der Sabé-Probe bei hohen Gehalten an Aluminium und Stickstoff unterhalb des Warmrissbereiches keine Risse entstanden, kann im wesentlichen auf folgende zwei Gründe zurückgeführt werden:

a) Gegenüber den untersuchten Guss-Stücken ist die Abkühlungsgeschwindigkeit der Sabé-Probe wesentlich höher, was bei gleichen Aluminium- und Stickstoffgehalten während der Abkühlung zur Bildung kleinerer Mengen an Aluminiumnitrid führt.

b) Im Gegensatz zu den Guss-Stücken dürften die aufgetretenen Spannungen in der Sabé-Probe für eine Materialtrennung bei tieferen Temperaturen zu niedrig gewesen sein.

Zusammenfassend ergibt sich die Feststellung, dass ein Einfluss des Stickstoffes auf die Warmrissbildung nicht zu beobachten war, dass jedoch dieses Element zusammen mit Aluminium besonders in dicken Wandstärken die Gefahr der Entstehung von Rissen bei tieferen Temperaturen erhöht.

2.3. Der Einfluss von Formstoff und Giesstemperatur auf die Rissbildung in Kohlenstoffstahl

Für die im folgenden zu besprechenden Untersuchungen an der Rissprobe nach Sabé wurde Kohlenstoffstahl aus betrieb-

lichem Einsatzmaterial verwendet, wobei folgende Analysengrenzen eingehalten wurden:

C	= 0,22	—	0,25	%
Si	= 0,40	—	0,55	%
Mn	= 0,65	—	0,80	%
P	= 0,013	—	0,016	%
S	= 0,014	—	0,020	%
Al _{ges}	= 0,045	—	0,065	%

Die Versuchsergebnisse sind in Bild 13 zusammengestellt. Messwerte von Rissproben, die aus derselben Schmelze abgegossen wurden, sind durch gleiche Zeichen kenntlich gemacht. Bei den Versuchspunkten A und B betrug die Temperatur der Form unmittelbar vor dem Giessen 500 °C, für Versuch C lag sie bei 200 °C. Alle übrigen Formen wiesen vor dem Giessen Raumtemperatur auf.

Aus Bild 13 ergeben sich folgende Feststellungen:

a) Bei allen untersuchten Formstoffen nimmt die Risstiefe mit steigender Giesstemperatur mehr oder weniger stark ab.

b) Die verschiedenen Formstoffe führen zu einer sehr stark unterschiedlichen Rissbildung.

c) Eine Vorwärmung der Form führte in allen drei untersuchten Fällen zu einer wesentlichen Verminderung der Risstiefe.

Für die Deutung der gefundenen Zusammenhänge ist es notwendig, Ergebnisse fremder Arbeiten in Erinnerung zu rufen. Aus Veröffentlichungen von Hall [14], Piwowarsky, Bozic und Söhnchen [15], Pellini [8] und Williams [16] geht hervor, dass sowohl bei Kohlenstoffstahl als auch bei leicht und hoch legierten Stählen, die einem Zugversuch unterworfen werden, die in Bild 14 durch ausgezogene Linien schematisch wiedergegebenen Zusammenhänge bestehen. Unterhalb der Temperatur T_1 , welche innerhalb des Erstarrungsintervalls in der Nähe der Solidustemperatur liegt, erlangt der Stahl die Fähigkeit, messbare Spannungen aufzunehmen. Die Temperatur T_1 kann als jene Temperatur gedeutet werden, bei welcher der Abstand a zweier benachbarter Kristalle so klein wird, dass die auf Grund der Grenzflächenspannung α zwischen Kristall und Schmelze für eine Materialtrennung aufzubringende Spannung

$$\sigma = \frac{2\alpha}{a}$$

einen messbaren Wert erreicht.

Im Temperaturbereich zwischen T_1 und T_2 geht der Stahl unter Spannungen ohne oder nur mit einer sehr kleinen, messbar bleibenden Verformung zu Bruch. Erst unterhalb der Temperatur T_2 erlangt er eine rasch zunehmende Fähigkeit, sich bleibend zu verformen und damit Spannungen abzubauen. Die Temperatur T_2 scheint in jenem Bereich zu liegen, da die letzten Restschmelzebereiche erstarren.

Überträgt man die geschilderten Zusammenhänge auf die Vorgänge bei der Erstarrung der Sabé-Probe, so ist weiter zu berücksichtigen, dass oberhalb einer bestimmten Temperatur T_H

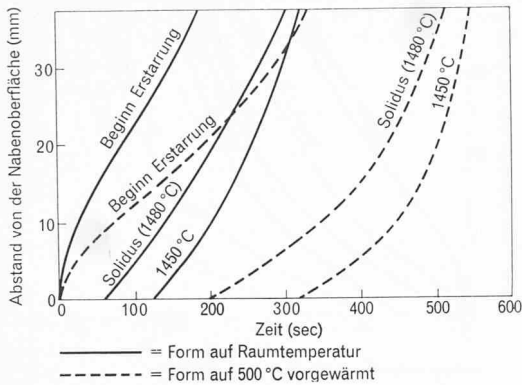


Bild 17 (links): Einfluss einer Vorwärmung der Form auf den Erstarrungsablauf in der Nabe der Sabé-Probe bei der Verwendung von Schamottemasse (Giesstemperatur 1550 °C)

Bild 18 (rechts): Temperaturabfall in den Armen der Sabé-Probe in Abhängigkeit vom Erstarrungsablauf in der Nabe bei verschiedenen Giesstemperaturen, Formstoffen und Formtemperaturen

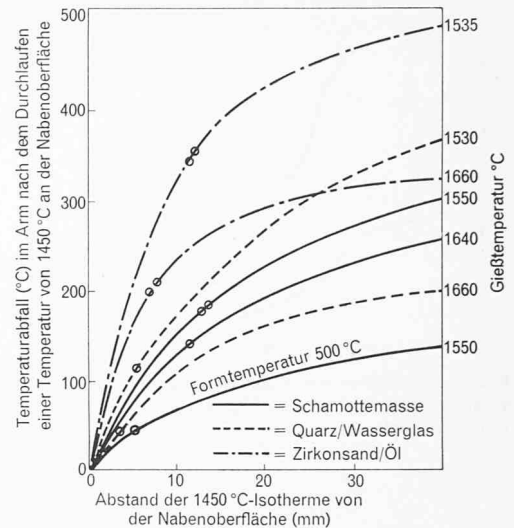
ein entstandener Riss durch nachfließende Restschmelze wieder ausgeheilt werden kann. Dieser Vorgang wandelt gewissermaßen die Bildung eines Warmrisses oberhalb der Temperatur T_H in eine bleibende Verformung um und wurde deshalb in Bild 14 durch eine gestrichelte Linie angedeutet. Für die weiter unten folgenden Betrachtungen wird näherungsweise angenommen, dass die Temperatur T_H etwa bei der Temperatur T_1 liegt.

Während der Erstarrung durchläuft der Stahl somit im Bereich der Solidustemperatur ein Temperaturintervall $T_1 - T_2$, in dem er zwar eine kleine, messbare Spannung aufnehmen, sich jedoch nicht oder nur äusserst wenig bleibend verformen kann. Dieses Temperaturintervall, welches nach Prochorov [17] als Sprödigkeitstemperaturintervall bezeichnet werden soll, ist für die Warmrissbildung von entscheidender Bedeutung.

Metallographische Untersuchungen an den abgegossenen Sabé-Proben zeigten grundsätzlich stets das gleiche Bild in den rissgefährdeten Querschnitten. Die gebildeten Warmrisse verlaufen durch eine Zone, welche gegenüber der unbeeinflussten Grundmasse eine deutliche Anreicherung an Kohlenstoff, Schwefel und Phosphor erkennen lässt. Es handelt sich bei diesen Zonen um primäre Warmrisse, welche durch nachfließende Restschmelze ausgeheilt wurden. Die sichtbaren Materialtrennungen stellen sekundäre Warmrisse, welche nach Ausheilung der Primärrisse entstanden, dar.

Um die bei der Warmrissbildung ablaufenden Vorgänge genauer erfassen zu können, wurde für verschiedene Formstoffe und Giesstemperaturen an wichtigen Stellen der Rissprobe der Temperaturverlauf während der Erstarrung und Abkühlung gemessen. Die Anordnung der Thermoelemente zeigt Bild 15. In Anlehnung an die Arbeiten von Bishop, Brandt und Pellini [18] wurden für die Nabe der Rissprobe Erstarrungsschaubilder aufgestellt. Die Bilder 16 und 17 zeigen Beispiele für zwei verschiedene Formstoffe. Der Einfluss von Formstoff, Giesstemperatur und Formtemperatur auf den Erstarrungsablauf in der Nabe geht daraus sehr deutlich hervor. Im Gegensatz dazu zeigte der Abkühlungsverlauf im Arm nur eine sehr geringe Abhängigkeit von den genannten drei Veränderlichen. In allen untersuchten Fällen war das Zentrum des Arms bereits erstarrt, wenn in der Hohlkehle an der Nabenoberfläche die Solidustemperatur erreicht wurde.

Für die folgenden Betrachtungen wird angenommen, dass die obere Grenze des Sprödigkeits-Temperaturintervalls bei rund 1450 °C liegt. Bis zu dem Zeitpunkt, da eine bestimmte Stelle in der Nabe der Sabé-Probe die Temperatur von 1450 °C erreicht, können dort entstehende primäre Warmrisse durch nachfließende Restschmelze ausgeheilt werden. Zunächst soll die Nabenoberfläche in einer Hohlkehle betrachtet werden. In dem Moment, da diese die Temperatur von 1450 °C durchläuft, weisen die Arme der Rissprobe über einen grossen Teil ihrer Länge die Temperatur T_{A0} auf. Da bis zu diesem Zeitpunkt entstehende Warmrisse geheilt wurden, bestehen im Bereich der Hohlkehle zunächst keine nennenswerten Spannungen. Wenn die 1450 °C-Isotherme in der Nabe den Abstand dx von der Oberfläche erreicht hat, ist die Temperatur in den Armen um dT_A auf $T_{A0} - dT_A$ gefallen. Nimmt man in erster Näherung an, dass der Abstand dx ein Mass für den spannungsaufnehmenden Querschnitt und die Differenz dT_A ein Mass für die auf diesen Querschnitt wirkende Kraft darstellt, so ist der Quotient dT_A/dx ein näherungsweise Mass für die in der Zeit dT im betrachteten Querschnitt aufgebaute Spannung. Wenn dieser Quotient



einen kritischen Wert, welcher für eine bestimmte Stelle eines Guss-Stückes in erster Linie durch die Spannungs-Dehnungs-Charakteristik des Stahls im Sprödigkeitstemperaturintervall und die Nachgiebigkeit der Form bestimmt wird, überschreitet, so entsteht ein sekundärer Warmriss von der Tiefe dx . Dieser Warmriss wächst im Verlaufe der weiteren Erstarrung so lange, bis in einem bestimmten Abstand x der Quotient dT_A/dx den kritischen Wert unterschreitet.

In Bild 18 wurde der Temperaturverlauf in den Armen der Rissprobe als Funktion des Abstandes der 1450 °C-Isotherme von der Nabenoberfläche dargestellt. (Die Kurven für den Quarz/Quarzmehl/Bentonit-Sand wurden der besseren Uebersichtlichkeit halber weggelassen.) Als Nullpunkt für die Temperatur der Arme wurde jener Wert gewählt, den die Arme in dem Moment aufweisen, da die Nabenoberfläche die Temperatur von 1450 °C durchläuft. In Bild 18 sind ferner als Kreise die dem Bild 13 für die entsprechenden Giesstemperaturen und Formstoffe entnommenen Risstiefen eingetragen, wobei beispielsweise eine Risstiefe von 11,3 mm der Abstand $x = 11,3$ mm zugeordnet ist. Für die Versuchsgruppe mit Schamottemasse wurde für die Giesstemperatur von 1640 °C der durch die entsprechende Gerade im Bild 13 angegebene Wert der Risstiefe eingezeichnet.

Aus Bild 18 wurden für die eingetragenen Versuchspunkte auf graphischem Wege die Quotienten

$$\left(\frac{dT_A}{dx}\right)_{krit.}$$

ermittelt und in Tabelle 1 zusammengestellt. Daraus ergeben sich folgende Feststellungen:

a) Bei gleichbleibender Stahlqualität lässt der kritische Quotient $(dT_A/dx)_{krit.}$ für einen bestimmten Formstoff keine Abhängigkeit von der Giess- und Formtemperatur erkennen.

Sandsorte	Formtemp. (°C)	Giess-temp. (°C)	$\left(\frac{dT_A}{dx}\right)_{krit.}$ (°C/mm)	$\left(\frac{dT_A}{dx}\right)_{krit.}$ Mittelwert (°C/mm)		mittl. techn. Schwindung (‰)
Schamottemasse	Raumtemp.	1550	8,1	7,9	1,24	
	Raumtemp.	1550	8,1			
	500	1550	7,5			
Quarz/Quarzmehl/Bentonit	Raumtemp.	1640	7,9	16,8	1,67	
	Raumtemp.	1550	16,3			
Quarz/Wasserglas	Raumtemp.	1530	15,2	14,3	1,68	
	Raumtemp.	1660	13,4			
Zirkon/Oel	Raumtemp.	1535	15,1	14,9	1,54	
	Raumtemp.	1535	14,4			
	Raumtemp.	1660	15,7			
	Raumtemp.	1660	14,5			

b) Zwischen einzelnen Formstoffen treten charakteristische Unterschiede in den Quotienten $(dT_A/dx)_{krit.}$ auf, die in einer gewissen Beziehung zur technischen Schwindung der Rissprobe stehen.

Da für die besprochenen Versuche möglichst gleichartige Schmelzen verwendet wurden, kann der Quotient $(dT_A/dx)_{krit.}$ als Mass für die durch den Formstoff bewirkte Schwindungsbehinderung angesehen werden.

Bei der verwendeten Rissprobe mit den verhältnismässig dünnen Armen übt die Giesstemperatur keinen merklichen Einfluss auf die Schwindungsbehinderung durch den Formstoff aus. Dagegen zeigt Bild 18, dass eine wechselnde Giesstemperatur den Temperatur- und Erstarrungsverlauf in der Rissprobe verändert. Dadurch werden die auftretenden Spannungen und damit die Rissbildung beeinflusst. Aehnlich wie eine steigende Giesstemperatur wirkt eine Vorwärmung der Form.

Aus Bild 18 geht weiter hervor, dass sich die Formstoffe auf Grund ihrer unterschiedlichen thermischen Eigenschaften bei gleicher Giesstemperatur unterschiedlich auf den Temperatur- und Erstarrungsverlauf auswirken. Bei der Beurteilung des Einflusses eines Formstoffes auf die Warmrissbildung in Gussstücken mit stark unterschiedlichen Querschnitten sind somit neben seiner Nachgiebigkeit auch seine thermischen Eigenschaften zu berücksichtigen. Setzt man beispielsweise voraus, dass für den untersuchten Zirkonsand und die Schamottemasse die thermischen Eigenschaften unverändert beibehalten bleiben, so ergibt sich nach Bild 18 aus der Tatsache, dass der Zirkonsand gegenüber der Schamottemasse im Koordinatennullpunkt einen grösseren Quotienten dT_A/dx aufweist, für eine rissfreie Erstarrung der Sabé-Probe die Forderung, dass der Zirkonsand eine höhere Nachgiebigkeit als die Schamottemasse aufweisen muss.

Abschliessend sei ausdrücklich darauf hingewiesen, dass die vorstehenden Ausführungen nicht den Anspruch erheben können, die Wirkung von Giesstemperatur und Formstoff auf die Rissbildung vollständig zu beschreiben. Mit Hilfe geeigneter Versuchsbedingungen sollen lediglich einige bisher wenig erforschte Zusammenhänge untersucht und ihre Bedeutung herausgestellt werden. Zu einer umfassenden Beurteilung der Wirkung von Formstoff und Giesstemperatur für den all-

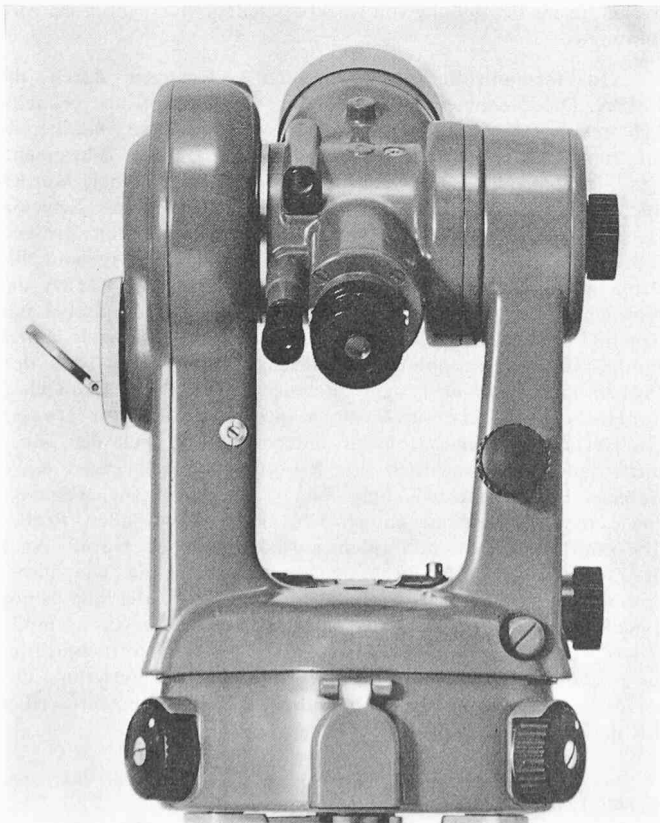
gemeinen Fall wird es notwendig sein, weitere Faktoren, wie beispielsweise den Einfluss der Giesstemperatur auf die Nachgiebigkeit des Formstoffes bei dickeren Guss-Stückquerschnitten, die Form und Grösse der wachsenden Kristalle, Seigerungserscheinungen usw., zu berücksichtigen.

Literaturverzeichnis

- [1] Gueussier, A., Castro, R.: «Revue de Métallurgie», 57 (1960) S. 117/134.
- [2] Sabé, A.: «Giesserei, techn. wiss. Beihefte», 14 (1962), S. 37/50.
- [3] Heyer, H., Piwowarsky, E.: «Giesserei», 42 (1955), S. 273/279.
- [4] De Sy, A., van Eeghem, J., de Groote, R.: Internat. Giessereikongress, Wien 1961, S. 343/353.
- [5] Middleton, J. M., Protheroe, H. T.: «J. Iron and Steel Inst.», 168 (1951), S. 384/400.
- [6] Beckius, K.: Intern. Giessereikongress, Stockholm 1957, S. 245/285.
- [7] Bhattacharya, U. K., Adams, C. M., Taylor, H. F.: «Trans. A. F. S.», 60 (1952), S. 675/680.
- [8] Pellini, W. S.: «Foundry», November 1952, S. 125/199.
- [9] Philipps, W. J.: «Foundry», Juli 1940, S. 27/89.
- [10] Sims, C. E., Bougler, W. F.: «Trans. A. F. S.», 54 (1946), S. 360.
- [11] Feichtinger, H., Gremminger, J., Bächtold, H., Manderson, D.: «Berg- und Hüttenmännische Monatsh.», 102 (1957), S. 257/271.
- [12] Savejko, V. N.: «Litejnoe Proizvodstvo» (in Deutsch), 1 (1961), Heft 10, S. 33/36 (Russian Castings Production, 1961, S. 453 bis 456).
- [13] Desai, S. C.: «J. Iron and Steel Inst.», 191 (1959), S. 250/256.
- [14] Hall, H. F.: «Iron and Steel Inst.», Special Rep. Nr. 15, 1936, S. 65/93.
- [15] Piwowarsky, E., Bozic, B., Söhnchen, E.: «Archiv f. d. Eisenhüttenwesen», 7 (1933), S. 127/130.
- [16] Williams, C. S.: «Welding Journal», Research Supplement, 42 (1963), S. 1s/8s.
- [17] Prochorov, N. N.: «Litejenoe Proizvodstvo» (in Deutsch), 2 (1962), Heft 4, S. 28/31 (Russian Castings Production, 1962, S. 172/175).
- [18] Bishop, H. F., Brandt, F. A., Pellini, W. S.: «Trans. A. F. S.», 59 (1951), S. 435/450.

Ein neuer Kern-Ingenieurtheodolit

DK 526.913



Der neue Ingenieurtheodolit K 1-A (Bild 1) ist für alle Vermessungsarbeiten mittlerer und niedriger Genauigkeit im Hoch- und Tiefbau bestimmt. Sein Hauptvorteil ist die unerreicht einfache und bequeme Handhabung, die es nicht nur dem Ingenieur und Techniker, sondern auch dem Polier ermöglicht, die vielfältigen Vermessungs-

Bild 1 (links): Ingenieurtheodolit Kern K 1-A

Bild 2 (rechts): Kreisablesbeispiele 400 g Horizontalkreis, Rechtsteilung 170 g 65 c 30 cc; 360° Horizontalkreis, Linksteilung 25° 12' 30'' Mit dem Mikrometertrieb wird der bezifferte Gradstrich symmetrisch zwischen den Doppelstrich gestellt. Auf der Skala des gemeinsamen Mikrometers lassen sich 1c bzw. 20'' direkt ablesen und 10cc/5'' schätzen.

