

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: 17.05.2025

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 Aare-mündung, wird aus diesen Gründen nur mässig gefördert, und im St. Galler Rheintal bezieht 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 St

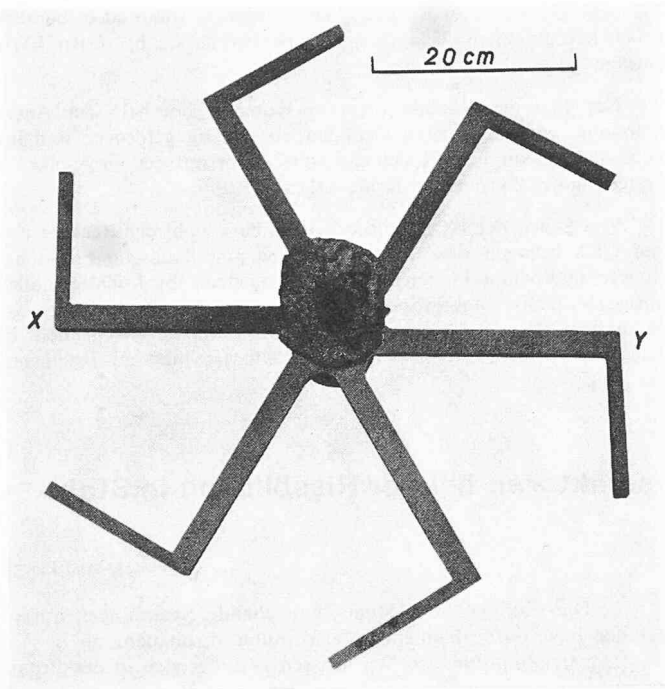
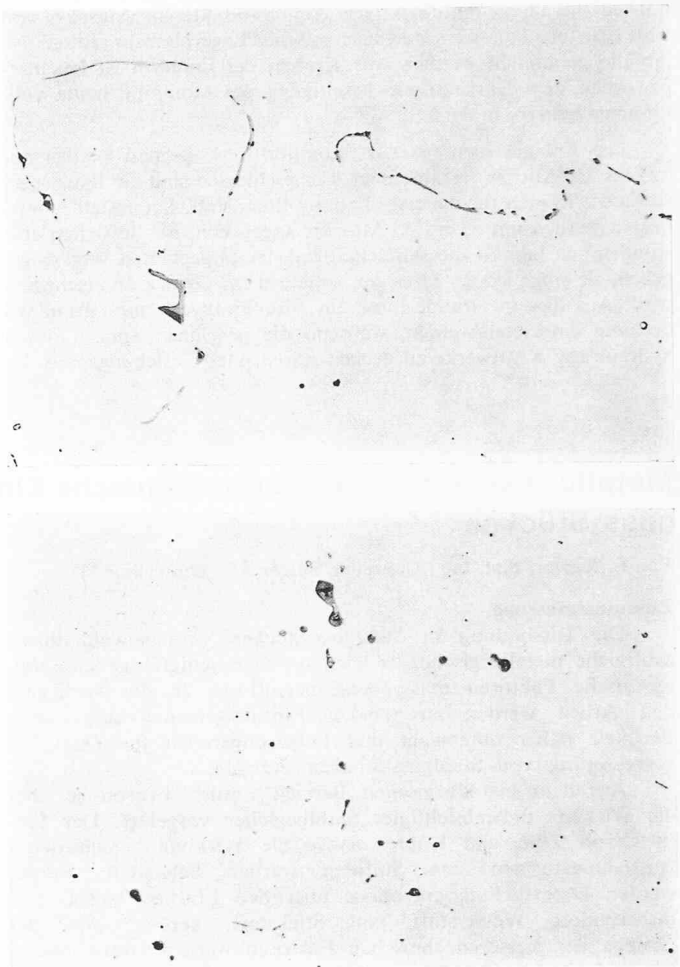


Bild 2. Rissprobe nach Sabé [2]

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.

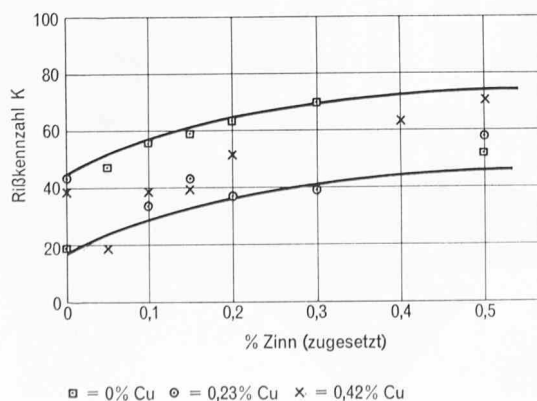
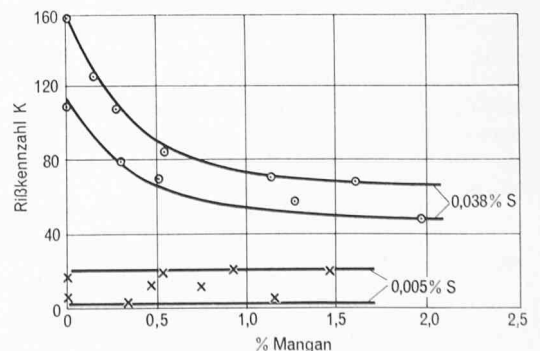
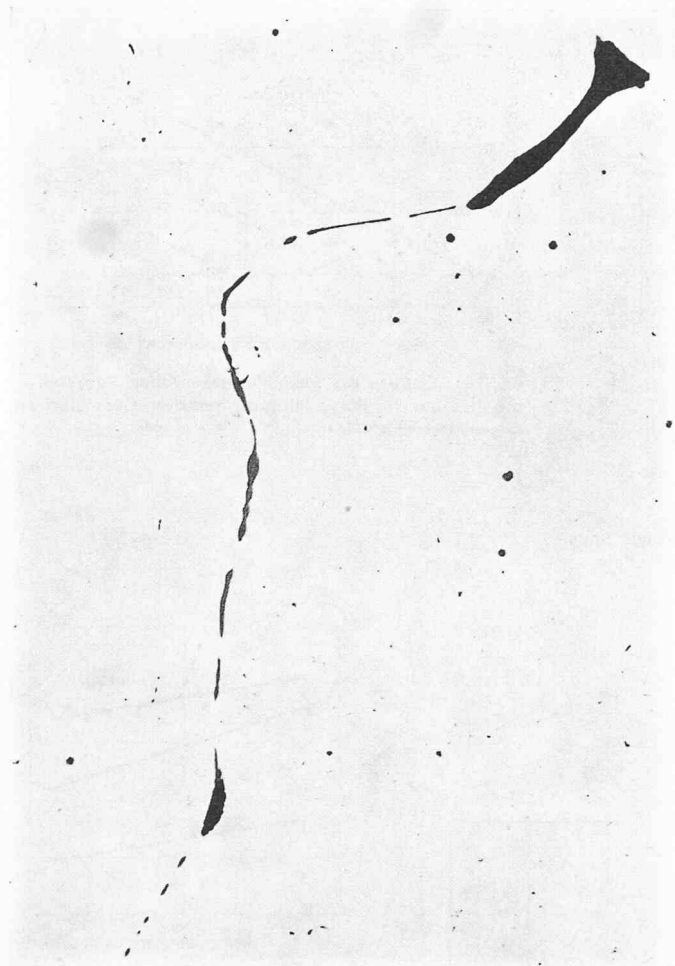


Bild 3 (links). Einfluss von Zinn und Kupfer auf die Rissneigung

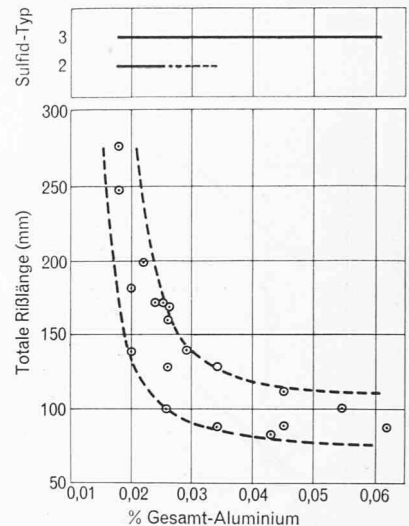
Bild 4 (rechts). Einfluss von Mangan und Schwefel auf die Rissneigung





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 Übergang 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		

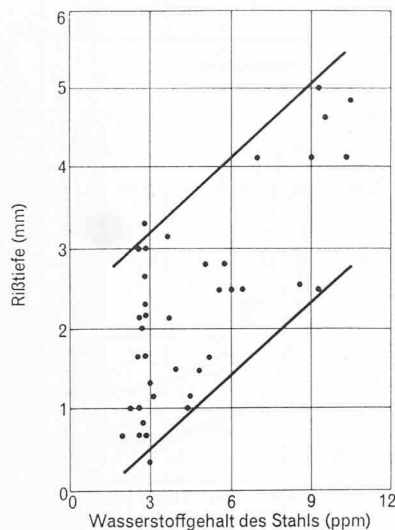


Bild 8. Einfluss des Wasserstoffgehaltes im Stahl auf die Risstiefe (Sabé-Probe)

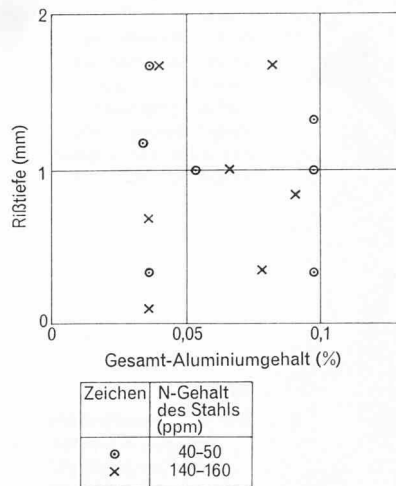


Bild 9. Einfluss des Stickstoff- und Aluminiumgehaltes im Stahl auf die Risstiefe (Sabé-Probe)

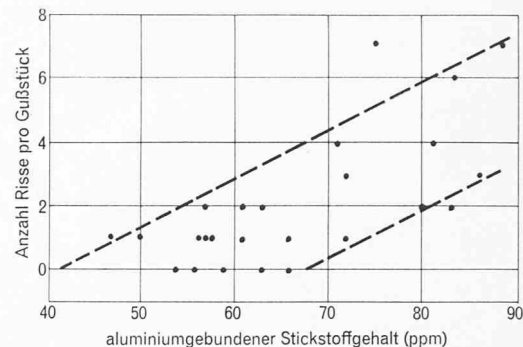


Bild 10. Einfluss des aluminiumgebundenen Stickstoffgehaltes auf die Rissanfälligkeit massiver Guss-Stücke (eigene Untersuchungen)

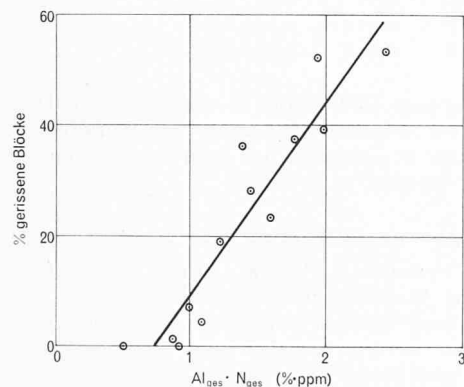


Bild 11. Einfluss des Aluminium- und Stickstoffgehaltes im Stahl auf die Rissanfälligkeit von Stahlblöcken nach Desai [13]

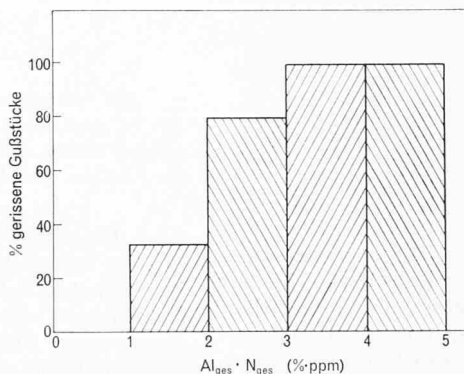
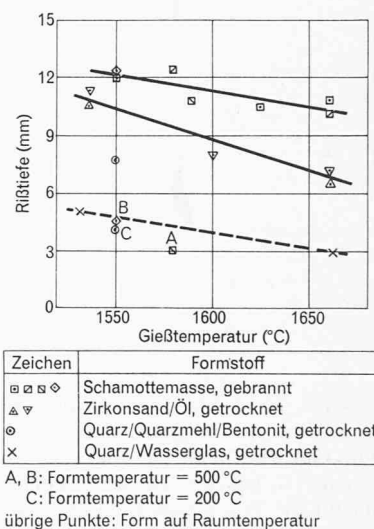


Bild 12. Einfluss des Aluminium- und Stickstoffgehaltes im Stahl auf die Rissanfälligkeit massiver Guss-Stücke (eigene Untersuchungen)



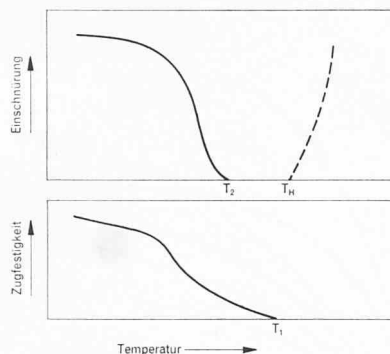


Bild 14. Verhalten von Stahl im Zugversuch im Bereich der Solidustemperatur (schematisch)

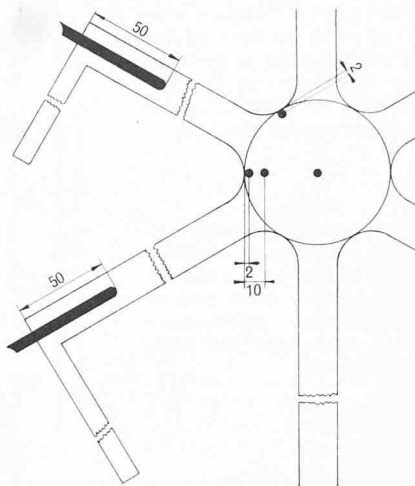


Bild 15. Anordnung der Thermoelemente in der Rissprobe nach Sabé

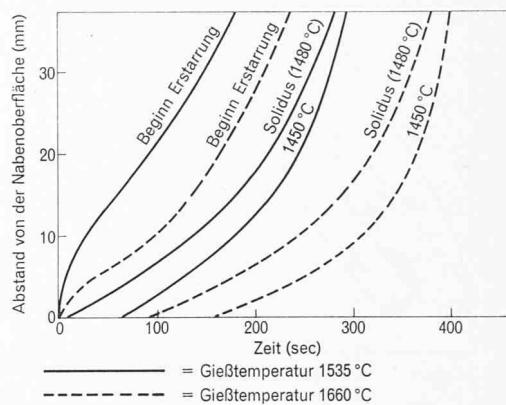


Bild 16. Einfluss der Giesstemperatur auf den Erstarrungsablauf in der Nähe der Sabé-Probe bei der Verwendung von Zirkonsand

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 Übereinstimmung 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 Sab

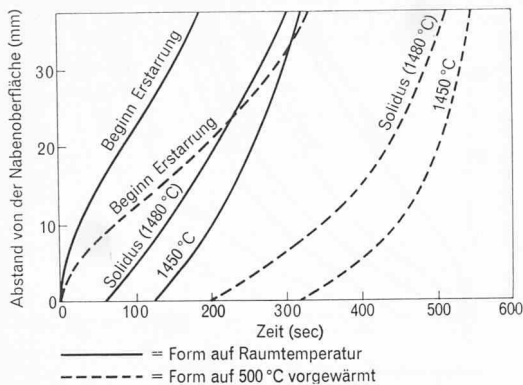
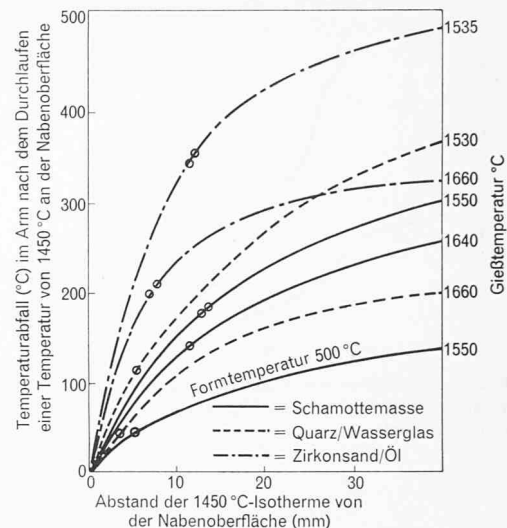


Bild 17 (links): Einfluss einer Vorwärmung der Form auf den Erstarrungsablauf in der Nabe der Sabé-Probe bei der Verwendung von Schamotte-masse (Giesstemperatur 1550 °C)

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.

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. Ähnlich 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 Guss-Stücken 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 geeignet gewählter 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