

8-t-Duplexstahlgehäuse bei der Wärmebehandlung

FOTO: TIPPMANN

Neuere Untersuchungen zur Sigma-Phase in Duplexstahl-Gussstücken

KURZFASSUNG:

Mit dem Ziel, Ausgangsdaten für die mathematische Modellierung der Rissgefahr in Duplexstahlgussstücken zu erhalten, wurden umfangreiche experimentelle Untersuchungen an Probegussstücken aus dem Duplexstahl 1.4517 durchgeführt. Dabei zeigte sich, dass die Bildung der spröden Sigma-Phase nicht nur von der Abkühlungsgeschwindigkeit, sondern in hohem Maße auch von temporären Spannungen abhängt. Aus diesen Ergebnissen lassen sich bereits Schlussfolgerungen für die Konstruktion und Fertigung von Duplexstahlgussstücken ableiten. Für die mathematische Beschreibung dieser Vorgänge sind aber weitere Untersuchungen erforderlich.

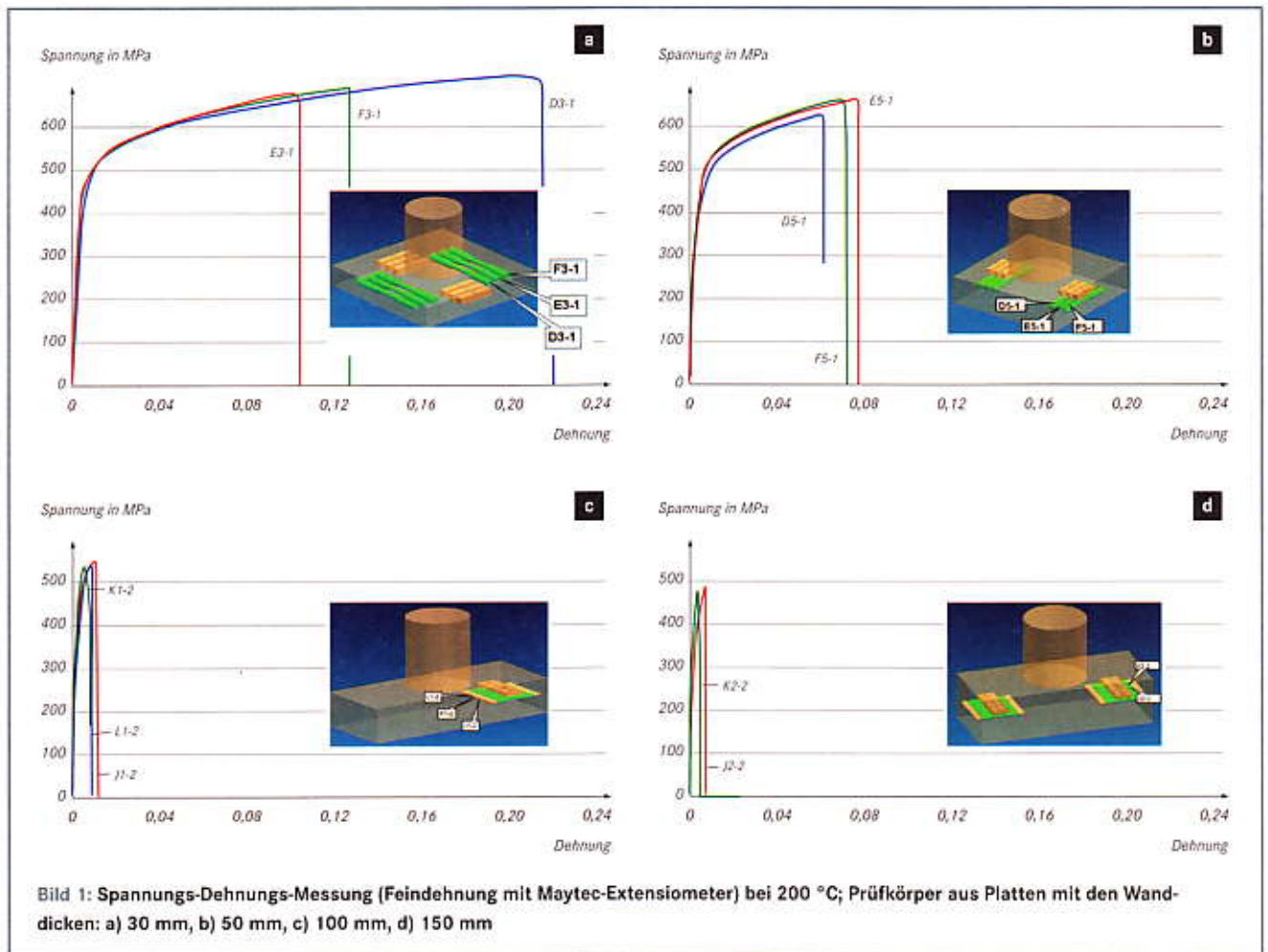
VON ROLAND HARTMANN UND SERGUEI POLIAKOV, FREIBERG, CLEMENS SCHMEES, JOHANN UNGLAUB, CHRISTINA SCHRÖDER UND REINHILD ARNOLD, PIRNA

Problemsituation

Duplexstähle sind hoch legierte ferritisch-austenitische Stähle, die wegen ihrer hohen Korrosionsbeständigkeit und guten Schweißbarkeit zunehmend auf den internationalen Märkten für den Einsatz in der chemischen und Lebensmittelindustrie, im Bergbau und der Meerestechnologie, im Pumpen- und Apparatebau und anderen Wirtschaftszweigen nachgefragt werden. Die Fertigung von Gussstücken aus diesen Edelstählen ist aber sehr schwierig und aufwendig, insbesondere deswegen, weil sich während der Abkühlung neben Ferrit und Austenit die sehr spröde Sigma-Phase ausbilden kann. Da nicht selten die temporären Dehnungen in den Gussstücken größer als die Bruchdehnung des

durch die Sigma-Phase geschwächten Gusswerkstoffes sind, reißen die Gussstücke noch in der Gießform oder kurz nach dem Auspacken und müssen geschweißt oder wieder eingeschmolzen werden.

Es ist bekannt, dass sich die Sigma-Phase bei langsamer Abkühlung des Gussstückes im Temperaturbereich zwischen etwa 900 und 600 °C bildet. Wird dieser Bereich hinreichend schnell durchlaufen, kann die Sigma-Phase unterdrückt werden. Diesen Umstand nutzen manche Gießereien und packen die Gussstücke bei hohen Temperaturen kurz nach dem Erstarren aus, um sie nach einem groben Putzvorgang (Entkernen, Abtrennen des Anschnittsystems) und einer Wärmebehandlung im Glühofen (Lösungsglügen) schließlich im Wasserbad abzuschrecken. Bei der Glühbehandlung wird u. a. die Sigma-Phase im Gussstück aufgelöst, die sich während der Transport- und Putzprozedur gebildet haben kann, aber während dieser



Zeit nicht zum Reißen führt, weil das Gussstück bei diesen hohen Temperaturen über eine ausreichend große Plastizität verfügt. Eine solche Technologie ist aber nicht nur überaus belastend für die Gießereiarbeiter, sondern kann auch zu erheblichen Deformationen der Gussstücke führen.

Wenn es gelänge, die Gefahr der Rissbildung vorauszubestimmen, könnte einerseits Einfluss auf die konstruktive Gestaltung der Gussstücke genommen und andererseits die Technologie besser den Erfordernissen angepasst, also z. B. die Auspacktemperatur herabgesetzt werden. Für die beabsichtigte mathematische Modellierung dieser Vorgänge waren zunächst umfangreiche experimentelle Untersuchungen notwendig, über die im Folgenden berichtet werden soll.

Experimentelle Untersuchungen

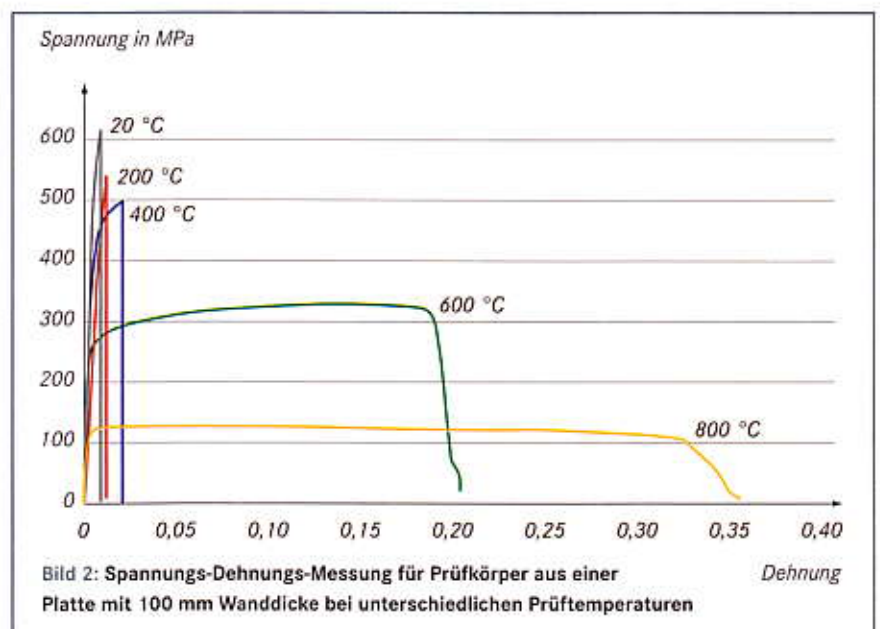
Werkstofftechnische Untersuchungen. Wenn ein Gussstück während der Abkühlung reißt, muss offenbar die schwindungsbedingte Dehnung größer sein als die Bruchdehnung des Werkstoffes bei der betreffenden Temperatur. Für die Abschätzung der Rissgefahr sind also neben der lokalen Schwindungsbehinderung zwei funktionale Zusammenhänge zu bestimmen: erstens - die Bruchdehnung als Funk-

tion der Temperatur und des Gehaltes des Werkstoffes an Sigma-Phase und zweitens - die Bildung von Sigma-Phase im Gusswerkstoff als Funktion der technologischen Bedingungen (Temperatur, Abkühlgeschwindigkeit usw.) bzw. der konstruktiven Gestaltung des Gussstückes (Wanddicke, Wanddickenübergänge, Knoten usw.). Die Untersuchungen zur Bestimmung dieser

Funktionen wurden exemplarisch am Duplexstahl 1.4517 durchgeführt.

Der temperaturabhängige Ausdehnungskoeffizient des Werkstoffes wurde auf einem Abschreck- und Umformdilatometer ermittelt.

Für die Bestimmung der Bruchdehnung wurden Zugstäbe aus plattenförmigen Gussstücken unterschiedlicher Wanddicke



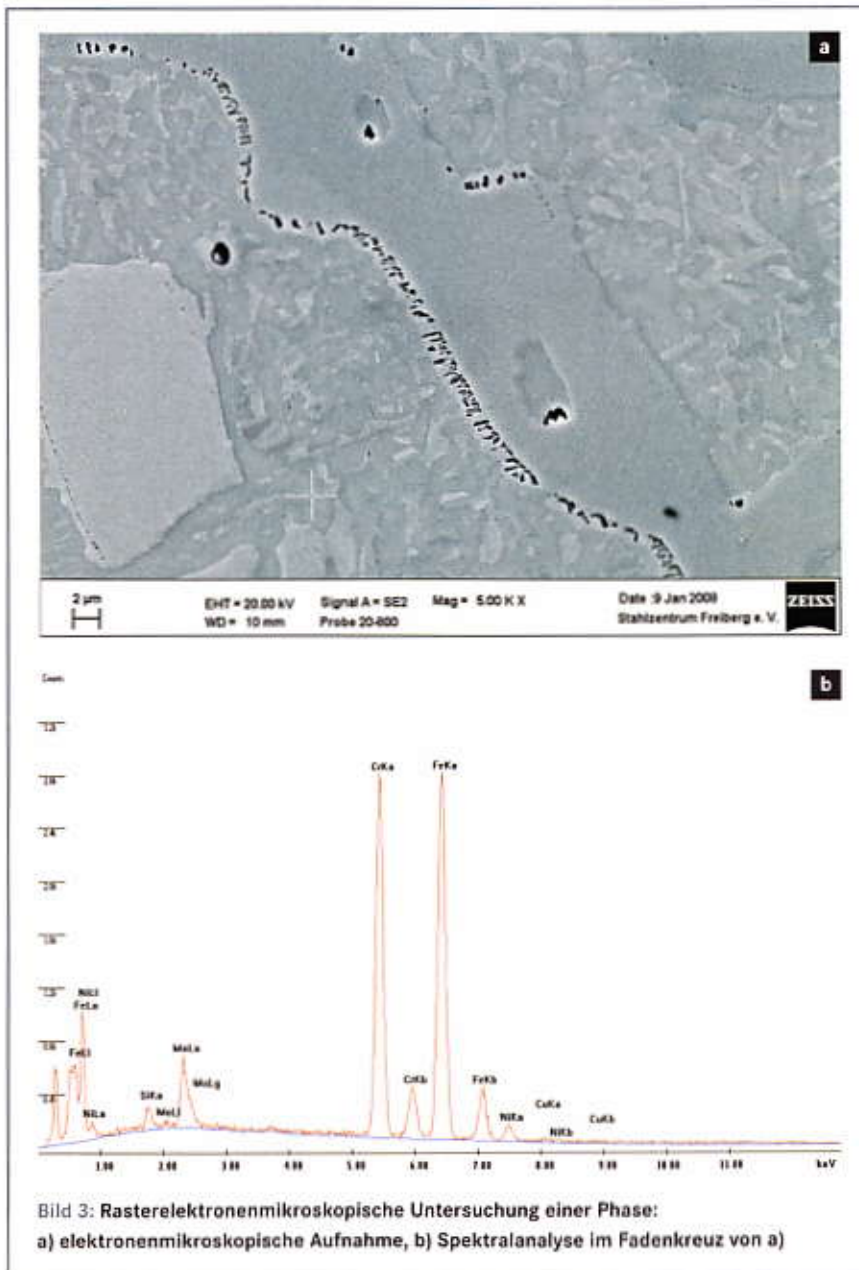


Bild 3: Rasterelektronenmikroskopische Untersuchung einer Phase:
a) elektronenmikroskopische Aufnahme, b) Spektralanalyse im Fadenkreuz von a)

(und damit unterschiedlicher Abkühlgeschwindigkeit und demzufolge auch unterschiedlichen Gehalten an Sigma-Phase) herausgearbeitet und auf einer Universalprüfmaschine bei Temperaturen von 20 bis 800 °C stufenweise auf Zug beansprucht. In Bild 1 sind die Ergebnisse der Zugprüfung für Prüfkörper aus verschiedenen dicken Gussplatten bei 200 °C dargestellt. Bild 2 zeigt Spannungs-Dehnungs-Diagramme für Prüfkörper, die aus einer Platte von 100 mm Wanddicke herausgearbeitet wurden, für unterschiedliche Prüftemperaturen. Der Gehalt an Sigma-Phase wurde durch metallographische Schlichtanalyse bestimmt. Der Restferritgehalt wurde mit der magnetischen Waage ermittelt. Außerdem wurden Untersuchungen mit einem Rasterelektronenmikroskop mit EDX (energiedispersive Röntgenspektroskopie) zur Feststellung der chemischen Zusammensetzung verschiedener Phasen durchgeführt (Bild 3).

Aus den Ergebnissen der experimentellen Untersuchungen lassen sich bereits tendenzielle Schlussfolgerungen für die Rissanfälligkeit von Gussstücken aus dem Duplexstahl 1.4517 ableiten (Bild 4): Risse werden in dem Temperaturbereich entstehen, in welchem die Kurve für die Bruchdehnung A_m die Kurve für die durch eventuelle Schwindungsbehinderung bedingte Dehnung des Werkstoffes schneidet. Das geschieht auch nach betriebspraktischen Erfahrungen erst bei relativ niedrigen Temperaturen. Wie man sieht, besteht im untersuchten Fall für Prüfkörper aus der Plattendicke 50 mm mit nur 1 bis 2 % Sigma-Phase keine Rissgefahr, obwohl unter anderen Bedingungen auch schon dieser geringe Gehalt an Sigma-Phase rissgefährdend sein kann.

Es ist bekannt, dass die Bildung der Sigma-Phase in Abhängigkeit von verschiedenen Parametern, wie z. B. der Ferritkorngröße, auf unterschiedliche Weise und in unterschiedlichem Maße geschieht und auch die Erscheinungsformen unterschiedlich sein können (korallenförmig oder blockartig) [1]. Die Verteilung der Sigma-Phase im Duplex-Gefüge wirkt sich dementsprechend auf die Werkstofffestigkeit aus. In den untersuchten Proben wurde eine sehr feine Verteilung der Sigma-Phase vorgefunden. Je höher der Anteil an Sigma-Phase ist, desto mehr ist diese Phase, die sich bevorzugt an Korn- bzw. Phasengrenzen bildet, miteinander vernetzt, so dass die Festigkeit des Werkstoffes durch die leichtere Rissausbreitung entlang der spröden Sigma-Phase herabgesetzt wird. Insofern bedarf es weitergehender Untersuchungen, um zu präziseren Werten zu gelangen.

Neben der Zugfestigkeit wurden zur Beurteilung des Gefüges auch die Kerbschlag

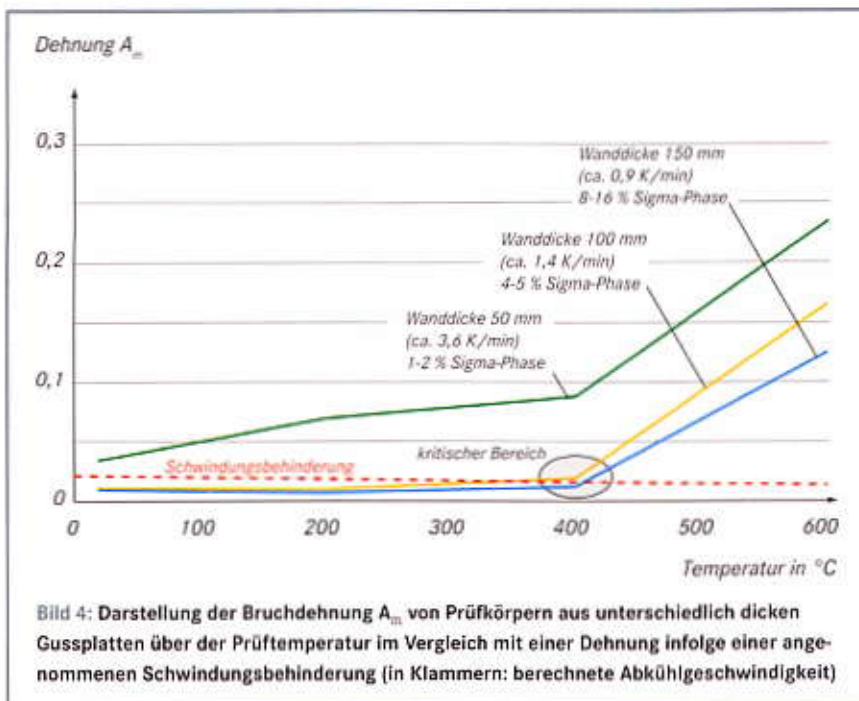


Bild 4: Darstellung der Bruchdehnung A_m von Prüfkörpern aus unterschiedlich dicken Gussplatten über der Prüftemperatur im Vergleich mit einer Dehnung infolge einer angenommenen Schwindungsbehinderung (in Klammern: berechnete Abkühlgeschwindigkeit)

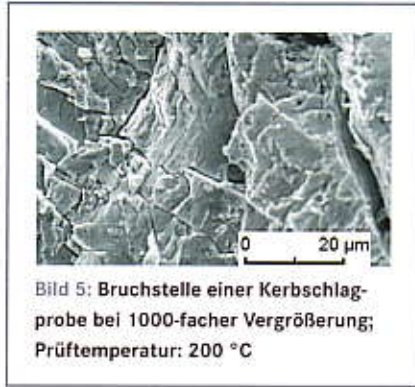


Bild 5: Bruchstelle einer Kerbschlagprobe bei 1000-facher Vergrößerung; Prüftemperatur: 200 °C

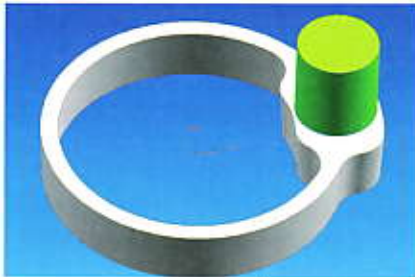


Bild 7: Prinzipielle Gestaltung eines Versuchsgusskörpers (Spannungsring)

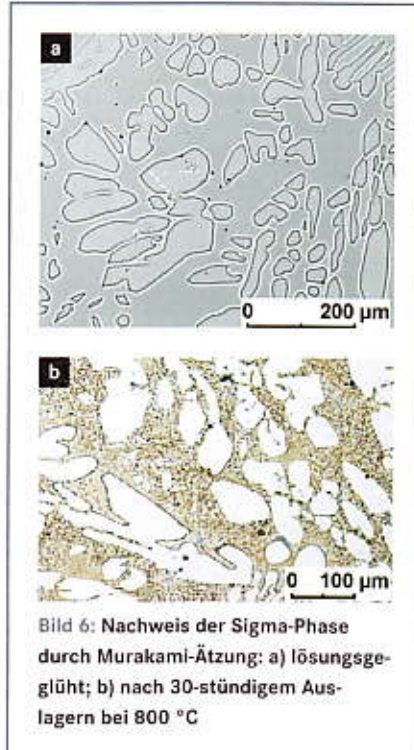


Bild 6: Nachweis der Sigma-Phase durch Murakami-Ätzung: a) lösungsgeglüht; b) nach 30-stündigem Auslagern bei 800 °C

arbeit bestimmt und rasterelektronenmikroskopische Untersuchungen von Bruchoberflächen durchgeführt (Bild 5).

Bestimmung der Abhängigkeit der Sigma-Phasenbildung von der Abkühlgeschwindigkeit. Zunächst sollte herausgefunden werden, wie hoch der maximale Gehalt an Sigma-Phase im quasi-thermodynamischen Gleichgewicht sein kann. Hierzu wurden Werkstoffproben bei 1130 °C lösungsgeglüht, 30 h bei konstanten Temperaturen zwischen 900 und 500 °C gehalten und dann abgeschreckt. Bei Anwendung einer Haltetemperatur von 800 °C wurden bis zu 48 % Sigma-Phase festgestellt (Bild 6).

Die dilatometrischen Untersuchungen mit Abkühlgeschwindigkeiten von 100 bis 0,01 K/s im quasi-spannungsfreien Zustand führten zu Sigma-Phasenanteilen in den zylindrischen Prüfkörpern von nur 2 bis 4 %. Die Größenordnung dieser Ergebnisse stimmte gut mit Berechnungen überein, die mit einer eigens für diesen Zweck entwickelten Software durchgeführt worden sind.

Dagegen kam es zu großen Abweichungen der berechneten von den gemessenen Werten an realen Gusstücken, sogenannten Spannungsringen. Die gemessenen Werte waren stellenweise erheblich höher als die berechneten. Die gegossenen Ringe (Bild 7) weisen einen äußeren Durchmesser von 790 mm bei einer Dicke von 60 mm und einer Höhe von 100 mm sowie an einer Stelle eine Verstärkung zur Aufnahme des Speisers mit unterschiedlichen Radien im Kehlbereich auf. Der Abguss erfolgte in furanharzgebundenen Sandformen.

Um eine Rissbildung an der speiserbesetzten Verstärkung des Ringes zu provozieren, wurden nacheinander die Ringspannungen durch Einbau einer ringförmigen Stahlarmierung in den Sandkern erhöht, Spannungsspitzen durch die Verminderung der Übergangsradien zur Verstärkung erzeugt und die Abkühlgeschwindigkeit durch Vergrößerung der Speisermasse vermindert. In Bild 8 sind die Versuchsbedingungen schematisch zusammengestellt. Bild 9 zeigt exemplarisch den Kehlbereich der Verstärkung jeweils für einen Versuch mit und einen Versuch ohne Rissbildung.

Die anschließenden Gefügeuntersuchungen führten zu folgendem Ergebnis: Während im Ring weniger als 1 % und zentral unter dem Speiser nur 1 bis 2 % Sigma-Phase festgestellt werden konnten, betrug ihr Anteil unmittelbar im Rissbereich 15 bis 25 %. Die berechneten Werte lagen bei maximal 5 %.

Da die größten Abweichungen an Gusstückpartien auftraten, an denen während der Abkühlung hohe Spannungen prognos-

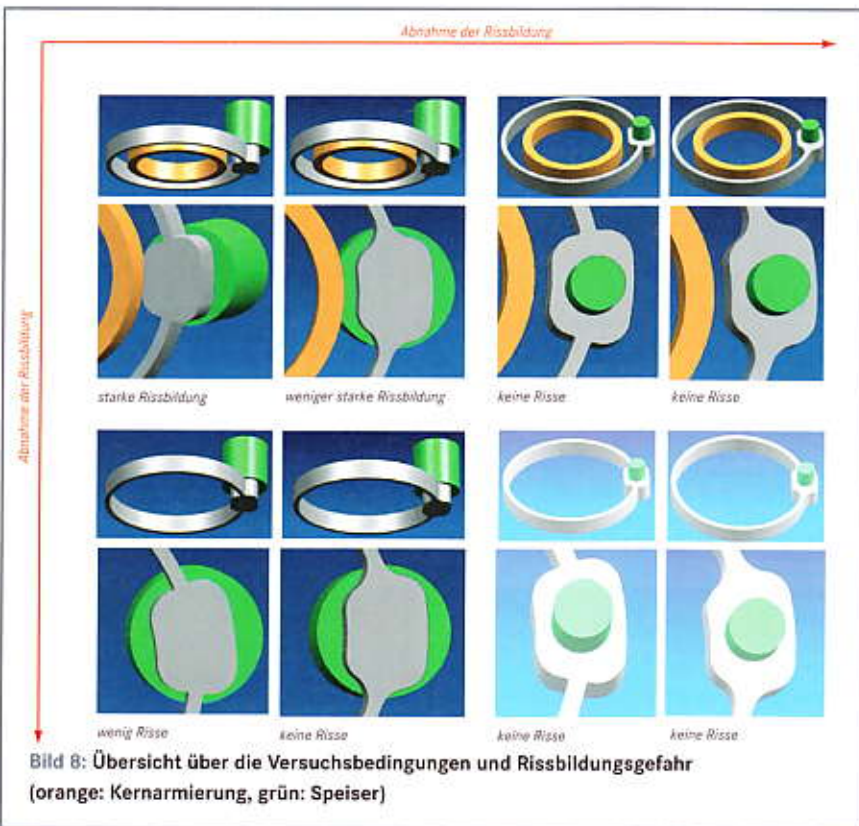


Bild 8: Übersicht über die Versuchsbedingungen und Rissbildungsgefahr (orange: Kernarmierung, grün: Speiser)

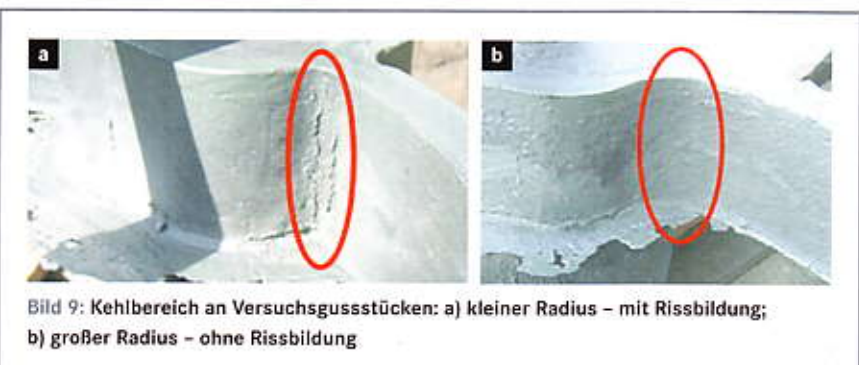


Bild 9: Kehlbereich an Versuchsgussstücken: a) kleiner Radius – mit Rissbildung; b) großer Radius – ohne Rissbildung

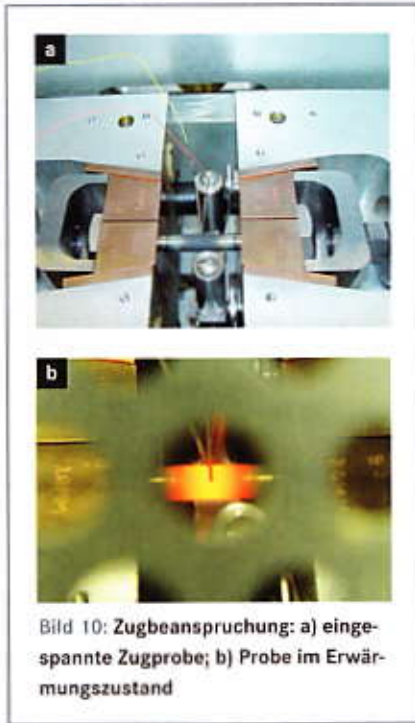


Bild 10: Zugbeanspruchung: a) eingespannte Zugprobe; b) Probe im Erwärmungszustand

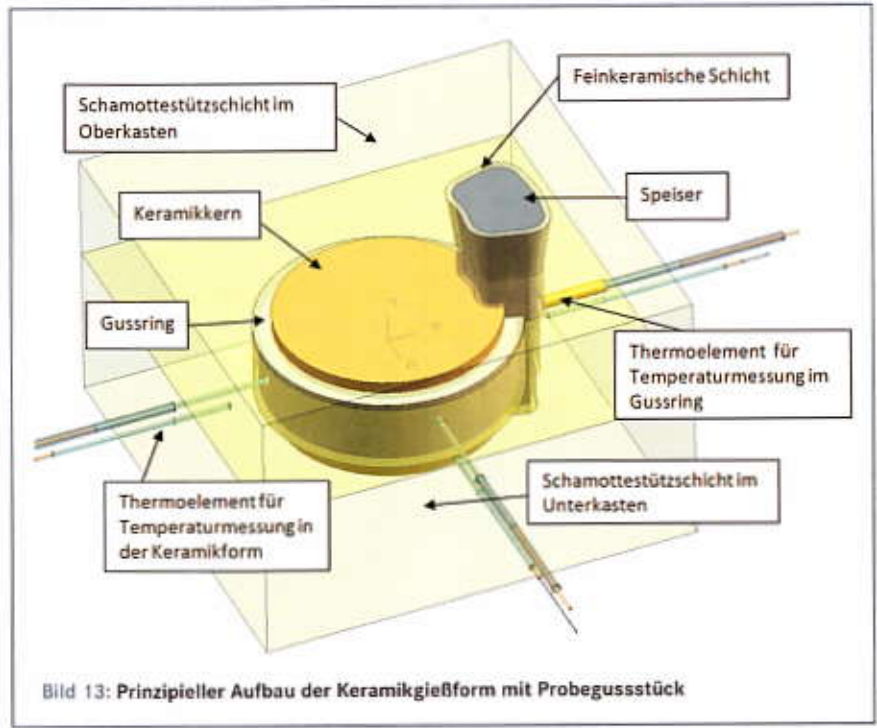


Bild 13: Prinzipieller Aufbau der Keramikgießform mit Probegussstück



Bild 11: Eingespannte Druckprobe

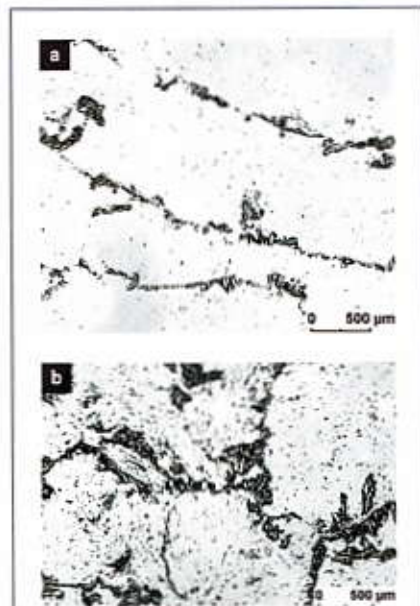
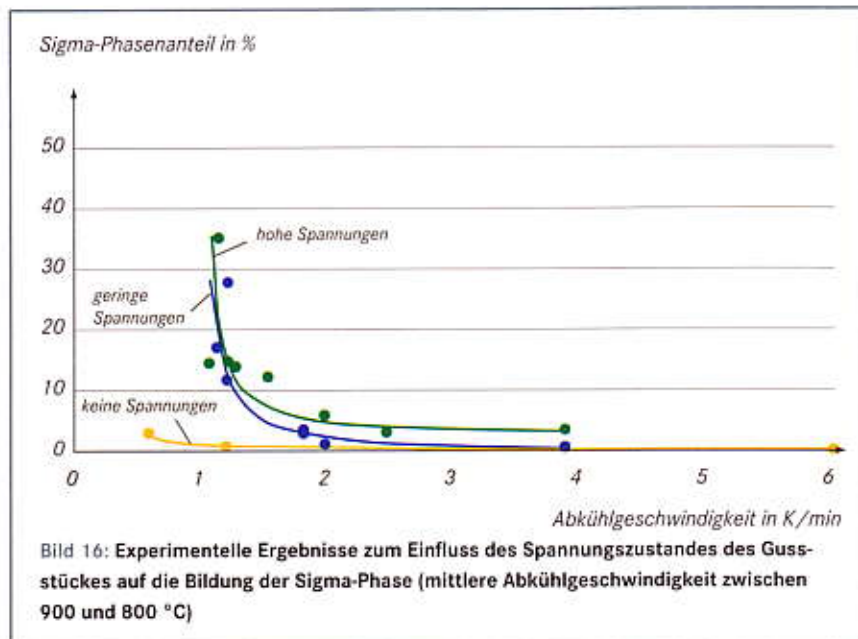
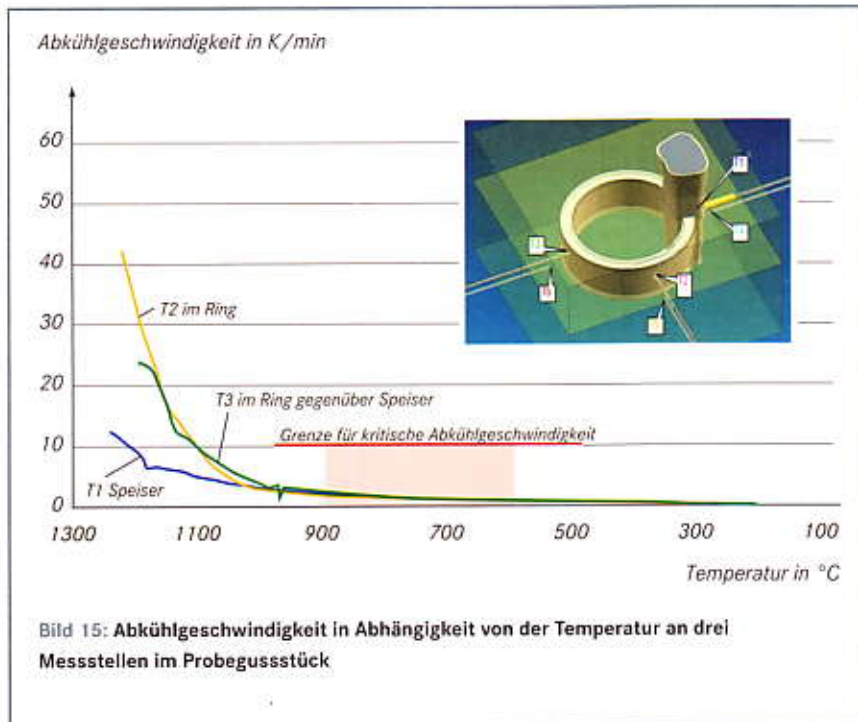


Bild 12: Wirkung von Zugspannungen auf die Ausscheidung der Sigma-Phase (dunkel), Probe bei 800 °C 1 h gehalten und anschließend in Wasser abgeschreckt; a) ohne Zugspannung - 4,0 % Sigma-Phase; b) mit Zugspannung (0,5 Streckgrenze) - 17,0 % Sigma-Phase



Bild 14: Probeabguss unter Laborbedingungen: a) Keramikgießform zweiteilig, geöffnet; b) Keramikgießform mit Wärmeisulationsmaterial im Transportbehälter; c) Abguss; d) ungeputztes Gussteil



tiziert wurden, durfte davon ausgegangen werden, dass neben der Abkühlgeschwindigkeit temporäre Spannungen einen großen Einfluss auf die Sigma-Phasenbildung haben werden.

Untersuchungen zum Einfluss von temporären Spannungen auf die Bildung der Sigma-Phase an Probegusskörpern. Aus dem genannten Grunde wurden nun systematische Warmumformuntersuchungen auf einer Gleeble-Anlage durchgeführt (Bild 10: Zugbeanspruchung; Bild 11: Druckbeanspruchung). Im Ergebnis konnte festgestellt werden, dass sowohl bei schwindungsbedingter Zug- als auch bei Druckbeanspruchung im relevanten Temperaturbereich wesentlich höhere Sigma-

Phasenwerte auftraten als im quasi-spannungsfreien Zustand (Bild 12).

Die Abhängigkeit der Bildung der Sigma-Phase vom Umformgrad ist bei Duplexstahl-Knetlegierungen seit langem bekannt. Bei Gusslegierungen aber mit den infolge der Schwindungsbehinderung verursachten relativ geringen Umformgraden wurde dieser Zusammenhang noch nicht ausreichend beschrieben. Lediglich R. dos Santos [2] stellte bei Untersuchungen an Spannungsgittern nicht erwartete Abweichungen in der Verteilung der Sigma-Phase fest, die möglicherweise auf den Einfluss von temporären Spannungen zurückgeführt werden können.

Um reproduzierbare Abkühlbedingungen für Probegussstücke zu erreichen

und den Aufwand an Gusswerkstoff zu minimieren, waren Sandformen für die weiteren Versuche ungeeignet. Deswegen wurde ein kleinerer ringförmiger Gusskörper verwendet, der in einer aufheizbaren Keramikgießform abgegossen werden konnte (Bild 13). Durch die Vorwärmung der Gießform konnte die Abkühlgeschwindigkeit gezielt eingestellt werden. Die Temperaturmessung im Gussstück und in der Gießform erfolgte mittels Thermoelementen. Der Spannungsaufbau während der Abkühlung wurde durch unterschiedlich nachgiebige zentrale Innenkerne und durch lokal verminderte Ringhöhe (Spalt) gegenüber dem Speiser variiert.

Bild 14 gibt einen Einblick in den Versuchsablauf. Aus dem gemessenen Temperaturregime konnte die tatsächliche Abkühlgeschwindigkeit als Funktion der Temperatur bestimmt werden. Bild 15 zeigt den Verlauf der Abkühlgeschwindigkeit über der Temperatur für einen Versuch mit sehr langsamer Abkühlung. In Bild 16 ist schließlich der gemessene Sigma-Phasenanteil über der mittleren Abkühlgeschwindigkeit zwischen 900 und 800 °C für unterschiedlich hohe temporäre Spannungen im Gussstück dargestellt: Temporäre Spannungen begünstigen demgemäß die Bildung der Sigma-Phase in erheblichem Maße. In den Bereichen des Gussstückes, in denen also ohnehin durch große temporäre Spannungen erhöhte Rissgefahr besteht, wird der Werkstoff offenbar durch verstärkte Sigma-Phasenbildung zusätzlich geschwächt.

Für die Förderung der Forschungsarbeiten im Rahmen des Europäischen Fonds für regionale Entwicklung (Efre) und mit Mitteln des Freistaates Sachsen sei an dieser Stelle herzlich gedankt. Besonderer Dank gilt dem Institut für Eisen- und Stahltechnologie und weiteren Instituten der TU Bergakademie Freiberg für die großzügige Unterstützung bei der Durchführung und Auswertung von experimentellen Untersuchungen.

Prof. Dr.-Ing. habil. Roland Hartmann und Dr.-Ing. Serguei Poliakov, Institut für Maschinenelemente, Konstruktion und Fertigung der TU Bergakademie Freiberg, Dipl.-Ing. Clemens Schmees und Johann Unglaub, Geschäftsführer, sowie Dipl.-Ing. Christina Schröder und Dipl.-Ing. Reinhild Arnold, wissenschaftliche Mitarbeiterinnen der Edelstahlwerke Schmees GmbH, Pirna

Literatur:

- [1] Pohl, M.: Versprödungsmechanismen in Bauteilen aus Duplex-Stählen. DVM Tagungsband Werkstoffprüfung 2005.
- [2] dos Santos, R.: Steuerung der Erstarrungsmorphologie austenitisch-ferritischer Superduplex-Stähle. Dissertation. Wissenschaftsverlag Aachen, 2002.