

## The Development of a High-Strength, Ductile, Bainitic (HDB) Steel for Heavy Duty Forged Components

In the project (project no. IGF 260 ZN) "Efficient process chains and new, high-strength steels for the provision of flexible, heavy-duty structural components" sponsored by the Consortium of Industrial Research Associations, "Otto von Guericke" e. V. (AiF), a forged bainitic steel has been developed, which – by virtue of its microstructure – is able to combine and reconcile the generally opposing aims of high strength with, at the same time, good ductility. In order to enable an optimal coordination of materials, process, and components, a numerical method has been developed which represents an approach to predict the microstructure in the forged part dependent upon the course of the process.

is able to combine and reconcile the generally opposing aims of high strength with, at the same time, good ductility. In order to enable an optimal coordination of materials, process, and components, a numerical method has been developed which represents an approach to predict the microstructure in the forged part dependent upon the course of the process.

# Entwicklung eines hochfesten duktilen bainitischen (HDB) Stahls für hochbeanspruchte Schmiedebauteile

Dipl.-Ing. Christoph Keul,  
Dr.-Ing. Marcus Urban,  
Dipl.-Ing. Arthur Back,  
Prof. Dr.-Ing. Gerhard Hirt,  
Prof. Dr.-Ing. Wolfgang Bleck, Aachen

In dem von der Arbeitsgemeinschaft industrieller Forschungsvereinigungen „Otto von Guericke“ e. V. (AiF) geförderten Projekt IGF 260 ZN „Effiziente Prozessketten und neue hochfeste Stähle zur flexiblen Darstellung hoch beanspruchter Strukturbauteile“ wurde ein bainitischer Schmiedestahl entwickelt, der durch seine Mikrostruktur in der Lage ist, die im Allgemeinen gegenläufigen Ziele von hoher Festigkeit bei gleichzeitig guter Duktilität miteinander zu vereinigen. Um eine optimierte Abstimmung von Werkstoff, Prozess und Bauteil zu ermöglichen, wurde eine numerische Methode entwickelt, welche einen Ansatz darstellt, das entstehende Gefüge im Schmiedebauteil in Abhängigkeit der Prozessführung vorherzusagen.

### Einleitung

Zurzeit werden in der Schmiedeindustrie für hochbelastete Bauteile Vergütungsstähle verwendet, die nach dem Schmieden eine 3-stufige Wärmebehandlung (Austenitisieren, Härten, Anlassen) erfordern. Für weniger hohe Anforderungen werden AFP (Ausscheidungshärtende Ferritisch-Perlitische)-Stähle verwendet, die hinsichtlich der darstellbaren Festigkeits-Zähigkeitskombination begrenzt sind, wobei insbesondere die Erfüllung von spezifizierten Kerbschlagarbeitswerten Probleme macht. Es besteht daher die Notwendigkeit, ein Werkstoffkonzept mit angepasster Prozessroute zu entwickeln, das die Möglichkeit bietet, eine hohe Festigkeit und Zähigkeit bei gleichzeitig verkürzter Prozesskette zu realisieren. Vielver-

sprechend sind dabei Werkstoffe mit einem bainitischen Gefüge, da hierbei gute Festigkeits- und Zähigkeitseigenschaften, ohne die Notwendigkeit einer zusätzlichen Wärmebehandlung, vereint werden. Zu diesem Zweck wurden in dem durchgeführten Forschungsprojekt hochfeste duktile bainitische (HDB) Stähle mit dem Ziel entwickelt, eine Zug-

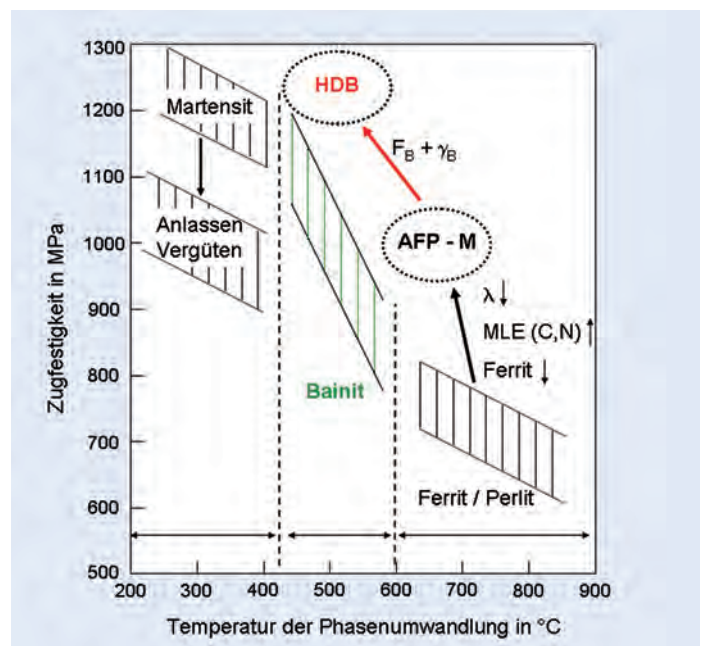


Bild 1: Darstellbare Festigkeiten in Abhängigkeit von bei verschiedenen Temperaturen gebildeten Gefügen.

festigkeit von > 1200 MPa, eine Streckgrenze > 850 MPa und eine Bruchdehnung > 10 % bei einer Kerbschlagarbeit von 27 J bei Raumtemperatur zu realisieren. In Bild 1 sind die Möglichkeiten einer bainitischen Mikrostruktur bezüglich der darstellbaren Festigkeiten im Vergleich zu herkömmlich verwendeten Schmiedestählen und auch zu den höher mikrolegierten AFP-M Stählen [Ble10] dargestellt.

spröden Karbide erhöht wird. Das Niveau der maximal erreichbaren Zugfestigkeit wird bei den drei hier aufgeführten Legierungen bei gleichbleibendem Legierungskonzept über den Kohlenstoffgehalt variiert.

Bild 2 zeigt in schematischen ZTU-Schaubildern die Lage der Phasenfelder bei einem konventionellen AFP-Stahl im Vergleich zu dem neu entwickelten HDB-Stahl. Es wird hierbei deutlich, dass die Tempera-

	C	Si	Mn	S	Cr	Mo	B	Nb	Ti	N
HDB 2.3	0,30	1,56	1,52	0,018	1,23	0,08	0,0025	0,029	0,023	0,0118
Pilot 1	0,18	1,53	1,47	0,007	1,30	0,07	0,0020	0,027	0,026	0,0080
Pilot 2	0,22	1,47	1,50	0,006	1,31	0,09	0,0025	0,035	0,026	0,0108

Tabelle 1: Chemische Zusammensetzung (in Massen-%) des HDB-Werkstoffs.

**Ergebnisse**

In Tabelle 1 sind die chemischen Zusammensetzungen von einigen der im Projekt untersuchten Legierungen aufgeführt, welche die angestrebte gute Festigkeits-/Zähigkeitskombination ermöglichen. Die chemische Zusammensetzung basierend auf der Legierung 25MnCrSiVB6 [Lem09] enthält einen für Schmiedestähle typischen Mn-Gehalt von 1,5 %. Zur Erweiterung des bainitischen Phasenfelds und zur Verzögerung der diffusionsgesteuerten Ferrit/Perlit-Phasenumwandlung werden die Elemente Chrom, Molybdän und Bor in Kombination mit Titan in den unten aufgeführten Gehalten eingesetzt. Zusätzlich erfolgt zur Streckgrenzenerhöhung eine Mikrolegierung mit Niob. Der Siliziumgehalt wird bei den untersuchten Stählen auf 1,5 % gesetzt, um

die Phasenumwandlung beim bainitischen HDB-Stahl zu einer niedrigeren Bainitstarttemperatur BS verschoben wird. Gleichzeitig wird die diffusionsgesteuerte Ferrit/Perlit-Umwandlung zu längeren Abkühlzeiten verschoben. Dieses geht mit der Entstehung eines umwandlungsträger Bereichs zwischen den verschiedenen Phasenfeldern einher. Der HDB-Stahl weist zusätzlich ein vergrößertes Martensitgebiet verglichen mit einem AFP-Stahl auf. Die Temperaturführung bei Abkühlung zur Einstellung eines bainitischen Gefüges kann entweder kontinuierlich erfolgen, wobei zu meist ein bainitisches Gefüge mit geringen Mengen Martensit entsteht, oder mit einer isothermen Haltestufe im Bereich des bainitischen Phasenfelds ergänzt werden, wodurch eine gezieltere, homogenere Einstellung des

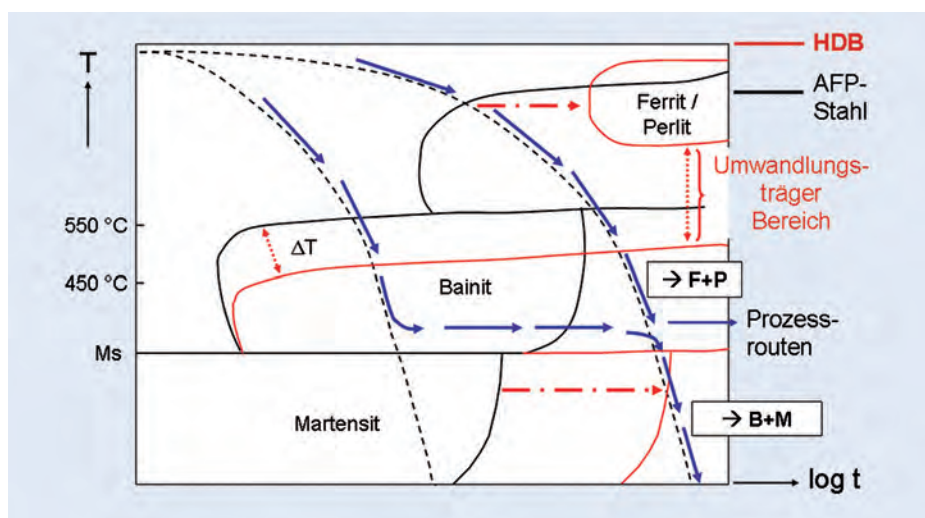


Bild 2: Schematische ZTU-Schaubilder eines AFP-Stahls sowie eines HDB-Stahls.

ein karbidfreies bainitisches Gefüge zu erzeugen. Die Zweitphase im Bainit ist somit in erster Linie Restaustenit, wodurch die Zähigkeit durch Vermeidung der harten und

Gefüges möglich ist. Die resultierenden Gefüge nach isothermer Umwandlung können daher bezüglich ihres Gefüges quantitativ beschrieben werden und so mit den

korrespondierenden mechanischen Eigenschaften in Beziehung gesetzt werden. Zur quantitativen Beschreibung dient in erster Linie die ferritische Primärphase des Bainits, die in einer Lanzettenstruktur auftritt und somit besonders in ihrer Breitenausdehnung je nach isothermer Umwandlungstemperatur variiert. Diese Quantifizierung kann mit Hilfe einer objektbasierten Bildanalyse durchgeführt werden [Fis09].

keine signifikante Tendenz in Abhängigkeit der Lanzettenbreite aufweist. Die Kerbschlagzähigkeit bleibt bei den Umwandlungstemperaturen von 340 °C und 360 °C auf einem ähnlichen Niveau, während bei der Umwandlungstemperatur von 400 °C ein deutlicher Abfall der Kerbschlagzähigkeit verzeichnet wird. Dieses kann mit der Morphologie der Zweitphase des Bainits begründet werden, da bei der höheren isothermen

prozess hergestellt. Zum einen war dieses ein ca. 2 kg schweres Common Rail-Bauteil und zum anderen ein ca. 39 kg schwerer Nutzfahrzeug-Achsschenkel. Die im Serienprozess erzielbaren mechanischen Eigenschaften sind in Tabelle 2 dargestellt. Die Werte in Klammern bei den gemessenen Streckgrenzen der Common Rail-Bauteile stellen Einzelwerte dar, welche jedoch nicht in der ganzen geschmiedeten Charge eingestellt werden konnten. Die geschmiedeten Bauteile wurden vor Abschluss der Phasenumwandlung nach der kontrollierten Abkühlung auf dem Kühlband zur gesammelten, unkontrollierten Abkühlung in einer Kiste abgelegt. Durch diese resultierenden Abweichungen in der Prozessführung konnte die hohe Streckgrenze von > 900 MPa nicht prozesssicher eingestellt werden. Es zeigt sich ebenfalls, dass bei dem im Vergleich massiveren Nutzfahrzeug-Achsschenkel die Streckgrenze bei ähnlicher Zugfestigkeit noch weiter abfällt. Dieses scheint in dem größeren Selbstanlasseffekt aufgrund der größeren Masse begründet zu liegen. Es wird daher für die bainitischen Schmiedestähle zukünftig notwendig sein, die Abkühlung bis zum Abschluss der Phasenumwandlung kontrolliert ablaufen zu lassen.

Um die im Bauteil entstehenden Gefüge und Phasenanteile vorhersagen zu können, wurde des Weiteren eine numerische Methodik zur Abschätzung der Gefüge- und Härteverteilung nach der Schmiedeprozesskette auf Basis von FE-Simulationen der Schmiedung und der Abkühlung sowie den (U)ZTU-Diagrammen der Legierungen entwickelt. Zur numerischen Interpretation der Umwandlungsabbildung wurde die Darstellung des Umwandlungsverhaltens als (Umform)-Abkühldauer-Temperatur-Umwandlungsschaubild (U)ATU-Diagramm nach dem Stahl Eisen Prüfblatt 1680 gewählt. Die Phasenfelder mit ihren Umwandlungstemperaturen werden in dieser Darstellung über der Abkühldauer  $t_{8/5}$  aufgetragen. Diese Abkühldauer entspricht der Zeit, die das Material bei exponentieller (Newton'scher) Abkühlung benötigt, um von 800 °C auf 500 °C abzukühlen. Die Abkühldauer  $t_{8/5}$  kann in dieser Darstellung der Gefügezusammensetzung und der resultierenden Härte tabellarisch zugeordnet werden.

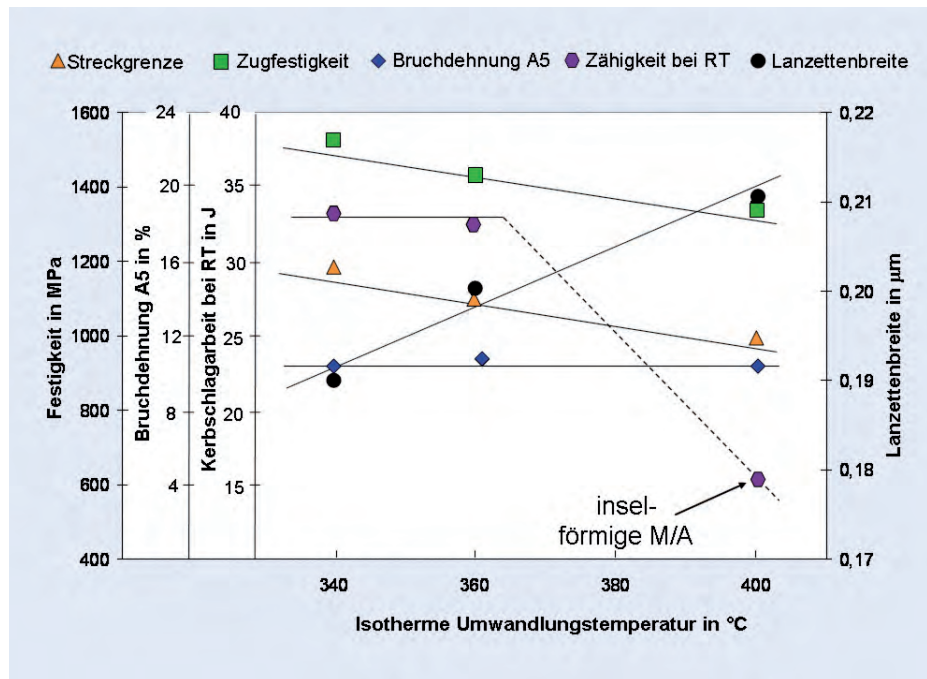


Bild 3: Mechanische Eigenschaften und Bainitlanzenbreite in Abhängigkeit von der isothermen Umwandlungstemperatur.

Bild 3 stellt die Korrelation der bainitischen Lanzettenstruktur mit den resultierenden Festigkeits- und Zähigkeitskennwerten am Beispiel der im Forschungsprojekt im Labormaßstab hergestellten Legierungs-

Umwandlungstemperatur die Zweitphase in Form von inselförmigen Martensit/Austenit-Bestandteilen (M/A) vorliegt, während bei den niedrigeren Temperaturen die Zweitphase aus filmartigem M/A besteht.

	Rp0,2 [MPa]	Rm [MPa]	A5 [%]	Av bei RT [J] (V-Kerb)
Common Rail (Pilot 1)	749 (941)	1208	15,5	13
Common Rail (Pilot 2)	770 (909)	1287	15,5	33
Nfz-Achsschenkel (Pilot 1)	690	1202	12,7	24
Nfz-Achsschenkel (Pilot 2)	714	1261	10,5	32

Tabelle 2: Mechanische Kennwerte der Pilotbauteile.

riante HDB 2.3 dar. Es wurden hierzu im Labormaßstab Zug- und Kerbschlagbiegeproben wärmebehandelt, um das Potenzial des Werkstoffs zu überprüfen. Hierbei wurden die mechanischen Eigenschaften nach einer isothermen bainitischen Umwandlung bei 340 °C, 360 °C und 400 °C getestet. Es zeigt sich, dass bei steigender isothermer Umwandlungstemperatur die Lanzettenbreite zunimmt. Mit steigender Breite der bainitischen Ferritlanzen nehmen sowohl Streckgrenze als auch Zugfestigkeit des Werkstoffs ab, während die Bruchdehnung

Ausgehend von der vielversprechenden Legierung HDB 2.3 wurden die Pilot-schmelzen 1 und 2 erstellt, wobei der Kohlenstoffgehalt auf 0,18 bzw. 0,22 % reduziert wurde. Aus diesen Pilot-schmelzen wurden Schmiedebauteile nach dem Serien-



Dipl.-Ing. Arthur Back



Prof. Dr.-Ing. Wolfgang Bleck



Prof. Dr.-Ing. Gerhard Hirt

Diese für den kompletten Temperaturbereich charakteristische Abkühlzeit von 800 °C bis 500 °C wurde an das SEP 1680 sowie an den Temperaturbereich angelehnt, während dessen ein gesenkgeschmiedetes Bauteil in der Schmiedeindustrie auf dem Band gezielt abgekühlt wird. Zur Identifikation der Gefügeanteile aus den (U)ATU-Diagrammen müssen die Temperaturverteilung, die Verteilung der Vergleichsformänderung nach

führung sehr gute Festigkeits-/Zähigkeitskombinationen aufweist. Zur Vorhersage des angestrebten Gefüges wurde eine numerische Methodik entwickelt, die unter Berücksichtigung von FE-Simulationen der Prozesskette und (U)ATU-Diagrammen die lokalen Phasenanteile und Härte im Bauteil berechnen kann. Validierungsversuche haben gezeigt, dass mit der implementierten Methode Abschätzungen über die sich im

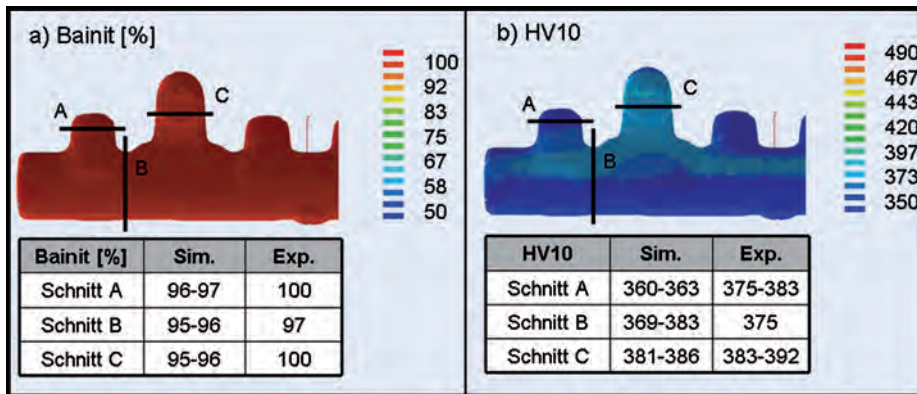


Bild 4: Berechnete und gemessene Bainitanteile (a) und Härte (b) nach der Abkühlung des Common Rail Pilotbauteils aus der Legierung HDB 2.3 an ruhender Luft. Bilder: Autoren

dem Schmieden sowie die Abkühldauer  $t_{8/5}$  bestimmt werden. Die Temperaturen und Vergleichsformänderungen des FE-Netzes nach dem Schmieden werden mit LARSTRAN/Shape direkt exportiert. Die Abkühldauer  $t_{8/5}$  wird aus dem Temperaturverlauf der einzelnen Knoten des FE-Netzes über der Zeit bestimmt. In Bild 4 wird am Beispiel des Common Rail-Bauteils der Legierung Pilot 1 der Vergleich von gemessenen und simulierten Gefügeanteilen sowie der Härteverteilung dargestellt. Hierbei zeigt sich eine gute Übereinstimmung. Diese kann zukünftig weiter verbessert werden, wenn der temperaturrelevante Bereich der bainitischen Phasenumwandlung nach dem Schmieden besser kontrolliert wird und damit in die Berechnungsgrundlage des Modells integriert werden kann.

Bauteil einstellenden Gefüge- und Härteverteilungen möglich sind. Für genauere Voraussagen wird u. a. eine Ausweitung des während der Abkühlung kontrollierten Temperaturbereichs erforderlich. ■

### Danksagung

Das Forschungsvorhaben Nr. IGF 260 ZN der Forschungsvereinigung Forschungsgesellschaft Stahlverformung e. V. (FSV) wurde im Programm zur Förderung der „Industriellen Gemeinschaftsforschung (IGF)“ vom Bundesministerium für Wirtschaft und Technologie (BMWi) über die AiF finanziert. Die Langfassung des Abschlussberichts kann bei der FSV, Sabine Kühnel, E-Mail: skuehnel@metalform.de, angefordert werden.

### Zusammenfassung

In dem durchgeführten Forschungsprojekt ist es gelungen, einen Stahl mit bainitischer Mikrostruktur für Schmiedeanwendungen zu entwickeln, der bei geeigneter Prozess-

### Literatur

[Ble10] Bleck, W.; Keul, C.; Zeislmaier, B.: „Entwicklung eines höherfesten mikrolegierten ausscheidungshärtenden ferritisch/perlitischen Schmiedestahls AFP-M“. Schmiede-Journal (März 2010), S. 42-44.

[Fis09] Fischer, M.; Gerdemann, F.; Bleck, W.; Schwedt, A.: „Objektbasierte quantitative Analyse von komplexen Mikrostrukturen in Stählen“. Praktische Metallographie, Band 46 (2009) Heft 5, S. 225-235.

[Lem06] Lemaître, C.; Dierickx, P.: “Steels for high performance diesel engines”. New Development in Long and Forged Products Proceedings (2006), S. 29-36.



Dipl.-Ing. Christoph Keul



Dr.-Ing. Marcus Urban