

Carbide-free Bainitic Forging Steels with Improved Fatigue Strength

When developing new material concepts as part of lightweight design, it is important to not only take into account the static properties but also the cyclical properties under operating loads. Using Gassner tests and the resulting Gassner lines, it is possible

to observe behaviour under operating loads. Due to its good fatigue strength properties, the cast material ADI (Austempered Ductile Iron) has the potential to compete with conventional forging steels, namely heat-treatable and dispersion-hardening steels.

Karbidfreie bainitische Schmiedestähle mit verbesserter Betriebsfestigkeit

Dipl.-Ing. Vera Wirths,
Lars Elek M.Sc. und
Prof. Dr.-Ing. Wolfgang Bleck, Aachen,
Dr.-Ing. Rainer Wagener und
Prof. Dr.-Ing. Tobias Melz, Darmstadt

Für Leichtbaukonzepte müssen neben den statischen Eigenschaften auch die zyklischen Eigenschaften unter Betriebslasten bei der Entwicklung neuer Werkstoffkonzepte berücksichtigt werden. Mittels Gaßnerversuchen und den daraus resultierenden Gaßnerlinien kann das Verhalten unter Be-

triebslast betrachtet werden. Der Gusswerkstoff ADI (Austempered Ductile Iron) steht aufgrund seiner guten Betriebsfestigkeitseigenschaften in Konkurrenz zu den traditionell verwendeten Schmiedestählen, Vergütungs- und AFP (Ausscheidungshärtende Ferritisch-Perlitische-) Stählen.

Ursächlich hierfür ist der in diesem Gusswerkstoff vorhandene Restaustenit, welcher unter Betriebsbedingungen in den hochbeanspruchten Bereichen lokal in spannungs- oder dehnungsinduziertes Martensit umwandeln kann (TRIP-Effekt). Dadurch werden Druckeigenspannungen induziert, die sich günstig auf die Ermüdung auswirken und die Lebensdauer verlängern. So weist der ADI-Werkstoff im Vergleich zum Vergütungsstahl 37Cr4V unter Belastungen konstanter Amplituden (Wöhlerlinie) eine geringere Schwingfestigkeit auf, zeigt jedoch signifikant höhere Schwingfestigkeitskennwerte unter variablen Belastungen (Gaßnerlinie) (Bild 1) [1, 2].

Um diesen Effekt auch bei Schmiedestählen ausnutzen zu können, wurde in diesem Forschungsprojekt ein karbidfreier, bainitischer TRIP-Schmiedestahl entwickelt. Dieser weist in Hinblick auf die Nutzung des TRIP-Effekts eine optimierte Mikrostruktur aus bainitischem Ferrit als Primärphase und Restaustenit sowie Martensit/Austenit-Bestandteilen (M/A) als Sekundärphase auf.

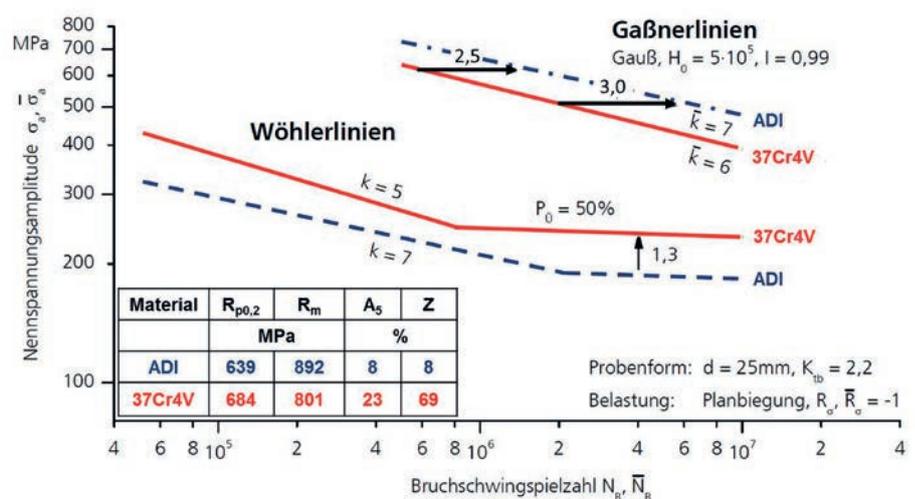


Bild 1: Wöhler- und Gaßnerlinien für den Vergütungsstahl 37Cr4V und den Gußwerkstoff ADI (Austempered Ductile Iron) [1, 2].

Werkstoffe

In Tabelle 1 sind die chemischen Zusammensetzungen des Referenzstahls (42CrMo4) und der im Labormaßstab untersuchten Legierung (TRIP 1) dargestellt. Des Weiteren ist

die chemische Zusammensetzung der Pilot-schmelze (Pilot 1) zu sehen, welche auf der Grundlage der Legierung TRIP 1 industriell hergestellt wurde. Das TRIP 1-Legierungskonzept wurde im Labormaßstab (Gewicht: 80 kg) in

	C	Si	Mn	Cr	Mo	Al	B	N	Ti	V
42CrMo4	0,440	0,30	0,80	1,15	0,188					0,006
TRIP 1	0,181	0,97	2,50	0,20	0,096	0,0095	0,0018	0,0069	0,032	
Pilot 1	0,183	0,97	2,39	0,25	0,090	0,0200	0,0018	0,0084	0,033	

Tabelle 1: Chemische Zusammensetzung (in Massen-%) des 42CrMo4 Referenzstahls, der Laborschmelze TRIP 1 und der Industrieschmelze Pilot 1.

einem Vakuum-Induktionsofen erschmolzen und anschließend zu einem Block mit der Abmessung von 140 x 140 x 525 mm³ vergossen. In der Folge wurde in einem Semi-Product-Simulation-Center (SPSC) der Gussblock in zwei Phasen von 140 x 140 mm² auf 60 x 60 mm² umgeformt und abschließend Luft gekühlt.

Die chemische Zusammensetzung des TRIP 1-Konzepts basiert auf den bainitischen HDB (High Strength Ductile Bainitic)-Schmiedestählen [3, 4] und enthält zur Erweiterung des bainitischen Phasenfelds und zur Verzögerung der diffusionsgesteuerten Ferrit-/Perlit-Phasenumwandlung die Elemente Molybdän und Bor in Kombination mit Titan. Im Vergleich zum Stahl 42CrMo4 enthalten die neuen Schmiedestähle einen deutlich niedrigeren Kohlenstoffgehalt. Der Siliziumgehalt wird bei den untersuchten Stählen auf 0,97 Massen-% gesetzt, um ein karbidfreies bainitisches Gefüge zu erzeugen und als Zweitphase im Bainit in erster Linie Restaustenit zu bilden. Mittels dieser Zweitphase wird das Auftreten des TRIP-Effekts ermöglicht. Der Mangengehalt liegt mit 2,5 Massen-% höher als beim Stahl 42CrMo4 und über den üblichen Mangengehalten in Schmiedestählen. Dies ist notwendig, da Mangan ein starker Austenitstabilisator ist und so mehr Restaustenit erhalten bleibt. Aluminium und Stickstoff werden in definiertem Verhältnis eingesetzt, dass mittels der Ausscheidung von Aluminiumnitriden eine Kornfeinung und so günstige mechanische Eigenschaften erzielt werden.

Temperaturführung und Mikrostruktur

Bei Bauteilen aus Vergütungsstählen werden üblicherweise nach dem Schmieden eine Härte- und eine Anlassbehandlung zur Einstellung der geforderten mechanischen Eigenschaften durchgeführt. Im Gegensatz hierzu können bei dem neuentwickelten TRIP-Schmiedestahl die Eigenschaften mit einer kontrollierten Abkühlung direkt aus der Schmiedehitze eingestellt werden, wobei das Bainitgebiet während der Abkühlung kontrolliert durchschritten werden muss, um ein überwiegend bainitisches, feines und homogenes Gefüge einzustellen. Der spezifische Temperaturbereich zur Bildung des Bainits bei kontinuierlicher Abkühlung liegt hierbei zwischen 500 °C und 200 °C, so dass zur kontrollierten Abkühlung des TRIP 1-Materials eine $t_{5/2}$ -Zeit zu verwenden ist. Eine weitere Möglichkeit der kontrollierten Abkühlung aus der Schmiedehitze ist die isotherme Umwandlung knapp oberhalb der Martensitstarttemperatur Ms.

Die folgenden Zustände des neuen Schmiedestahls wurden charakterisiert und die Eigenschaften mit dem Referenzwerkstoff 42CrMo4, gehärtet bei 800 °C und bei 560 °C angelassen, verglichen:

- Zustand 1: Natürliche Abkühlung an Luft,
- Zustand 2: Kontinuierlich gekühlt mit einer $t_{5/2}$ -Zeit von 48 Minuten,
- Zustand 3: Kontinuierlich abgekühlt bis auf isotherme Umwandlungstemperatur von $T_{iso} = 375$ °C und mit $t_{iso} = 15$ min isotherm gehalten.

Um die Mikrostruktur des neu entwickelten bainitischen TRIP-Schmiedestahls genauer analysieren zu können, wurden Aufnahmen mittels eines Rasterelektronenmikroskops (REM) erstellt. Bild 2 zeigt die REM-Aufnahmen des TRIP 1-Stahls im Zustand 2 und 3 mit 4.000-facher Vergrößerung.

Es zeigt sich, dass im Zustand 2 und 3 der TRIP 1-Stahl ein überwiegend bainitisches Gefüge vorliegt. Des Weiteren ist zu erkennen, dass eine Mischung aus blockartigem und lattenartigem Restaustenit sowie blockartigen M/A-Strukturen als Sekundärphase vorliegt. Die Primärphase besteht aus lattenartigem und blockartigem bainitischem Ferrit, wobei das Gefüge im Zustand 3 mehr lattenartige Strukturen aufweist sowie insgesamt feiner vorliegt.

Mechanische Eigenschaften

Zur Beurteilung der statischen Eigenschaften wurden Zug- sowie Kerbschlagbiegeversuche (V-Kerb) bei Raumtemperatur durchgeführt (Tabelle 2).

Hierbei zeigt sich, dass der neuentwickelte Stahl bei Anwendung einer isothermen Umwandlung (Zustand 3) sein volles Festigkeitspotenzial ausnutzen kann. So können zum vergüteten 42CrMo4-Stahl, trotz des deutlich abgesenkten C-Gehalts, vergleichbare Streckgrenzen- sowie Kerbschlagbiegearbeitswerte und höhere Zugfestigkeits- und Dehnungswerte erzielt werden. Dies ist auf die feine und homogene Mikrostruktur, die nach isothermer Umwandlung (Zustand 3) vorliegt,

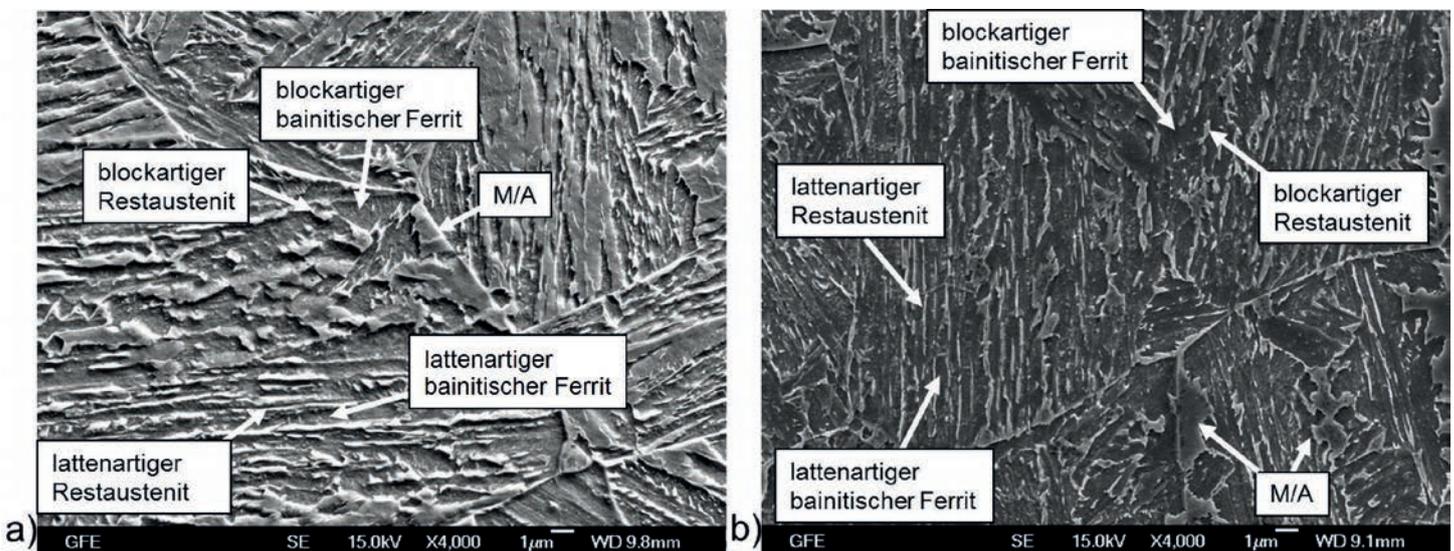


Bild 2: : REM Aufnahmen von TRIP 1 a) im Zustand 2 in 4000-facher Vergrößerung sowie b) im Zustand 3 in 4000-facher Vergrößerung.

Material	Zustand	R _{p0,2} [MPa]	R [MPa]	R _{p0,2} /R _m [-]	A _g [%]	A ₅ [%]	KV bei RT [J]
42CrMo4	vergütet	954	1090	0,87	4,9	13,9	51
TRIP 1	1	647	1187	0,55	6,8	10,5	18
	2	876	1191	0,74	5,9	16,1	46
	3	948	1280	0,74	5,9	15,0	53

Tabelle 2: Mechanische Eigenschaften der drei verschiedenen Zustände des TRIP 1-Werkstoffs sowie des vergüteten 42CrMo4 nach Zugversuch und Kerbschlagbiegeversuch (V-Kerb) bei Raumtemperatur.

zurückzuführen. Mittels einer kontrollierten, kontinuierlichen Abkühlung (Zustand 2) werden nicht die bestmöglichen Ergebnisse erzielt. Des Weiteren wird aus den Ergebnissen ersichtlich, dass eine unkontrollierte natürliche Abkühlung an Luft (Zustand 1) für diesen Stahl vermieden werden sollte, da so deutlich geringere Streckgrenzen- sowie Kerbschlagwerte eingestellt werden. Bei Anwendung einer kontinuierlichen Abkühlung werden im Vergleich zu einer isothermen Umwandlung mehrere Temperaturbereiche, bei denen eine Phasenumwandlung stattfindet, durchschritten. Hierbei werden Bereiche im oberen Bainit durchlaufen, weshalb

vermehrt blockartige Morphologien im Bainit gebildet werden, die sich nachteilig auf die mechanischen Eigenschaften auswirken. Des Weiteren wird bei der bainitischen Phasenumwandlung latente Wärme frei gesetzt, die eine quasi-isotherme Haltestufe bei Temperaturen im Bereich des oberen Bainits erzeugt. Wenn diese Wärmezufuhr nicht bei der Abkühlung unterdrückt wird, bilden sich zusätzlich vermehrt blockartige Strukturen aus.

Die Wärmeleitung nach dem Schmieden besitzt nicht nur einen Einfluss auf die statischen Eigenschaften, sondern auch

besonders auf das zyklische Werkstoffverhalten. Zur Beurteilung des Einflusses auf das zyklische Spannungs-Dehnungsverhalten wurden Incremental Step Tests [5] durchgeführt. So vergleicht Bild 3 die zyklischen Spannungs-Dehnungskurven mit einer maximalen Dehnungsamplitude von $\epsilon_{a,t} = 0,8\%$ einer Proben im Zustand 1 aus dem Material Pilot 1 mit einer Probe im Zustand 3 aus dem Material TRIP 1. Die dazugehörigen zyklischen Kennwerte sind in Tabelle 3 dargestellt. Bei der maximalen Dehnungsamplitude $\epsilon_{a,t,max} = 0,8\%$ Prozent konnte im Zustand 3 eine Steigerung von 31 Prozent gegenüber dem Zustand 1 erzielt werden. Die zyklische Streckgrenze $R'_{p0,2}$ konnte um 38 Prozent gesteigert werden. Es zeigt sich wiederum, dass durch eine kontrollierte isotherme Umwandlung (Zustand 3) eine höhere zyklische Festigkeit erzielt werden kann aufgrund des feineren und homogeneren Gefüges.

Untersuchung an Demonstratorbauteilen

Ausgehend von der Legierung TRIP 1 wurde die Pilotschmelze Pilot 1 erstellt. Aus dieser Pilotschmelze wurden Schmiedebauteile nach dem Serienprozess hergestellt. Hierbei handelte es sich um die Demonstratorbauteile „Spurstange“ (zirka 0,5 kg), „Common Rail“ (zirka 1 kg), „Anhängerkupplung“ (zirka 4 kg) und „Achsschenkel“ (zirka 36 kg). Aufgrund der erzielten Ergebnisse (Tabelle 2 und Tabelle 3) wurde folgende Abkühlstrategie für die Fertigung der Demonstratorbauteile unter Beachtung der betrieblichen Umsetzbarkeit abgeleitet:

- kontinuierliche Abkühlung von Schmiedendtemperatur (zirka 1.000 °C) auf 375 °C,
- 15 minütiges isothermes Halten bei zirka 375 °C,
- Wasserabschrecken bis Raumtemperatur.

Die im Serienprozess erzielten mechanischen Eigenschaften sind in Tabelle 4 zusammengefasst.

Hierbei zeigt sich, dass die gewünschten Eigenschaften in kleineren Bauteilen (Anhängerkupplung, Spurstange) besser eingestellt werden konnten als bei dem großen Bauteil (Achsschenkel). Beim ebenfalls kleinen Bauteil Common Rail konnte durch Anpassung der kontrollierten Abkühlung, das heißt

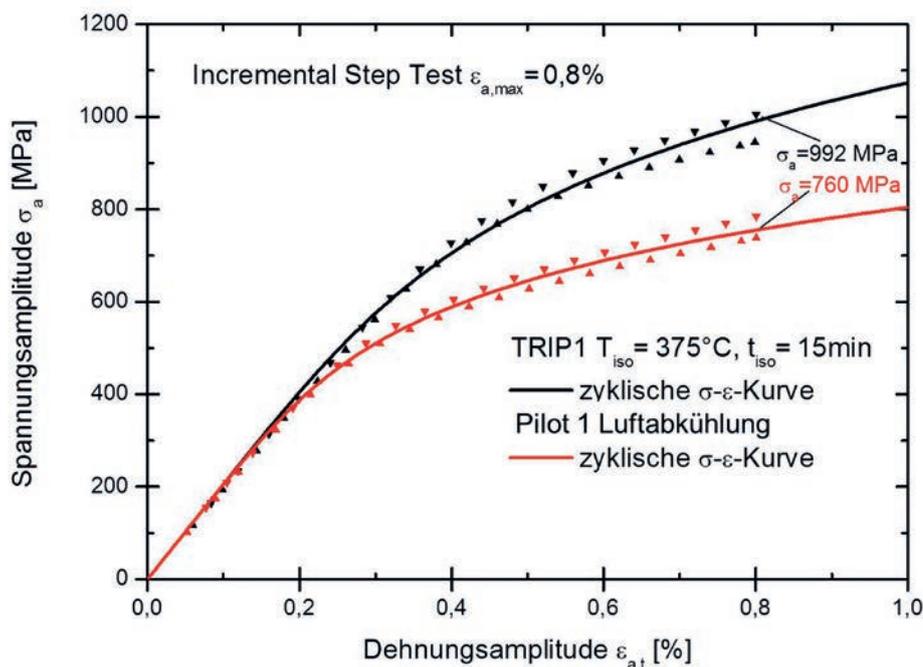


Bild 3: Vergleich der Spannungs-Dehnungskurven aus Incremental Step Tests der Probe des Materials TRIP 1 im Zustand 3 und der Probe des Pilot 1-Materials im Zustand 1.

Material	Zustand	Zyklisch stabilisierte Spannungsamplitude bei $\epsilon_{a,t} = 0,8\%$ [MPa]	Zyklische Dehngrenze $R'_{p0,2}$ [MPa]
Pilot 1	1	760	661
TRIP 1	3	992	904

Tabelle 3: Zyklische Kennwerte der Probe des Pilot 1-Materials im Zustand 1 und der Probe des Materials TRIP 1 im Zustand 3.

	R _{p0,2} [MPa]	R _m [MPa]	R _{p0,2} /R _m [-]	A _g [%]	A ₅ [%]	KV bei RT [J]
Ziel	> 800	> 1000	> 0,8	-	-	≥ 27
Anhängerkupplung	885	1151	0,77	5,4	13,5	48
Achsschenkel	691	1192	0,58	7,8	10,3	11
Common Rail	757	1201	0,63	7,7	13,5	26
Spurstange	856	1140	0,75	7,2	15,8	29

Tabelle 4: Mechanische Eigenschaften der Pilotbauteile.

kein Wasserabschrecken auf Raumtemperatur sondern Abkühlung in Schmiedekisten bis Raumtemperatur, die Streckgrenze auf 792 MPa und die Kerbschlagbiegearbeit bei Raumtemperatur auf 37 J angehoben werden.

Aufgrund der großen Maße des Achsschenkels besteht die Gefahr, dass während des isothermen Haltens die latente Wärme das Bauteil so stark nachwärmt, dass die isotherme Umwandlungstemperatur über den Bauteilquerschnitt nicht konstant gehalten werden, sondern sich lokal deutlich erhöhen kann. Hierdurch wird die Ausbildung von groben, blockartigen Strukturen deutlich begünstigt.

Die latente Wärme wirkt sich auf die Schwingfestigkeit aus und zeigte sich ebenfalls im Vergleich von Bauteilen verschie-

dener Größe und Gewicht. So wies das sehr dünnwandige Bauteil „Spurstange“ für natürliche Abkühlungen an Luft (Zustand 1) und kontrolliert isotherm umgewandelte Bauteile (Zustand 3) vergleichbare Schwingfestigkeiten auf. Bei den schweren Achsschenkeln hingegen führen unter zyklischer Beanspruchung die groben blockartigen Strukturen im bainitischen Gefüge, die im Zustand 1 auftreten, im höchstbelasteten Bereich zu einem schnellen Risswachstum. Dies zeigt sich u. a. in dem spröden Bruchverhalten, das bei den Spurstangen nicht beobachtet werden konnte.

Neben Bauteilversuchen wurden kraftgezielte Versuche unter wechselnder (R = -1) und zugschwellender Last (R = 0) an gekerbten (K_t ≈ 2) und ungekerbten (K_t ≈ 1) Rundproben des Referenzstahls 42CrMo4

und der Legierung TRIP 1 mit isothermer Umwandlung bei 375 °C für 15 Minuten unter axialer Belastung durchgeführt. Die Proben besaßen einen Nenndurchmesser von d = 6 mm. Die resultierenden Kennwerte der Gaßner- und Wöhlerversuche des TRIP 1 Legierungskonzepts und des 42CrMo4 sind in Tabelle 5 und Bild 4 dargestellt. Die Schwingfestigkeit des bainitischen Stahls liegt sowohl unter variablen (Gaßnerversuch) sowie unter konstanten Amplituden (Wöhlerversuch) oberhalb des Niveaus des Vergütungsstahls. Die Schwingfestigkeit σ(N_G) bei Grenzschiwingspielzahl N_G liegt für den TRIP 1 bei konstanten Amplituden um 26 Prozent höher als beim Vergütungsstahl. Unter variablen Amplituden liegt die Schwingfestigkeit σ(N_G) für die Grenzschiwingspielzahl N_G um 16 Prozent höher.

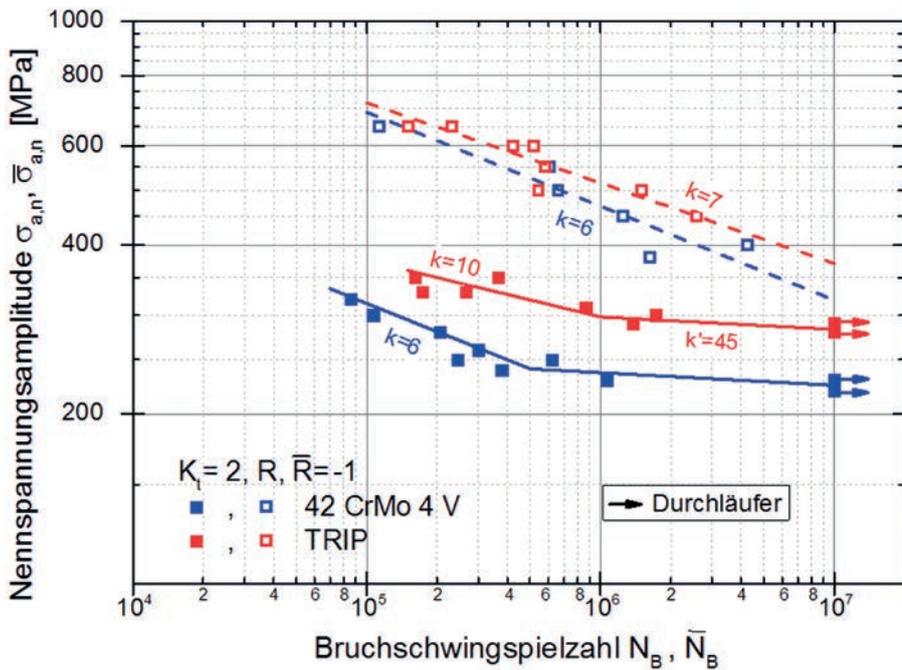


Bild 4: Vergleich der Schwingfestigkeit unter konstanten und variablen Amplituden für 42CrMo4 und TRIP 1 im Zustand 3.

Bilder: Autoren

Zusammenfassung

Die Untersuchungen hatten zum Ziel, einen Schmiedestahl mit verbesserter Betriebsfestigkeit zu entwickeln, um die Konkurrenzfähigkeit der Schmiedestähle gegenüber dem Gusswerkstoff ADI zu erhöhen. Dazu wurde ein Stahl mit einem karbidfreien bainitischen Gefüge für Schmiedeanwendungen entwickelt. Bei angepasster Prozessführung weist der neue Stahl dank des TRIP-Effekts eine verbesserte Betriebsfestigkeit im Vergleich zum konventionellen Vergütungsstahl 42CrMo4 auf. Als geeignete Prozessführung nach dem Schmieden ist eine isotherme Umwandlung im Vergleich zu einer unkontrollierten oder kontrollierten kontinuierlichen Abkühlung zu bevorzugen. Der neuentwickelte Schmiedestahl mit TRIP-Effekt zeigt nach einer Kombination aus kontinuierlicher Abkühlung und isothermer Umwandlung bei 375 °C für 15 Minuten mindestens vergleichbare statische Eigenschaften zum Vergütungsstahl 42CrMo4. Die zyklischen Eigenschaften des neuen TRIP-Stahls sind im Wöhler- und Gaßnersversuch dem 42CrMo4-Stahl überlegen.

Material	Zustand	Versuch	$\sigma(N_{G=10^7})$ [MPa]	N_k [-]	$\sigma(N_k)$ [MPa]	k, \bar{k} [-]
42CrMo4	vergütet	Wöhler	229	$5 \cdot 10^5$	241	6
		Gaßner	319	-	-	6
TRIP 1	3	Wöhler	283	$1 \cdot 10^6$	298	10
		Gaßner	371	-	-	7

Tabelle 5: Zyklische Kennwerte aus Gaßner- und Wöhlerversuchen des TRIP 1-Materials sowie des Referenzmaterials 42CrMo4.

Förderhinweis

Das IGF-Vorhaben 374ZN der Forschungsvereinigung Forschungsgesellschaft Stahlverformung e. V. wurde über die AiF im Rahmen des Programms zur Förderung der industriellen Gemeinschaftsforschung (IGF) vom Bundesministerium für Wirtschaft und Energie aufgrund eines Beschlusses des Deutschen Bundestags gefördert. Die Langfassung des Abschlussberichts kann bei der FSV, Goldene Pforte 1, 58093 Hagen, angefordert werden.

Literatur

[1] Sonsino, C.M.; Kaufmann, H.; Engels, A.: Schwingfestigkeit von festgewalzten, induktionsgehärteten sowie kombiniert

behandelten Eisen-Graphit-Gusswerkstoffen unter konstanten und zufallsartigen Belastungen, Giessereiforschung 42 (1990) Nr. 3, S. 110-121.

[2] Sonsino, C.M.; Streicher, M.; Bartels, C.: Optimierung gegossener Panhardstäbe für Nutzfahrzeuge durch Werkstoffauswahl und Formgebung unter Berücksichtigung der Betriebslasten, Optimierungspotenziale in der Betriebsfestigkeit, 35. Tagung des DVM-Arbeitskreis für Betriebsfestigkeit (2008), Sindelfingen, Deutschland, S. 251-265.

[3] Keul, C.; Urban, M.; Back, A.; Hirt, G.; Bleck, W.: Development of a high strength,

ductile, bainitic (HDB) steel for highly stressed forged components, Schmiede-Journal (2010), September, pp. 28-31.

[4] Keul, C.; Bleck, W.: New microalloyed steels for forgings, the 6th international Conference on High Strength Low Alloy Steels (HSLA Steels 2011), 31.05. – 01.06.2011, Beijing, China. Journal of Iron and Steel Research International 18 (2011) Supplement 1-1 (Mai 2011), pp. 104-111.

[5] Landgraf R. W.; Morrow J.; Endo T.: Determination of the cyclic stress-strain curve, Journal of Materials, JMLSA (1969), Nr. 4, pp. 176-188.



Vera Wirths



Lars Elek



Prof. Dr. Wolfgang Bleck



Dr. Rainer Wagener



Prof. Dr. Tobias Melz