

Info-Reihe Massivumformung, Extraausgabe

# Neue Stähle für die Massivumformung

Bauteiloptimierung  
Legierungslagen  
Anlassverhalten  
Wärmebehandlungszustände  
Feinkornstabilität  
Zahnschlagfestigkeit  
Leistungsdichte  
Bauteiloptimierung  
Werkstoffabstimmung  
Kerbschlagzähigkeit  
Leistungsdichte  
Anlassverhalten  
Werkstoffabstimmung  
Massivumgeformte Stähle  
Werkstoffabstimmung  
Bauteiloptimierung  
Legierungsgestaltung  
Massivumgeformte Stähle  
Aufkohlungsverhalten  
Legierungslagen  
Werkstoffabstimmung  
Legierungsgestaltung  
Anlassverhalten  
Feinkornstabilität  
Wärmebehandlungszustände  
Leichtbau  
Zahnschlagfestigkeit  
Bauteiloptimierung  
Leichtbau  
Leistungsdichte  
Wärmebehandlungszustände  
Massivumgeformte Stähle  
Legierungsgestaltung  
Anlassverhalten  
Zahnschlagfestigkeit  
Wärmebehandlungszustände  
Kerbschlagzähigkeit  
Massivumgeformte Stähle  
Feinkornstabilität  
Leichtbau

# EXTRA



# Vorwort des Herausgebers

---

Die Massivumformung in Deutschland hat eine führende Position in der Welt. Sie verdankt dies dem stetigen Suchen nach neuen Möglichkeiten und der optimalen Nutzung vorhandener Ressourcen für bewährte und neue Anwendungen.

Die Unternehmen der Massivumformung stehen in einem scharfen Wettbewerb zu anderen Verfahren. Die Nähe zum Kunden, seine Beratung und die kompetente Ausschöpfung aller Möglichkeiten von Produkt und Prozess machen den entscheidenden Unterschied.

Die Massivumformung hat ihre besondere Stärke in der Entwicklung und Herstellung hoch belastbarer Bauteile, die dynamische Beanspruchungen dauerhaft bewältigen. Massivumgeformte Bauteile verbinden eine sprichwörtliche Zuverlässigkeit mit einem im Verhältnis zur spezifischen Belastung minimalen Bauteilgewicht. Die Ausschöpfung aller Möglichkeiten der Werkstoffe, insbesondere von Stahlwerkstoffen, macht massivumgeformte Bauteile zu Multiplikatoren für Leichtbau und Dynamik, denn auch angrenzende und umgebende Komponenten können entsprechend kleiner und leichter ausgelegt werden.

Mit dem vorliegenden EXTRA-Info geben die Autoren dem Stahlhersteller, dem Konstrukteur und dem Anwender wertvolle Informationen über die Leistungsfähigkeit und Vielseitigkeit vorhandener Stahlwerkstoffe. Über den bereits hoch entwickelten

Stand der Technik hinaus zeigen sie Perspektiven für neue Legierungen, Prozessrouten und Eigenschaftsprofile auf. Die vorgestellten neueren Forschungsergebnisse machen deutlich, dass die Entwicklung des Werkstoffs Stahl für massivumgeformte Bauteile auch heute noch nicht ausgereizt ist, sondern weiter voranschreitet.

Durch die enge Zusammenarbeit auf einer wissenschaftlich fundierten Grundlage können alle Glieder der Prozesskette gemeinsam immer bessere Lösungen entwickeln, sei es zur Senkung der Prozesskosten oder zur Verbesserung der Produkteigenschaften. Beide Ansätze dienen letztlich dem Ziel der ökologischen und ökonomischen Nachhaltigkeit.

Wir freuen uns, allen an der Produkt- und Prozessentwicklung Beteiligten mit der Schriftenreihe EXTRA-Info insgesamt und auch mit dieser neuesten Ausgabe wieder wirkungsvolle Unterstützung bei allen Fragestellungen um zeitgemäße, zukunftsgerichtete Produkte und Prozesse geben zu können. Der größte Dank an die Autoren ist eine vielfache aktive Nutzung dieser Schrift.

Dipl.-Ing. Hans Ulrich Volz  
Vorsitzender des Ausschusses  
Öffentlichkeitsarbeit/Technische  
Information des Industrieverbandes  
Massivumformung e. V.

58093 Hagen, im März 2012



# Neue Stähle für die Massivumformung – ressourcen- und energieeffiziente Lösungen für leistungsfähigere Bauteile

---

Massivumgeformte Bauteile spielen in der Automobil- und Industrie-technik eine Schlüsselrolle. Bevorzugtes Einsatzgebiet sind Bereiche, in denen hohe Kräfte und Momente übertragen werden. In der Automobilindustrie erfordern steigende Anforderungen bezüglich Leichtbau und Leistungsdichte eine immer intensivere Bauteiloptimierung, was die sorgfältige Abstimmung von Werkstoff, Bauteilgeometrie sowie zahlreichen Fertigungsparametern entlang der gesamten Fertigungsprozesskette voraussetzt. Neue Werkstoffe für massivumgeformte Bauteile eröffnen neue Möglichkeiten bei der Auslegung. Eine wichtige Rolle spielen darüber hinaus aber auch Entwicklungen, die auf ein besseres Verständnis der Vorgänge im Werkstoff abzielen. Nur auf der Basis von Erkenntnissen der Grundlagenforschung sind technische Verbesserungen gezielt entwickelbar.

Eine Kurzversion dieses Beitrags ist in der ATZ (Automobiltechnische Zeitung), März 2012 erschienen.

Herausgeber:  
Industrieverband Massivumformung e. V.  
Telefon: +49 2331 958830  
Telefax: +49 2331 958730  
Goldene Pforte 1  
58093 Hagen, Deutschland  
Internet: [www.metalfarm.de](http://www.metalfarm.de)  
E-Mail: [orders@metalfarm.de](mailto:orders@metalfarm.de)

# Impressum

---

Autoren: Dr.-Ing. Hans-Willi Raedt, Leiter Produktentwicklung,  
Hirschvogel Automotive Group, Denklingen

Ulrich Speckenheuer, Leiter des Arbeitskreises Werkstoffe  
im Industrieverband Massivumformung e. V. und  
Leiter Werkstofftechnik und Wärmebehandlung,  
Siepmann-Werke GmbH & Co. KG, Warstein

Dipl.-Ing. Klaus Vollrath Fachjournalist,  
Aarwangen, Schweiz

Bilder: Siehe Bilderverzeichnis Seite 31

Verantwortlich für die Gesamtherstellung: Infostelle Industrieverband Massivumformung e. V.

Titelbild: Grafikdesign Peter Kanthak, 58739 Wickede

Layout und Satz: Grafikdesign Peter Kanthak, 58739 Wickede

Druckschriften-Nr.: EI-SM-0312-30DOM

Ausgabe: März 2012

ISBN: 978-3-928726-28-3

Das Werk ist urheberrechtlich geschützt. Alle Rechte, auch die der Übersetzung und Vervielfältigung, vorbehalten. Auszugsweise Wiedergabe des Inhalts nur nach Rückfrage bei der Infostelle Industrieverband Massivumformung e. V. mit Quellenangabe gestattet.

Den Veröffentlichungen des Industrieverbands Massivumformung e. V. liegen die Ergebnisse der Gemeinschaftsforschung der im Industrieverband Massivumformung e. V. zusammen geschlossenen Mitgliedsunternehmen zugrunde.

# Inhalt

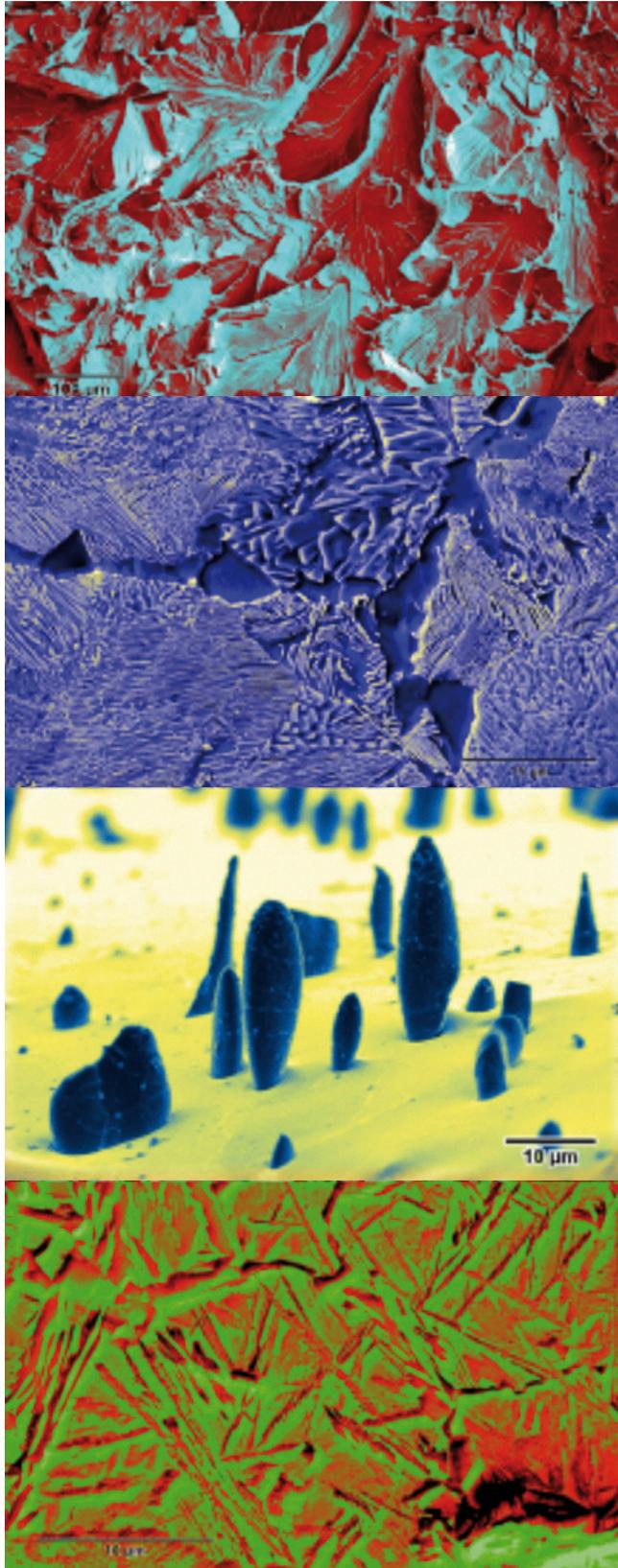
---

	Seite
Impressum	6
<hr/>	
1. Einleitung	8
<hr/>	
2. Konventionelle Stahlwerkstoffe	
<hr/>	
2.1. Unlegierte Kohlenstoffstähle (DIN EN 10250-2)	9
2.2. Einsatzstähle (DIN EN 10084)	10
2.3. Vergütungsstähle (DIN EN 10083)	10
2.4. Ausscheidungshärtende ferritisch-perlitische Stähle (AFP-Stähle, DIN EN 10267)	11
2.5. Induktiv härtbare Stähle (DIN EN 10083 und andere Normen)	12
2.6. Nitrierstähle (DIN EN 10085)	12
2.7. Wälzlagerstähle (DIN EN ISO 683-17)	12
2.8. Rostfreie Stähle (DIN EN 10222-5)	13
2.9. Überblick und Fazit	13
<hr/>	
3. Neuere Entwicklungen bei Stählen für die Massivumformung	
<hr/>	
3.1. Neue Werkstoffe	15
3.1.1 Einsatzstähle	15
3.1.2 Vergütungsstähle	18
3.1.3 AFP-Stähle	20
3.1.4 Bainitische Stähle	21
3.1.5 TRIP-Stähle	23
3.1.6 Weitere Stahlgüten	24
3.2. Fortschritte beim Grundlagenverständnis zur Erhöhung der Leistungsfähigkeit von Werkstoffen	24
<hr/>	
4. Zusammenfassung und Fazit	27
<hr/>	
5. Literaturverzeichnis	28
<hr/>	
6. Bilderverzeichnis	31
<hr/>	

# 1. Einleitung

Stähle sind für viele technische Anwendungen die wichtigste Werkstoffgruppe. Ein Grund dafür ist ihr weites Eigenschaftsspektrum, welches durch die verschiedenen Legierungslagen und Wärmebehandlungszustände eingestellt werden kann. Aber auch die günstigen Kosten bei Herstellung und Verarbeitung sowie Recyclingfähigkeit und damit Nachhaltigkeit sprechen für Stahl. Der erste Teil dieses Artikels gibt zunächst eine Übersicht über die zur Zeit verwendeten Stahlwerkstoffe für massivumgeformte Bauteile. Auf dieser Basis werden dann aktuelle Neuentwicklungen im Bereich der Stähle dargestellt und in die bestehende Klassifizierung vergleichend einsortiert. Ziel ist eine herstellerunabhängige und neutrale Übersicht über neuere Entwicklungen bei Stahlwerkstoffen.

Bei der Massivumformung wird zwischen den Umformtemperaturen warm (um 1200 °C), halbwarm (720 °C - 950 °C) oder kalt (ohne Vorwärmung) unterschieden. Hierbei entstehen aus Halbzeugen wie Vierkant- oder Rundmaterial geometrisch definierte Bauteile. Typische Verfahren sind Gesenkschmieden, Fließpressen und Walzverfahren oder auch Rundkneten.



Bruchfläche; Gefüge mit Ferrit und freigeätztem Perlit; freigeätzte Mangansulfide; Bainit (von oben nach unten)

## 2. Konventionelle Stahlwerkstoffe

Stahlwerkstoffe werden seit langer Zeit in Handwerk und Technik eingesetzt. Von Stahl spricht man bei Legierungen, die zum größten Teil aus Eisen bestehen und deren Kohlenstoffgehalt unter 2,06 % liegt. Seit Beginn der industriellen Revolution wurden verschiedenste Stahlgruppen für bestimmte technische Anwendungsfelder entwickelt. Dies umfasste auch ihre legierungsspezifischen Verarbeitungs- und Wärmebehandlungsprozesse.

### 2.1. Unlegierte Kohlenstoffstähle (DIN EN 10250-2)

Werden von einem Schmiedeteil keine besonderen mechanischen Eigenschaften gefordert, so empfiehlt sich der Einsatz eines unlegierten

Kohlenstoffstahls. Typische Vertreter sind hier C15 oder C45. Bei niedrigem Kohlenstoffgehalt können diese Stähle je nach Bauteilgeometrie kalt umgeformt werden. Wird eine etwas höhere Festigkeit gewünscht, kann der Kohlenstoffgehalt angehoben werden, wobei dann höhere Verarbeitungstemperaturen (halbwarm oder warm) angezeigt sind. Kohlenstoffstähle enthalten als Legierungszugabe lediglich einen definierten Kohlenstoffgehalt. Darüber hinaus wird bei Serienanwendungen in der Automobiltechnik noch gezielt Schwefel zulegiert, weil dieser die Zerspanung erleichtert. Um die unerwünschte Bildung von Eisensulfid zu unterdrücken, enthalten diese Stähle dann noch einen Mindestgehalt an Mangan, welches eine größere Affinität zum Schwefel aufweist als Eisen. Weitere Legierungselemente werden nicht vorgegeben. Somit fallen für diese Stähle im Wesentlichen keine Legierungszuschläge an.

Leider kommt es immer noch häufig vor, dass weniger erfahrene Konstrukteure selbst für Anwendungen mit geringen mechanischen Ansprüchen statt eines reinen C-Stahls den Einsatzstahl 16MnCr5 vorgeben. Dies verursacht unnötige Kosten zusätzlich zu den anfallenden Legierungszuschlägen: Bei unlegierten Kohlenstoffstählen liegt nach einer Umformung oberhalb der Austenitisierungstemperatur (ca. 730 °C) und Abkühlung an Luft das leicht bearbeitbare ferritisch-perlitische (FP) Gefüge vor (je höher der Kohlenstoffgehalt, desto weniger Ferrit). Beim Einsatzstahl 16MnCr5 bildet sich bei der Abkühlung aus dem Austenitgebiet dagegen bereits teilweise Zwischenstufengefüge (Bainit). Ein solches Mischgefüge ist aber wegen seiner ungleichmäßigen Härte schlecht zerspanbar und erfordert nach der Warm- oder Halbwarmumformung eine zusätzliche Wärmebehandlung – das Isothermglühen.



Bild 1a: Abtriebswelle



Bild 1b: Exzenterwelle für Diesel-Einspritzpumpe



Bild 1c: Hohlwelle für Doppelkupplungsgetriebe



Bild 1d: Gleichlaufgelenk

Bei den Bildern 1a bis 1d handelt es sich um Bauteile aus Einsatzstählen.

## 2.2. Einsatzstähle (DIN EN 10084)

Der Name dieser Stähle rührt vom „Einsetz“-Vorgang her. Dabei wurden in früheren Zeiten die Bauteile in Kohlepulver eingesetzt und darin geglüht. Heute wird der Kohlenstoff gasförmig dem Einsatzhärteofen zugeführt. Beim Einsatzhärten wird die Randschicht des Bauteils in einer Atmosphäre mit kohlenstoffabgebenden Verbindungen bei Austenitisierungstemperatur gehalten. Dabei dringt der Kohlenstoff (bei einigen Verfahren auch zusätzlich Stickstoff) durch die Vorgänge Adsorption und Diffusion einige zehntel- bis mehrere Millimeter in die Randschicht ein. Dies erhöht die Härte der Randschicht beim nachfolgenden Härtevorgang auf Werte um 60 HRC, während der Kern mit dem niedrigen Kohlenstoffgehalt relativ weich und zäh bleibt. Damit ergibt sich eine Art natürlicher Verbundwerkstoff mit zähem Kern und harter Schale, die sowohl hertzische Belastungen als auch einen Wälzkontakt ertragen kann (Bilder 1). Gleichzeitig bildet sich in der Randschicht beim Härten aufgrund der Volumenausdehnung bei der Martensitbildung ein Druckeigenstresszustand aus, der z. B. bei

Verzahnungen den Widerstand gegen Biegespannungen oder Schlagbelastungen erhöht.

Einsatzstähle haben Kohlenstoffgehalte von ca. 0,1 % bis knapp 0,3 %. Je nach Anwendung können härteerhöhende Elemente wie Chrom, Molybdän oder Nickel zulegiert werden, wenn direkt unter der harten Randschicht eine höhere Festigkeit zur Abstützung der Randschicht oder – bei Verzahnungen – zur Erhöhung der Zahnfußfestigkeit verlangt wird. Elemente wie Nickel erhöhen zudem die Zähigkeit des Werkstücks, besonders bei tiefen Temperaturen.

## 2.3. Vergütungsstähle (DIN EN 10083)

Vergütungsstähle sind solche Stähle, die durch eine Vergütungsbehandlung (Härtevorgang mit nachfolgendem Anlassen) eine höhere Härte annehmen. Diese Gruppe beginnt bei den einfachen niedriglegierten Kohlenstoffstählen (laut Norm DIN EN 10083 ab dem C22). Bei kleinen Querschnitten können diese Werkstoffe durch Vergütung auf eine höhere Härte gebracht werden. Bei größeren Quer-

schnitten reicht jedoch die Härte der unlegierten Kohlenstoffstähle für eine Durchhärtung bis in den Kern nicht aus. Um bei größeren Querschnitten die in der Regel gewünschte martensitische Gefügeausbildung auch im Kern zu erzielen, muss man den Stahl mit härteerhöhenden Elementen wie z. B. Chrom, Molybdän oder Nickel legieren (Beispielbauteile siehe Bilder 2). Typische Vertreter der Vergütungsstähle sind der C45 und für Stähle mit höherer Härte der 41Cr4 oder der 42CrMo4.

Für viele Bauteile wird allerdings oft ein unnötig hoch legierter Vergütungsstahl spezifiziert, obwohl die Kernhärte und damit die Festigkeit im Kern für die Bauteilfunktion nicht relevant ist. So wird für viele Strukturbauteile im Automobilbau wie z. B. Schwenklager ein durchhärtender Vergütungsstahl vorgegeben, obwohl nur im Randbereich durch Biegebelastung hohe Spannungen auftreten. Sie weisen daher einen erheblich ungünstigeren Eigenspannungszustand auf als bei Verwendung eines Stahls, der nur im Randbereich eine martensitische Gefügeumwandlung erfährt. Die Wahl eines geeigneten niedriger legierten Werkstoffs könnte in solchen Fällen erhebliche Kosteneinsparungen ermöglichen. Dafür müssten aller-

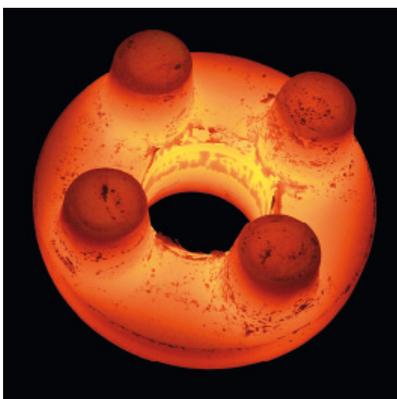


Bild 2a: Planetenträger



Bild 2b: Großzahnrad



Bild 2c: Injektorkörper für Dieseleinspritzung

Bei den Bildern 2a bis 2c handelt es sich um Bauteile aus Vergütungsstählen.

dings auch die Prüfkriterien geändert werden, denn ein solcher Gefügezustand ist nicht mit Zugproben prüfbar. Zur Qualitätsabsicherung müsste statt dessen eine Härteprüfung an definierten Stellen spezifiziert werden.

Bei Bauteilen, die auf Innendruck belastet sind (z. B. Common Rail), gelten diese Überlegungen natürlich nicht. Hier wird im Kern höchste Festigkeit verlangt. Allerdings haben sich gerade in dieser Bauteilfamilie nicht die Vergütungsstähle durchgesetzt, sondern eine Werkstoffgruppe, die bezüglich Legierungslage und Prozesskette preiswerter ist: die AFP-Stähle.

## 2.4. Ausscheidungshärtende ferritisch-perlitische Stähle (AFP-Stähle, DIN EN 10267)

Im Schmiedebereich sind die ausscheidungshärtenden ferritisch-perlitischen Stähle schon seit den 70er Jahren bekannt. Infolge intensiver Entwicklungsanstrengungen stieg ihre Anwendung seit den 80er Jahren weiter an. Zu dieser Zeit wurden in der Automobilindustrie einige Anwendungen aus Kostengründen von vergüteten Schmiedestählen auf gegossene Bauteile umgestellt. In dieser verschärften Konkurrenzsituation entwickelte die Schmiedeindustrie AFP-Stähle als kostengünstigere Alternative zu Vergütungsstählen (Beispielbauteile siehe Bilder 3).

AFP-Stähle sind im Wesentlichen Kohlenstoffstähle, die zusätzlich mit ca. 0,1 - 0,4 % Vanadium legiert sind. Während des Warm Schmiede-

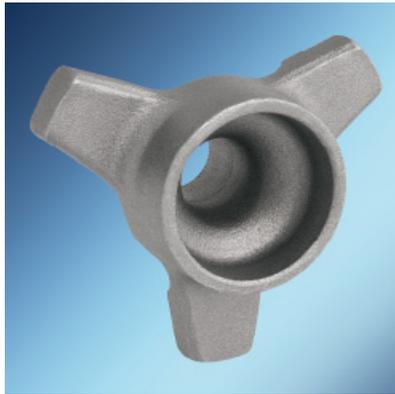


Bild 3a: Dreiarmlansch (Abtriebsflansch Getriebe)



Bild 3b: Radnaben



Bild 3c: Common Rail



Bild 3d: Exzenterwellen (Steuerwellen vollvariabler Ventiltrieb)

Bei den Bildern 3a bis 3d handelt es sich um Bauteile aus AFP-Stählen.

vorgangs bei ca. 1250 °C ist ihre Gefügestruktur austenitisch und das Vanadium ist vollständig im Austenitgitter gelöst. Nach dem Schmiedevorgang wandelt der Austenit durch eine kontrollierte Abkühlung an Luft erst teilweise in die ferritische und bei weiter fallender Temperatur dann zusätzlich in die perlitische Gefügestruktur um. Dies entspricht den Vorgängen, die auch bei einfachen Kohlenstoffstählen bei der Abkühlung ablaufen. Die mikrolegierten AFP-Stähle zeigen aber in der Folge einen zusätzlichen Effekt: Im Ferrit/Ferrit-Perlit-Gefüge hat das Vanadium eine deutlich niedrigere Löslichkeit, sodass ein erheblicher Auscheidungsdruck entsteht. Da das Element auch bei niedrigeren Temperaturen noch ausreichend diffundieren kann, kommt es zur Bildung von Ausscheidun-

gen: Das Vanadium verbindet sich mit Kohlenstoff und ggf. Stickstoff zu Vanadiumcarbiden oder -carbonitriden. Diese für die Festigkeitssteigerung verantwortlichen Ausscheidungen sind gleichmäßig im ganzen Gefüge verteilt und haben Abmessungen im ein- oder zweistelligen Nanometerbereich. Damit können sie effektiv die Bewegung von Versetzungen behindern. Infolgedessen steigen Streckgrenze und Zugfestigkeit dieser Stähle gegenüber vergleichbaren Legierungen ohne Vanadium deutlich an. Im Lichtmikroskop ist dies nicht erkennbar, man sieht lediglich ferritische und perlitische Bereiche. Erst im Transmissionselektronenmikroskop können die festigkeitssteigernden Mikrolegierungselement-Ausscheidungen sichtbar gemacht werden.

Damit können mit dieser Stahlgruppe Festigkeitswerte erreicht werden, die in den Bereich der Vergütungsstähle reichen, ohne dass ein Härte- und Anlassvorgang durchgeführt werden muss. Da der im Rahmen einer Wärmebehandlung übliche Abschreckvorgang entfällt, können auch keine Härterisse entstehen, sodass die Bauteile, je nach Anforderung des Kunden, auch nicht rissgeprüft werden müssen. Das Zusammenwirken von kostengünstiger Legierungslage und dem Entfall einer Vergütungsbehandlung sowie ggf. auch der Rissprüfung resultiert in signifikanten Kosteneinsparungen gegenüber den Vergütungsstählen.

## 2.5. Induktiv härtbare Stähle (DIN EN 10083 und andere Normen)

Stähle, deren Randschicht induktiv härtbar sein soll, benötigen einen für die martensitische Umwandlung ausreichenden Kohlenstoffgehalt. Geeignet sind unter anderem unlegierte Kohlenstoffstähle (C55), AFP-Stähle mit höherem Kohlenstoffgehalt (38MnVS6, 46MnVS3) oder Vergütungsstähle. Da die induktive Härtung nur die Randschicht erfassen soll, eignen sich auch Stähle ohne härtbarkeitsteigernde Legierungselemente. Erfordert die Gesamtbelastung des Bauteils jedoch eine höhere Kernfestigkeit als mit unlegierten Kohlenstoffstählen erzielbar, so kann durchaus auch eine induktive Randschichthärtung an einem vorvergüteten Bauteil durchgeführt werden. Hier kommen dann höherlegierte Vergütungsstähle zum Einsatz.

Die induktiv gehärtete Randschicht, die Härten bis über 60 HRC erreichen kann, wird in der Anwendung mit

einer hertzchen und/oder Wälzbelastung beaufschlagt. Zur Steigerung der Leistungsfähigkeit dieser Bauteile können Vereinbarungen über eine höhere Reinheit des Stahls getroffen werden, sodass Mikro-Ermüdungsvorgänge, die zu einem früheren Versagen der Randschicht führen, hinausgezögert werden. Hierzu gibt es auch schon genormte Qualitäten, wie z. B. den C56E2. Einige Güten lassen auch eine moderate Anhebung der Kernfestigkeit zu, die ohne weitere Wärmebehandlung aus der Warm- oder Halbwarmumformhitze heraus mittels einer Luftabkühlung erreicht werden kann.

## 2.6. Nitrierstähle (DIN EN 10085)

Bei einigen Anwendungen wird die Verschleißbeständigkeit der Oberfläche durch einen Nitriervorgang bewirkt. Ähnlich wie beim Einsatzhärten diffundiert dabei im Rahmen eines Wärmebehandlungsvorgangs Stickstoff in die Stahloberfläche ein. Dies führt durch verschiedene metallphysikalische Effekte zu einer deutlichen Härtesteigerung in der Randschicht. Im Prinzip sind alle Stahlsorten nitrierbar. Besonders hohe Randhärten und Nitriertiefen lassen sich jedoch mit Stählen erzielen, die zusätzlich gezielt mit Aluminium, Chrom, Molybdän oder Vanadium legiert sind (diese sind in der DIN EN 10085 speziell definiert), da diese mit dem Stickstoff gemeinsame Ausscheidungen bilden. Nitrierstähle haben oft ein ähnliches Legierungskonzept wie Vergütungsstähle, damit die Nitrierschicht auf einem vergüteten Kern gut abgestützt wird. Es gibt aber auch Anwendungsbeispiele, bei denen AFP-Stähle (Bild 3d: Exzenterwelle) oder einfache Kohlenstoffstähle nitriert werden.

## 2.7. Wälzlagerstähle (DIN EN ISO 683-17)

Stähle, welche die für Wälzlager typischen Belastungen ertragen können, bilden eine eigene Gruppe. Die DIN EN ISO 683-17 führt hier verschiedene Werkstoffklassen auf (Einsatzstähle, induktiv härtende Stähle, ...), die für die Wälzfunktion geeignet sind. Der prominenteste Vertreter ist aber der 100Cr6. Dieser Stahl kann bis in den Kern auf eine hohe Härte von etwa 60 HRC vergütet werden. Diese Härte ist erforderlich, um die hertzsche Belastung bei der Wälzbeanspruchung zu ertragen. Aufgrund des hohen Chromgehalts findet die Härtung nicht nur in der Randschicht, sondern bis tief in den Kern hinein statt, sodass die harte Randschicht gut abgestützt ist. Die hohen Kohlenstoffgehalte sind historisch bedingt, weil es früher bei der Stahlherstellung nur bei hohen Kohlenstoffgehalten möglich war, den Sauerstoffgehalt so niedrig zu halten, dass die Bildung von oxidischen Einschlüssen zuverlässig verhindert wurde. Solche Einschlüsse hätten sonst bei den extrem hohen Spannungsbelastungen bei Überrollung zu Ausbrüchen und somit zum Ausfall der Laufbahnen geführt. Mittlerweile wurden viele dieser Anwendungen auf induktiv härtbare Stähle umgestellt, wobei anfängliche Probleme mit dem Reinheitsgrad überwunden werden mussten [1].

Eine weitere interessante Anwendung des 100Cr6 sind hoch durch Innendruck belastete Bauteile. Hierbei wird der 100Cr6 in einem aufwendigen Wärmebehandlungsprozess nicht in den martensitischen Zustand gehärtet, sondern in den zäheren bainitischen Gefügestand geführt. Für bestimmte innendruckbelastete Bau-

teile der Dieseleinspritzung wird dabei sowohl die aufwendige Prozesskette als auch die schwierige Bearbeitung von Bohrungen in Kauf genommen. Wichtiger Grund hierfür ist insbesondere die weitestgehende oxidische Reinheit dieses Materials, da sich Einschlüsse bei hohen Spannungsamplituden negativ auf die Schwingfestigkeit auswirken würden.

## 2.8. Rostfreie Stähle (DIN EN 10222-5)

Bei Anwendungen, bei denen korrosive Belastung eine Rolle spielt, werden rost- und säurebeständige Stähle eingesetzt. Hauptmerkmal dieser Stähle ist ein Chromgehalt von über 10,5 % (meist höher). Ab diesem Gehalt bildet sich auf der Stahloberfläche eine dichte Chromoxid-

schicht, die den weiteren Zugang von Sauerstoff und damit die Korrosion wirksam unterbindet. Durch weitere Legierungszugaben werden die Korrosionsbeständigkeit sowie sonstige Eigenschaften des Stahls im Hinblick auf die jeweilige Anwendung gezielt eingestellt. So lassen sich je nach Legierungslage höchste Korrosionsbeständigkeit z. B. gegen Meerwasser oder hochkorrosive heiße Dämpfe, aber auch hohe Härten und Festigkeiten erzielen.

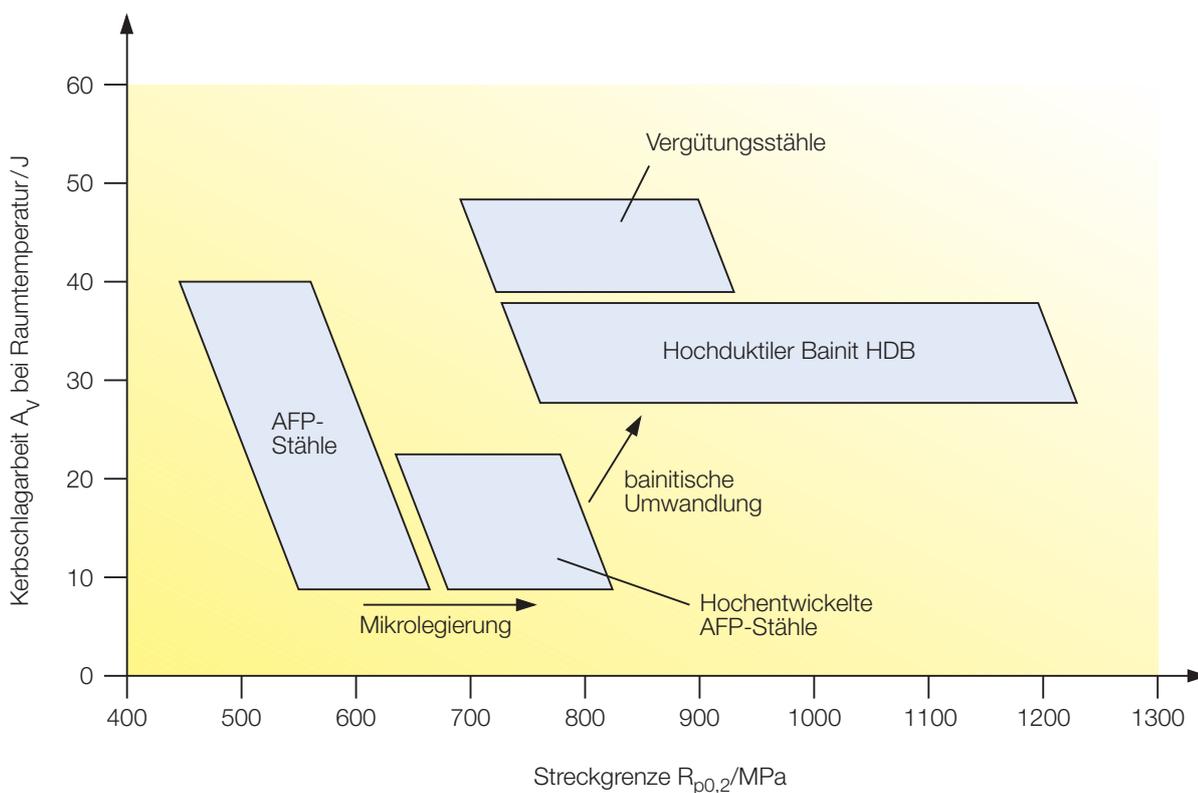
## 2.9. Überblick und Fazit

Die obige Auflistung erläutert die charakteristischen Eigenschaften verschiedener Stahlgruppen, die in der Massivumformung eingesetzt werden, sowie deren zugrundeliegenden

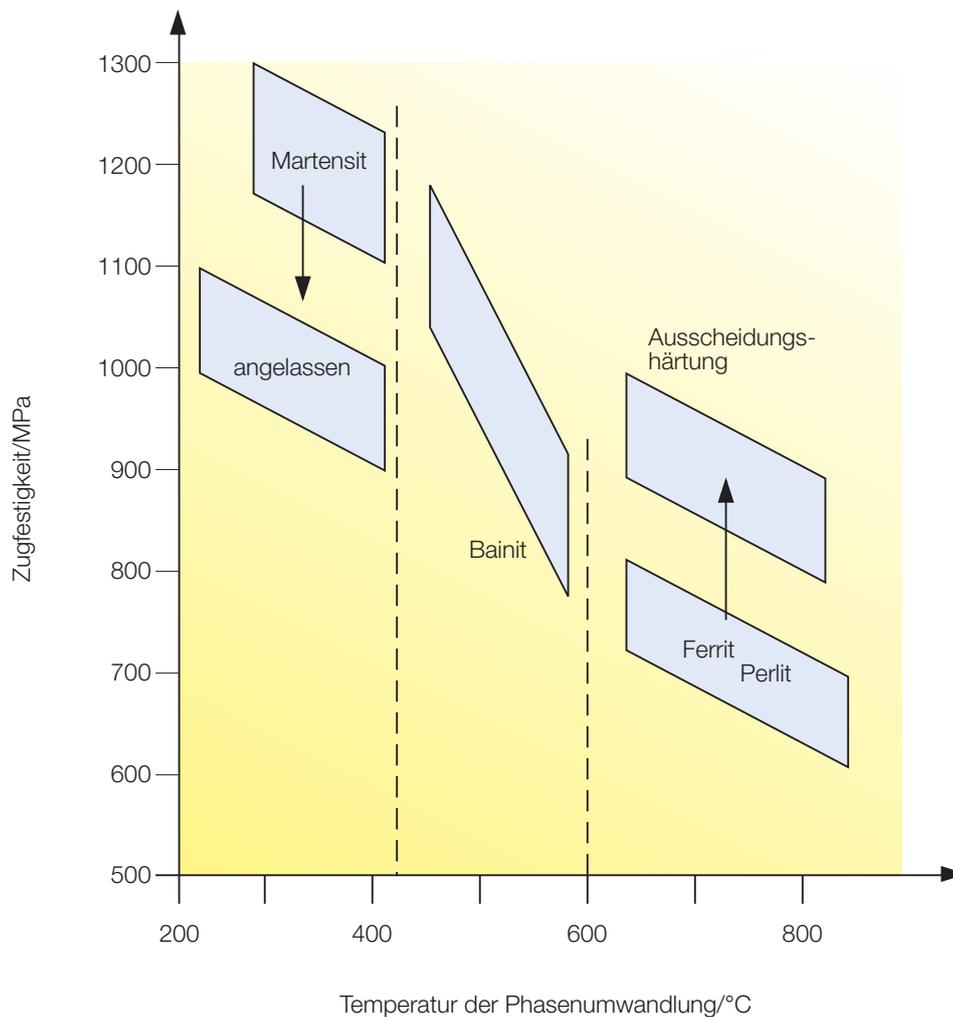
Wirkmechanismen und stellt typische Anwendungsbereiche vor. Dabei gibt es Stähle, die in verschiedenen Gruppen aufgeführt werden.

Als Basis zur schnellen Beurteilung neuerer Stahlewicklungen eignet sich besonders die folgende Grafik 1, in der die Stahlgruppen entsprechend ihrer Streckgrenze im Verhältnis zur Kerbschlagarbeit zusammengefasst wurden. Dies zeigt, welche große Bandbreite an Festigkeitswerten je nach Legierungskonzept und Wärmebehandlung eingestellt werden kann.

Eine weitere wichtige Eigenschaft der Stahlwerkstoffe ist ihre Zähigkeit. Für ihre Charakterisierung gibt es verschiedene Kennwerte. Am häufigsten herangezogen werden hierfür die Dehnung sowie die Einschnürung der Probe im Zugversuch sowie die Kerbschlagzähigkeit.



Grafik 1: Übersicht der Stahlgruppen nach Streckgrenze und Kerbschlagzähigkeit [9]



Grafik 2: Übersicht der Stahlgruppen nach Zugfestigkeit und Umwandlungstemperatur

Letztere zeigt bei vielen Werkstoffen eine starke Abhängigkeit von der Temperatur. Von hohen Temperaturen ausgehend fällt sie mit sinkender Temperatur zunächst nur allmählich ab, um dann im Bereich der sogenannten Übergangstemperatur drastisch bis auf recht geringe Werte abzufallen. Dies ist ein Indiz dafür, dass der Stahl unterhalb dieser Temperatur schlagartigen Belastungen nicht mehr ausreichend standhält. Je nach Anwendung (Pkw, Lkw, Baugerät) wird daher eine bestimmte Mindest-Übergangstemperatur gefordert. Bis heute existiert aber noch keine geschlos-

sene Überführung von der Belastung eines Bauteils auf die dafür zu spezifizierenden Zähigkeitskennwerte. Typische Vorgehensweise ist deshalb der Rückgriff auf Erfahrungswerte.

Eine weitere Lücke im Werkstoffspektrum zeigt die Grafik 2. Diese werkstoffkundlich basierte Übersicht zeigt die Zugfestigkeit von Stahlgruppen über der Umwandlungstemperatur vom Austenit in die Ziel-Gefügestruktur. Auch hier wird deutlich, dass zwischen den martensitischen und ferritisch-perlitischen Festigkeitsmechanismen (inklusive Aus-

scheidungshärtung) noch ein offenes Temperatur- und Festigkeitsfenster durch bainitische Stähle besetzt werden kann.

Mit den erwähnten Stahlgruppen (von denen es noch weitere gibt, die hier nicht behandelt werden) werden bisher alle technischen Anforderungen im Automobilbau erfüllt. Neuere Entwicklungen zielen meist darauf ab, kostengünstigere Lösungen zu finden oder die bisherigen Leistungsgrenzen nach oben zu verschieben.

# 3. Neuere Entwicklungen bei Stählen für die Massivumformung

## 3.1. Neue Werkstoffe

### 3.1.1 Einsatzstähle

Neuere Entwicklungen bei Einsatzstählen zielen in verschiedene Richtungen: Kostensenkung in der Legierungsgestaltung und in der Prozesskette oder auch Steigerung der Leistungsfähigkeit.

Aufgrund der hohen wirtschaftlichen Relevanz und auch unter dem Gesichtspunkt der Ressourceneffizienz bzw. der Verringerung der Abhängigkeit von knappen und damit teuren Rohstoffen zielen viele Entwicklungen auf preiswerte Alternativen für kritische Legierungselemente. Dabei ist das Ziel, die Leistungsfähigkeit des jeweiligen Referenzwerkstoffs beizubehalten.

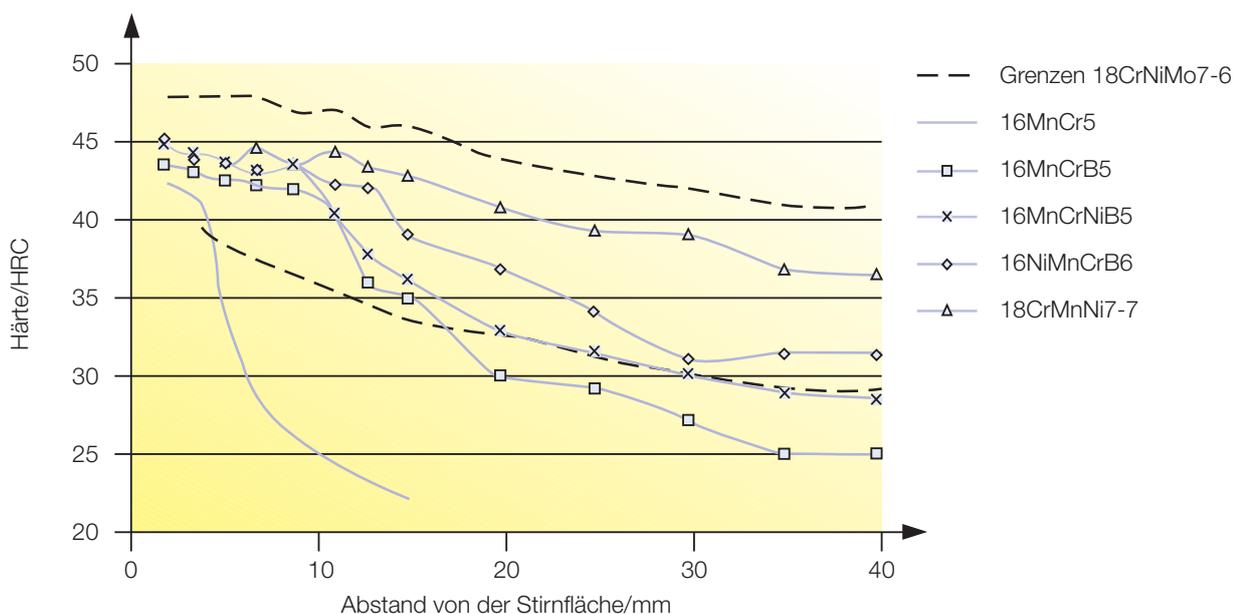
Möglichkeiten zur Substitution teurer Legierungselemente wie Nickel und Molybdän bei Einsatzstählen werden in [2] untersucht. Als Referenzwerkstoff wird der Einsatzstahl 18CrNiMo7-6 herangezogen. Zur Ermittlung von Austauschfaktoren für Molybdän und Nickel gegen Mangan oder eine Kombination aus Mangan und Bor dienen empirische Formeln zur Berechnung der Härtparität. Da gleiche Härtparität aber nicht die einzige Bedingung für die Eignung alternativer Stahlzusammensetzungen ist, werden anhand von Labor-

schmelzen auch andere wesentliche Werkstoffeigenschaften wie Anlassverhalten und Kerbschlagzähigkeit sowie das Aufkohlungsverhalten und die Zahnschlagfestigkeit geprüft. Die molybdänfreie und nickelärmere Einsatzstahl-Substitutionsvariante weist schlechtere Zahnschlagbiege-  
zähigkeiten – speziell bei tiefen Prüftemperaturen – auf.

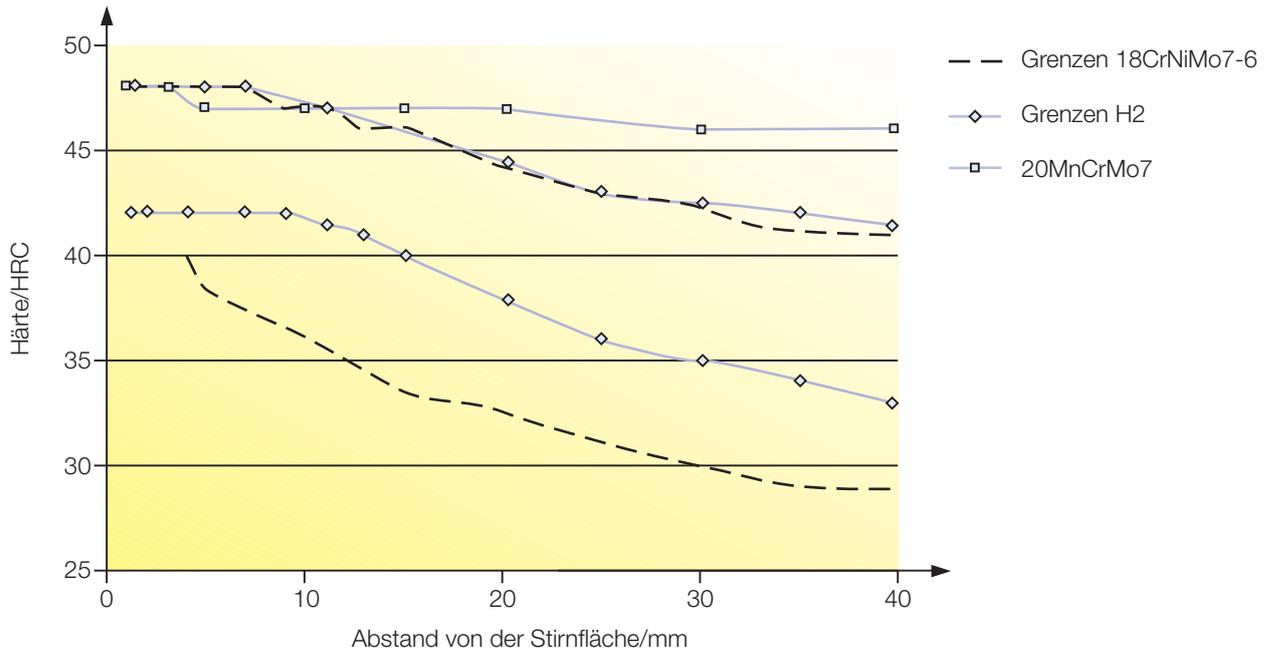
Das Härtparitätsniveau des Referenzwerkstoffs kann mit dem völligen Ersatz von Molybdän und Nickel durch alleinigen Borzusatz bei verringerten

Chrom- und Mangangehalten nicht erreicht werden (Grafik 3). Zusätzliche Nickelgehalte bewirken dagegen graduelle Verbesserungen von Härtparität und Schlagzähigkeit. Weitere Optimierungen des Legierungsdesigns mit dem Ziel einer Kostenverringerung sind erforderlich.

Eine andere Untersuchung [3] beschäftigt sich mit einer neuen Legierungsvariante aus der Gruppe der molybdänlegierten Einsatzstähle, deren Zähigkeitsverhalten durch die kornfeinende Wirkung des Mikrolegierungszusatzes Niob verbessert wurde. Dies ermöglicht eine Erhöhung des Gehalts an härtparitätssteigernden Legierungselementen wie Mangan und Chrom gegenüber dem Referenzwerkstoff bei gleichzeitig moderater Absenkung der Molybdänzugaben. Die Varianten 20CrMo5 mod. und 25MoCr4 mod. weisen einen Mangangehalt von rund 1 % sowie Zugaben von rund 0,04 % Niob und



Grafik 3: Vergleich der Härtparität des 18CrNiMo7-6 (Härtparitätsgrenzen als Referenz) mit der von mangan-, bor- und nickellegierten Ersatzgütern



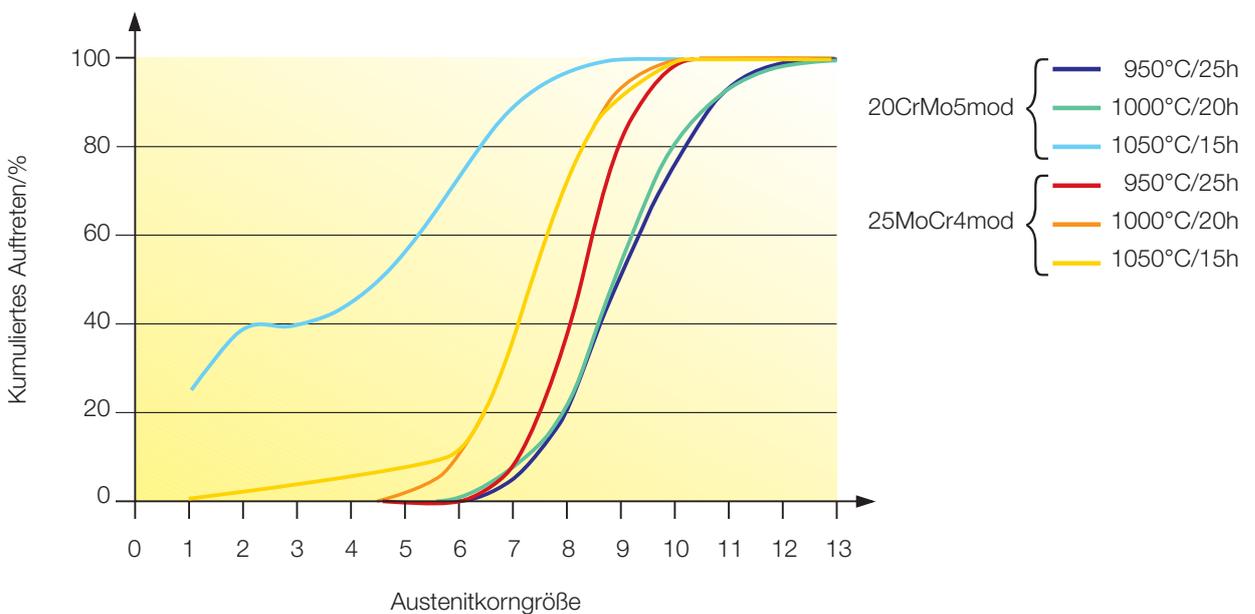
Grafik 4: Härtebarkeit neu entwickelter Einsatzstähle mit kostengünstigerer Legierungslage im Vergleich zu einem hochlegierten konventionellen Einsatzstahl

0,01 % Stickstoff auf, beim 20CrMo5 mod. wurde zudem der Molybdängehalt auf 0,2 % abgesenkt. Damit konnte eine kostensparende Legierung mit gleicher Härtebarkeit wie die Referenzgüte dargestellt werden.

Eine dritte Entwicklung mit dem Ziel der Kostensenkung erfolgt im Rahmen einer Kooperation eines

Stahlherstellers mit der Hirschvogel Automotive Group. Hierbei wird ein Stahl erschmolzen, der auf der Basis einer möglichst preiswerten Legierungslage eine sehr gute Härtebarkeit im Stirnabschreckversuch zeigt (Grafik 4). Dieser Stahl, der unter dem Namen „H2“ vermarktet wird, bietet damit aus Sicht der Härtebarkeit das Potenzial, deutlich teurere

Einsatzstähle zu ersetzen. Auch ein weiterer Stahl zeigt eine ähnlich hohe Härtebarkeit wie klassische hochlegierte Güten. Die mit Hilfe des Jominy-Versuchs ermittelten Ergebnisse zeigen, dass der neue Werkstoff 20MnCrMo7 sogar härter ist als der mit Nickel legierte konventionelle Einsatzstahl 18CrNiMo7-6. Die Entwickler hoffen, dass sich der



Grafik 5: Kornwachstumsverhalten der Schmelzen 20CrMo5 mod. und 25MoCr4 mod. im ferritisch-perlitisch geglähten Zustand bei verschiedenen Temperaturen und Haltezeiten [3]

20MnCrMo7 als Ersatz für den teureren nickellegierten Stahl für Anwendungen im Getriebereich eignet. Die Untersuchung der Stabilität der Feinkörnigkeit des Gefüges beim Glühen ergibt, dass diese bis zu Temperaturen von 1050 °C erhalten bleibt, ein wichtiger Aspekt bei der Einsatzhärtung. Die Kombination aus hoher Randschichthärte bei gleichzeitig hoher Kernfestigkeit ist nach Ansicht der Entwickler auch geeignet für hochbeanspruchte einsatzgehärtete Komponenten wie Einspritzdüsen für Common-Rail-Anwendungen.

Eine Untersuchung der Kaltumformbarkeit im weichgeglühten Zustand ergibt für diesen Stahl eine gute Eignung für entsprechende Umformprozesse. Als Beispiel für ein kaltumgeformtes Hochdruck-Bauteil wird ein Verbindungsbolzen für Diesel-Common-Rail-Anwendungen vorgestellt [13].

Ein weiteres Entwicklungsziel in der Gruppe der Einsatzstähle ist es, das zulässige Temperaturniveau der Einsatzglühung zu erhöhen. Dadurch kann die Einsatzzeit reduziert werden, was Kosten spart. Dafür muss aber die Feinkornstabilität des Einsatzstahls

durch Legierungsgestaltung erhöht werden, weil sich sonst unerwünschtes Grob- oder Mischkorn im fertigen Produkt einstellt.

Einen Überblick über die Einflussmöglichkeiten zur Steigerung der Feinkornbeständigkeit molybdänlegierter Einsatzstähle gibt Hippenstiel in [3]. Besonderes Interesse gilt dabei dem Einfluss des Mikrolegierungselements Niob auf die Beständigkeit der Austenitkorngröße bei der Aufkohlungsbehandlung (Grafik 5). Die Mikrolegierungselemente werden zugesetzt, um Ausscheidungen zu bilden, welche die Austenitkorngrößen während der Einsatzglühung fixieren und so das Kornwachstum unterdrücken. Ein feines und gleichmäßiges Austenitkorn gewährleistet zudem auch engere Streubreiten der beim Einsatzhärten auftretenden Maß- und Formänderungen. Aus diesen Entwicklungen sind erste Werkstoffgüten am Markt erhältlich.

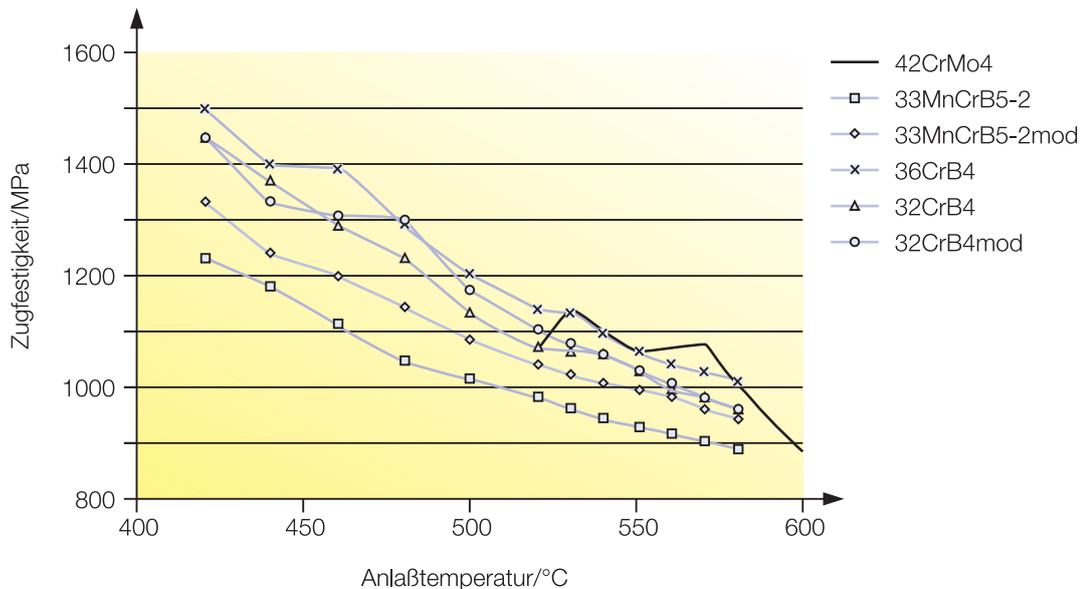
Auch die Leistungssteigerung von einsatzgehärteten Bauteilen ist Inhalt von Weiterentwicklungen. Bei thermisch und mechanisch hoch belasteten Einspritzdüsenkörpern wurde festgestellt, dass der klassische

18CrNi8-Einsatzstahl keine genügende Anlassbeständigkeit für die geforderte Anwendung aufwies. Bei der Suche nach einem Einsatzstahl für Einspritzdüsenkörper der nächsten Generation von Common-Rail-Systemen werden in [4] die erforderlichen Eigenschaften wie folgt definiert: Hohe Zugfestigkeit größer als 1300 MPa im Kern des einsatzgehärteten Bauteils sowohl bei 20 °C als auch (idealerweise) bei Temperaturen oberhalb 300 °C, Vickershärten zwischen 600 und 700 HV0,5 in einer Tiefe von 0,08 mm sowie eine Einhärtetiefe von mindestens 0,55 mm. Diese Kriterien sollten erfüllt werden bei einer Einsatztemperatur der Bauteile von bis zu 350 °C. Die Härte bei dieser Temperatur wird im hoch verschleißbeanspruchten Kontaktbereich von Düsenkörper und Nadel benötigt.

Untersucht werden die beiden Stähle 18CrNi8 sowie 21CrMoV5-7 in Blindhärtungsexperimenten. Dabei ergeben sich erhebliche Nachteile des 18CrNi8 schon beim Vergleich der erforderlichen Wärmebehandlung: Während der 21CrMoV5-7 direkt aus der Einsatzhärte-temperatur gehärtet und dann angelassen werden kann, ist beim 18CrNi8 eine aufwändige Pro-

Stahl	Warmbehandlung	$R_{p0,2}/\text{MPa}$	$R_m/\text{MPa}$
18CrNi8	940 °C / luftgekühlt + 860 °C / ölabgeschreckt + 250 °C / luftgekühlt	736	1172
	940 °C / luftgekühlt + 860 °C / ölabgeschreckt + 350 °C / luftgekühlt	715	1187
21CrMoV5-7	940 °C / ölabgeschreckt + 250 °C / luftgekühlt	1274	1550
	940 °C / ölabgeschreckt + 350 °C / luftgekühlt	1260	1485

Tabelle 1: Ergebnisse Blindhärteversuch (Proben aus Rundstangen mit Durchmesser 14 mm) [4]



Grafik 6: Zugfestigkeit (bei Raumtemperatur) verschiedener molybdänarmer Vergütungsstähle in Abhängigkeit von der Anlaßtemperatur [5]

zesskette mit Normalisieren und nachfolgender Härtung mit Abschreckung auf unter 0 °C nebst anschließendem Anlassen erforderlich. Dennoch bleiben seine mechanischen Kennwerte weit unter denen des 21CrMoV5-7 (Tabelle 1).

Einsatzhärteversuche an Probekörpern mit geeigneter Geometrie werden daher nur noch am 21CrMoV5-7 durchgeführt. Die geforderte Zugfestigkeit im Kern kann selbst bei Proben, die mehr als 20 Stunden bei 350 °C behandelt werden, noch überschritten werden. Auch die gewünschte Randschichthärte wird erreicht. Bezüglich der Dicke der Härteschicht können im entscheidenden Bereich (Innenfläche des Düsenkörpers sowie Kontaktzone von Düsenkörper und Verschlussnadel) Werte zwischen 0,35 und 0,55 mm erzielt werden.

### 3.1.2 Vergütungsstähle

Auch im Bereich der Vergütungsstähle gibt es Bestrebungen, die Kosten zu senken, indem teure

Legierungselemente durch preiswertere ersetzt werden. Die neue Legierungslage muss dann so eingestellt werden, dass die gleiche Härtebarkeit (Erreichen der Zielhärte auch in größerem Abstand vom Rand des Werkstücks) erzielt wird.

Bei Bolzen und Schrauben sind borlegierte Vergütungsstähle eine preisgünstige Alternative zu klassischen CrMo- und CrNiMo-Vergütungsstählen. Im Vergleich zum 42CrMo4 ermöglichen Borzugaben Einsparungen bei den Legierungselementen bei weitgehend vergleichbarer Festigkeit und Zähigkeit. Ein Entwicklungsprojekt [5] untersucht mehrere kommerziell hergestellte Legierungen speziell mit Blick auf ihre Eignung für Schrauben der Festigkeitsklasse 10.9. Gleichzeitig eröffnet dies auch interessante Perspektiven bezüglich des Einsatzes z. B. für Kurbeltriebe und Wellen in automobilen Anwendungen (Grafik 6).

Untersucht werden drei standardisierte sowie zwei modifizierte borlegierte Vergütungsstähle, die unter

realen Produktionsbedingungen bei den Deutschen Edelstahlwerken in Siegen als Rundbarren mit Durchmessern von 33 bzw. 40 mm hergestellt wurden.

Unter der Vorgabe, dass die entwickelten Werkstoffe eine Mindest-Kerbschlagzähigkeit (ISO-V-Probe) von 27 J bei -40 °C aufweisen sollten, konnte bei einem modifizierten 33MnCrB5-2 eine Zugfestigkeit von 1250 MPa (bei 36CrB4 sogar 1290 MPa) erzielt werden. Das Streckgrenzenverhältnis betrug hierbei 0,96 bzw. 0,95. Eine induktive Einzelhärtung der Rohlinge wirkt sich positiv auf die Tieftemperatur-Kerbschlagzähigkeit sowie auf die Spröbruchübergangstemperatur aus. Untersuchungen zur Härtebarkeit lassen die Eignung für Langprodukte bei Stangendurchmessern von 40-50 mm erwarten. Insbesondere der 36CrB4 zeigt merkliches Potenzial als preisgünstigere Alternative zum 42CrMo4.

Um kostengünstigere Legierungszusammensetzungen geht es auch bei den Untersuchungen von Schifferl

Güte	C	Si	P	S	Mn	Cr	Ni	Mo
42CrMo4	0,40	0,29	0,018	0,009	0,86	1,01	0,01	0,20
42CrMn4-4	0,39	0,28	0,016	0,006	1,00	1,00	0,01	0,09
	0,40	0,29	0,014	0,004	1,09	1,03	0,01	0,01

Tabelle 2: Chemische Zusammensetzung des Referenzwerkstoffs 42CrMo4 und der beiden Versuchslegierungen mit halbiertem und stark reduziertem Molybdängehalt [2]

et al. [2]. Hierbei wird versucht, ausgehend vom Vergütungsstahl 42CrMo4 als Referenzwerkstoff das teure Legierungselement Molybdän teilweise oder zur Gänze durch Mangan zu ersetzen (Tabelle 2). Zunächst werden Berechnungen der Härbarkeit durchgeführt. Da eine vergleichbare Härbarkeit nicht die einzige Bedingung für die Eignung alternativer Stahlzusammensetzungen ist, werden anhand von Laborschmelzen neben der Härbarkeit auch andere relevante Werkstoffeigenschaften wie Anlassverhalten und Kerbschlagzähigkeit geprüft. Dabei zeigt sich beim vollständigen Ersatz von Molybdän durch Mangan eine ausgeprägte Tendenz zur Verschlechterung der Tieftemperatur-Kerbschlagzähigkeit aufgrund

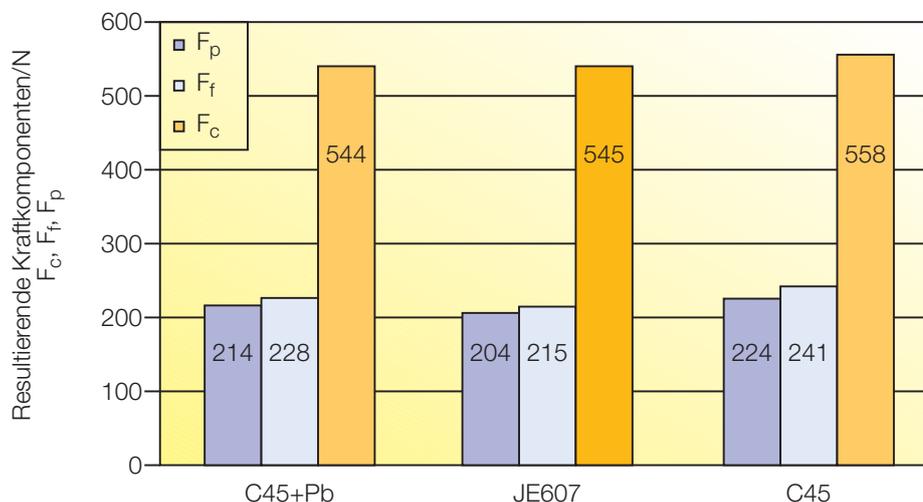
einer verstärkten Neigung zur Anlassversprödung. Höhere Gehalte an Spurenelementen (z. B. Phosphor, Arsen, Kupfer, Schwefel) verschärfen dies noch. Die Legierung mit moderatem Molybdängehalt (ca. 0,1 %) erweist sich diesbezüglich als unempfindlicher.

Im Bereich der Vergütungsstähle gibt es weiterhin Entwicklungen mit dem Ziel einer Steigerung der Leistungsfähigkeit bei gleichzeitiger Kostensenkung bei der Bearbeitung sowie einer besseren Einhaltung von Vorgaben des Umweltschutzes. Mit einer solchen Entwicklung als Alternative zum C45Pb befasst sich [6]. Der C45Pb wird häufig für Diesel-Einspritzkörper eingesetzt, die umfassend

bearbeitet werden müssen, was einen erheblichen Kostenfaktor darstellt. Deshalb sorgen bei dieser Legierung Zugaben von Schwefel und Blei für leichtere Zerspanbarkeit. Nachteilige Nebenwirkung ist allerdings eine Verminderung der Dauerfestigkeit. Angesichts des Trends zu immer höheren Einspritzdrücken ist dies ein erheblicher Nachteil. Bisher unternommene Versuche zur Substitution von Blei durch Elemente wie Calcium, Bismut, Selen oder Tellur brachten nicht das gewünschte Ergebnis.

Als Alternative entwickelten die Autoren daher einen neuen Stahl ohne Blei- und Schwefelzugaben mit der Bezeichnung JE 607, dessen

Schnittgeschwindigkeit:  $v_c = 225 \text{ m/min}$       Werkstoff: C45+Pb, JE607, C45  
 Vorschub:  $a = 0,25 \text{ mm}$       Werkzeug: CNMG120408-S5  
 Schnitttiefe:  $a_p = 1 \text{ mm}$       Schneidwerkstoff: HC-P10  
 Dauer:  $t_c = 1 \text{ min}$       Kühlmittel: Emulsion



Grafik 7: Schnittkräfte bei der Drehbearbeitung von C45Pb, JE 607 und C45 [6]

chemische Zusammensetzung weitgehend der des C45 entspricht. Bei der neuen Legierung sorgen sehr geringe Zugaben von Tellur als Mikrolegierungselement für Feinkörnigkeit. Die Erzeugung der Knüppel erfolgt im kostengünstigen Stranggießverfahren. Darüber hinaus gewährleisten spezielle Maßnahmen die Bildung von fein verteilten und eher globulitischen als gestreckten Sulfideinschlüssen, was sich günstig auf die Dauerfestigkeit auswirkt. Bei der Bearbeitung durch Drehen ergaben sich Schnittkräfte, die zum Teil sogar noch unter denen der Legierung C45Pb lagen. Auch die Beurteilung der Spanform ergab eine sehr günstige Einstufung der Zerspanbarkeit.

### 3.1.3 AFP Stähle

In der DIN-EN 10267 sind fünf AFP-Stähle festgelegt, die mit Kohlenstoffgehalten von jeweils um 0,2 %, 0,3 %, 0,4 % und 0,5 % ein breites Festigkeits- und Zähigkeitsspektrum abdecken und – je nach Kohlenstoffgehalt – schweißbar oder induktiv härtbar sind. Es ist aber durchaus nicht unüblich, dass innerhalb einer dieser Spezifikationen noch einmal verschiedene Einschränkungen der chemischen Zusammensetzung vorgenommen werden. Damit kann z. B. der 38MnVS6 auf höchste Härten auch bei großen Bauteilquerschnitten eingestellt werden. Bei anderen Spe-

zifikationen wird die Nitrierbarkeit gesichert oder eine möglichst hohe Kerbschlagarbeit auf Kosten der Festigkeit angestrebt. Ausgehend von der Norm wurden also schon unterschiedlichste Detailausprägungen entwickelt. Die in der Norm genannten Werte für die mechanischen Eigenschaften werden inzwischen deutlich übertroffen [7].

Im Bereich der niedrigeren Festigkeiten innerhalb dieser Stahlgruppe wurde eine Entwicklung durchgeführt, die nach kontrollierter Abkühlung zu einem möglichst festen, aber noch schweißbaren Werkstoff führen soll [8]. Im Blickpunkt stehen hierbei Anwendungen wie z. B. Achsen für den schweren Nutzfahrzeugbau, die mit zahlreichen weiteren Bauteilen bestückt werden müssen. Schweißen wäre hierbei oft die einfachste und kostengünstigste Fügetechnik, vor allem, wenn dadurch teure Zerspanungsoperationen eingespart werden können. Neben der guten Schweißbarkeit spielt auch ein höheres Festigkeitsniveau eine wesentliche Rolle, da dies höhere Nutzlasten ermöglicht. Zu diesem Zweck sind Werkstoffe mit einer Streckgrenze über 550 MPa und einer Kerbschlagarbeit von mindestens 27 J bei -20 °C erforderlich. Im Ausgangspunkt der Untersuchung steht der Werkstoff StE 460, der bei geeigneter Prozessführung Streckgrenzen von über 500 MPa und Zugfestigkeiten von mehr als 750 MPa erreichen kann. Die Möglichkeit einer Anpassung des Schmiedeprozesses

zur Verbesserung der mechanischen Eigenschaften wird erforscht, wobei auch der Einfluss von Mikrolegierungselementen sowie der kontrollierten Abkühlung berücksichtigt wird.

Vergleichend zum StE 460 wird der AFP-Schmiedestahl 19MnVS6 – aufgrund seiner recht ähnlichen chemischen Zusammensetzung – betrachtet. Abschließend werden Umformdilatometeruntersuchungen für die Prozessfensterbestimmung durchgeführt. Das Erreichen minimal geforderter Kerbschlagzähigkeitswerte bei -20 °C ist eine Herausforderung. Praxisberichte belegen, dass mittlerweile modifizierte Werkstoffe dieses Typs bereits erfolgreich für NFZ-Achsen eingesetzt werden.

Auf die Grundlagen der Legierungsgestaltung für hochfeste AFP-Stähle zielt ein Projekt der industriellen Gemeinschaftsforschung [9]. Ziel ist es hier, die Grenzen dieses Werkstoffkonzepts im Hinblick auf maximale Festigkeit und Zähigkeit auszuloten [10]. Referenzmaterial ist der verbreitet eingesetzte AFP-Stahl 38MnVS6 mit 0,1 % Vanadium. An realen Schmiedeteilen werden die Auswirkungen zusätzlicher Gehalte der Mikrolegierungselemente Niob, Titan und Vanadium auf das Gefüge und die mechanischen Eigenschaften untersucht. Zudem werden auch der Stickstoffgehalt und die Temperaturführung variiert. Die untersuchten Legierungen zeigt Tabelle 3.

Variante	C	Si	Mn	S	Cr	Mo	B	Nb	Ti	V	N
1	0,38	0,6	1,40	0,05	0,04	0,03	-	-	-	0,10	0,010
2	0,32	0,58	1,46	0,04	0,08	0,02	-	-	0,003	0,11	0,017
3	0,36	0,68	1,44	0,03	0,15	0,03	-	0,029	0,022	0,19	0,021
4	0,30	0,62	1,44	0,03	0,29	0,04	-	0,049	0,020	0,19	0,012

Tabelle 3: Chemische Zusammensetzung der untersuchten Stähle in Gewichtsprozent

Variante	Bauteil	F/%	P/%	B/%	M/%	R <sub>p0,2</sub> /MPa	R <sub>m</sub> /MPa	A <sub>5</sub> /%	A <sub>V</sub> (RT)/J
1	Achsschenkel	16	84	-	-	484	823	10,7	17
3	Achsschenkel	10	90	-	-	780	1075	10,5	5
3	Lenkstange	10	20	70	-	742	1112	11,0	16
4	Achsschenkel	8	2	90	-	600	940	18,0	19
4	Lenkstange	2	-	94	4	617	1032	23,4	27

Tabelle 4: Volumenanteil der Gefügebestandteile und mechanische Eigenschaften

Tabelle 4 zeigt die an realen Bauteilen gefundenen Gefügebestandteile sowie die hieran ermittelten mechanischen Eigenschaften. Hierbei zeigt sich deutlich der positive Einfluss der Mikrolegierungselemente auf die Festigkeit. Allerdings weisen nur einige Legierungsvarianten je nach Abkühlbedingung ein rein ferritisch-perlitisches Gefüge auf, bei den anderen Proben dominieren dagegen die Bainitanteile bei weitem. Damit einher gehen höhere Festigkeit und Zähigkeit.

Gefügeuntersuchungen zeigen, dass sich ein zunehmender Perlitanteil nachteilig auswirkt, wohingegen hohe Bainitgehalte Festigkeit und Zähigkeit positiv beeinflussen. Höhere Niobzugaben wirken sich besonders positiv auf die mechanischen Eigenschaften aus. Fazit ist allerdings, dass eine gleichzeitige deutliche Steigerung von Festigkeit und Zähigkeit bei dieser ferritisch-perlitischen Stahlgruppe mit der kostengünstigen Prozessroute einer kontrollierten Abkühlung aus der Schmiedehitze nicht sicher erreicht werden kann. Deshalb gibt es vermehrt Projekte zur Entwicklung bainitischer Stähle. Trotzdem kann festgestellt werden, dass moderne Varianten der AFP-Stähle im Bereich der Schwingfestigkeit durchaus vergleichbare Werte erzielen wie gleich feste Vergütungsstähle [11].

### 3.1.4 Bainitische Stähle

Bei Anwendungen, die höhere mechanische Kennwerte voraussetzen, muss häufig auf Vergütungsstähle statt der kostengünstigeren AFP-Stähle zurückgegriffen werden. Höhere Legierungskosten sowie die zusätzlich erforderliche Wärmebehandlung und Rissprüfung bedingen dabei jedoch erhebliche preisliche wie auch prozesstechnische Nachteile. Entsprechend groß ist der Wunsch, die zwischen diesen beiden Werkstoffgruppen klaffende Lücke mechanischer Kennwerte durch die Entwicklung hochfester duktiler bainitischer (HDB)-Stähle zu schließen (Grafik 2).

Sehr umfassend ist die in dieser Richtung durchgeführte Forschungsarbeit am Institut für Eisenhüttenkunde (IEHK) der RWTH Aachen [12]. Ziel ist die Entwicklung einer neuen hochfesten und zugleich duktilen bainitischen Stahllegierung für die Automobilindustrie mit folgenden Eigenschaften:

- Streckgrenze größer als 850 MPa
- Zugfestigkeit um 1200 MPa
- Dehnung im Zugversuch mindestens 10 %
- ISO-V-Kerbschlagarbeit bei Raumtemperatur größer 27 J.

Im Rahmen des Projekts wird – ausgehend von der klassischen Legierung 38MnVS6 – die Güte 25MnCrSiVB6 in einigen Varianten erschmolzen und umfassend untersucht. Begleitend wurde per FEM-Simulation das Abkühlverhalten der Bauteile nach dem Schmieden berechnet. Diese Simulationsergebnisse werden mit dem Resultat von Gefügeuntersuchungen aus Abkühlversuchen korreliert. Somit können Gefügezusammensetzung und Härte berechnet werden, um daraus Rückschlüsse auf die Eigenschaften des Bauteils ziehen zu können.

Aus einer 5-t-Pilotschmelze werden reale Schmiedebauteile – Common Rail und NFZ-Radträger – geschmiedet. Die Prozesskette erfordert eine kontrollierte Temperaturführung bis unterhalb des Bereichs der bainitischen Phasenumwandlung (Temperaturbereich zwischen 450 °C und 300 °C). Danach ist keine weitere Wärmebehandlung erforderlich. Dabei werden die in Tabelle 5 aufgeführten mechanischen Eigenschaften erzielt.

Grundlagenerkenntnisse für die Entwicklung von bainitischen Schmiedestählen werden in dem schon oben genannten Projekt über die AFP-Stähle erlangt [9]. Im Rahmen dieser Untersuchungen wurde fest-

Bauteil	$R_{p0,2}/\text{MPa}$	$R_m/\text{MPa}$	$A_5/\%$	$A_V(\text{RT})/\text{J}$
Common Rail (ohne Lüfter)	770	1287	15,5	33
Common Rail (mit Lüfter)	776	1284	14,8	25
NFZ-Radträger	714	1261	10,5	32

Tabelle 5: An realen Schmiedeteilen ermittelte mechanische Kennwerte [12]

gestellt, dass sich mit Hilfe von Elementen, welche die Umwandlung von Austenit in Ferrit bei der Abkühlung verzögern, Bainit ohne zusätzliche Wärmebehandlung allein durch kontrollierte Abkühlung aus der Schmiedehitze erzielen lässt. Da die entsprechenden Umwandlungen in der Bainitstufe jedoch auf einem unüblich niedrigen Temperaturniveau stattfinden, muss die Kontrolle des Abkühlungsprozesses bis herab zu Temperaturen unterhalb von 400 °C erfolgen.

Die bainitischen Stähle verdanken ihre erhöhte Festigkeit der Kombination aus bainitischem Grundgefüge mit der festigkeitssteigernden Wirkung von Carbonitriden der Elemente Titan und Niob. Das bainitische Gefüge entsteht im Bereich des unteren Bainits nahe der Martensitstarttemperatur  $M_s$ , bei der diese Phasenumwandlung am schnellsten und am vollständigsten abläuft. In solchen Stählen steigert carbidfreier Bainit mit dünnem, filmartigem Restaustenit die Zähigkeit. Bei unvollständiger isothermischer Bainitbildung verringert dagegen das sich dann bildende bainitische Mikrogefüge mit Nestern von Martensit/Austenit-Clustern die Zähigkeit.

Bereits am Markt verfügbar ist der bainitische Schmiedestahl 20MnCrMo7 [13]. Bei diesem Stahl wird die Ausbildung eines bainitischen Gefüges beim kontrollierten Abkühlen von Schmiedetemperatur durch

die Gehalte an Mangan, Chrom sowie etwas Molybdän erzielt, während geeignete Zugaben von Niob, Titan und Stickstoff für stabile Feinkörnigkeit sorgen. Zur Sicherstellung ausreichender Schweißbarkeit wurde der Kohlenstoffgehalt auf maximal 0,2 % begrenzt [14].

Ebenfalls am Markt verfügbar ist der Stahl H2, der in einer Kooperation zwischen einem namhaften Stahlhersteller und der Hirschvogel Automotive Group entwickelt wurde. Hier werden mit kontrollierter Abkühlung aus der Schmiedehitze mechanische Kennwerte erreicht, die mit denen eines Vergütungsstahls vergleichbar sind.

Die Stähle 20MnCrMo7 und der H2-Stahl wurden in diesem Artikel auch schon im Abschnitt Einsatzstähle genannt. Offenbar führt die Legierungslage, die bei Luftabkühlung hohe Festigkeiten durch die bainitische Struktur bewirkt, auch dazu, dass die Härte bei der Einsatzhärtung auf Werte ansteigt, die ansonsten nur von klassischen hochlegierten Einsatzstählen erreicht werden.

Zu den wichtigsten Aspekten bei der Einführung neuer Schmiedewerkstoffe gehört auch ihre Bearbeitbarkeit, da Zerspanungsaufwendungen ein wesentlicher Kostenblock bei der Fertigung von massivumgeformten Komponenten sind. Diesbezügliche Unklarheiten können daher die Einführung neuer Werkstoff-

fe verzögern. Deshalb haben sich Biermann et al. [15] intensiv mit der Frage der Bearbeitbarkeit des neuen hochfesten duktilen bainitischen Stahls 20MnCrMo7 im kontrolliert abgekühlten Zustand (Härte um 390 HB) beschäftigt. Untersucht werden die Bearbeitungsverfahren Drehen sowie Tieflochbohren mit einschneidigen Bohrwerkzeugen. Darüber hinaus wird die Bearbeitbarkeit mit derjenigen des Vergütungsstahls 42CrMo4 im gehärteten und angelassenen Zustand (QT) verglichen (Tabelle 6). Das Ergebnis zeigt, dass der bainitische Stahl schwerer bearbeitbar ist, was vor allem an seiner höheren Härte liegt. Ergänzend werden Möglichkeiten zur Optimierung der Bearbeitung der hochfesten Stahlsorte durch Adaptierung der Werkzeugauslegung auf das zu bearbeitende Material aufgezeigt. Beim Drehen kann der nachteilige Einfluss der höheren Härte auf den Werkzeugverschleiß nur teilweise durch Wahl eines geeigneteren Hartmetalls kompensiert werden. Hier besteht Bedarf an weitergehenden Untersuchungen, vor allem mit Blick auf die Hochtemperaturbeständigkeit des Schneidwerkstoffs.

Beim Tieflochbohren mit konventionellen einschneidigen Hartmetallbohrern zeigen sich erhebliche Unterschiede in der Werkzeuglebensdauer. Zufriedenstellende Abhilfe gelingt hier durch ein modifiziertes Werkzeugdesign nebst geeigneter Beschichtung. Ebenfalls untersucht wurde die Qualität des Bearbeitungsergebnisses.

Schnittgeschwindigkeit: $v_c = 200$ m/min	Werkstoff: 42CrMo4 + QT
Vorschub: $a = 0,3$ mm	20MnCrMo7 + BY
Schnitttiefe: $a_p = 1$ mm	Bohrwasser: Emulsion
Schneidstoff: HC P15B2-S5	Schnittzeit: $t_c = 1$ min

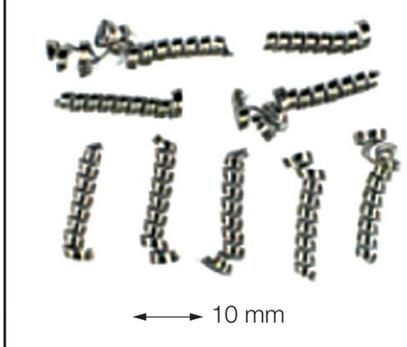
42CrMo4 + QT 300HBW	20MnCrMo7 317HBW	20MnCrMo7 + BY 391HBW
		

Tabelle 6: Einfluss der Werkstoffeigenschaften auf die Spanform beim Drehen [15]

### 3.1.5 TRIP-Stähle

Der Begriff TRIP-Stähle leitet sich ab aus den englischen Worten „**TR**ansformation **I**nduced **P**lasticity“, oft übersetzt mit „umwandlungsbewirkte Plastizität“ [16]. Das Gefüge dieser Stähle wird durch ihre Legierungslage nebst angepasster Wärmebehandlung eingestellt. Der TRIP-Effekt beruht darauf, dass sich im Gefüge der fertigen Komponente 5-10 % metastabiler kohlenstoffreicher Austenit befinden. Bei einer plastischen Verformung wandelt dieser Austenit in Martensit um. Dadurch werden hoch belastete (und damit bei der Erstbelastung plastifizierende) Bauteilbereiche aufgehärtet. Zudem bilden sich, bedingt durch die Volumenvergrößerung bei der martensitischen Umwandlung, lokal Druckeigenspannungen aus. In Kombination mit der hohen Härte bietet dieser Druckeigenspannungszustand dann örtlichen Lastspitzen besonderen Widerstand. Dies führt zu einer sehr hohen Ermüdungsfestigkeit.

Ein mögliches Anwendungsgebiet für diese Stahlgruppe ist das Common Rail für die Dieselhochdruckeinspritzung. Mit steigenden Einspritzdrücken stoßen die bisher eingesetzten Werkstoffe an ihre Grenzen. Deshalb untersucht eine japanische Forschergruppe die Eigenschaften von TRIP-Stählen speziell mit Blick auf den Einsatz im Common-Rail-Bereich. Von besonderem Interesse ist dies im Bereich der Bohrungsverschneidung bei den Abzweigungen der einzelnen Anschlussstellen vom Hauptkanal des Rails [17, 18].

Untersucht werden mehrere Stähle mit 0,2 % Kohlenstoff, 1,5 % Silicium, 1,5 % Mangan, 0,05 % Niob sowie unterschiedlichen Gehalten an Chrom, Molybdän und Nickel. Probenmaterial sind Stangen mit Durchmesser von 13 und 32 mm. Das Vormaterial wird im Vakuum erschmolzen und warm gewalzt. Die Wärmebehandlung besteht aus einer Austenitisierung von 1200 s bei 900 °C, gefolgt von einer Zwischenstufenumwandlung (1000 s

bei 400 °C im Salzbad) mit abschließendem Abschrecken in Öl. An diesem Material werden Ermüdungsversuche an glatten bzw. an gekerbten Rundproben mit einem Kerbradius von 0,75 mm durchgeführt. Die besten Ergebnisse liefern hierbei Legierungen mit Zugaben von 1 % Chrom nebst etwas Molybdän und Nickel.

Ergänzend werden auch realitätsnahe Innendruckversuche mit Proben durchgeführt, welche die Geometrie eines kurzen Common-Rail-Teilstücks mit nur einem Hochdruckanschluss haben. Diese werden für bis zu  $10^7$  Zyklen mit Innendrücker von 3000 bzw. 4000 bar belastet. Als entscheidende Voraussetzung erweist sich die Ausbildung eines geeigneten Eigenspannungszustandes durch einen Autofrettage-Prozess, auf den gerade der TRIP-Stahl sehr vorteilhaft reagiert. Hierzu werden die Proben einmalig einem so hohen statischen Überdruck ausgesetzt, dass ihre höchstbelasteten Innenbereiche plas-

tisch verformt werden, sodass dort der TRIP-Effekt angestoßen wird. Nach Entlastung bauen sich an den vormals plastifizierten Stellen Druckspannungen auf. So behandelte Proben erreichen bei einem Innendruck von 3000 bar  $10^7$  Lastspiele ohne Rissbildung. Mit Blick auf einen noch höheren Druck von 4000 bar ergeben Abschätzungen aus den Dauerfestigkeitsversuchen, dass hier Dauerfestigkeit erst bei einer Mindesthärte von über 425 HV erreicht werden kann, was mit einer Variante dieser Legierungsfamilie erreichbar ist.

Die genannten Stähle sind leider derzeit noch nicht kommerziell verfügbar. Des Weiteren weisen sie den Nachteil auf, dass ihr Gefüge durch eine aufwendige Wärmebehandlung eingestellt werden muss. Laut der vorliegenden Literatur besteht ein Teil der Wärmebehandlung aus einer isothermen Haltestufe in einem Salzbad. Es ist aber denkbar, dieses isotherme Halten auch in Öl durchzuführen oder, mit gewissen Kompromissen bei den mechanischen Eigenschaften, die Wärmebehandlung mit Wasserdampf und Haltestufe an Luft durchzuführen [19]. Um diese Stahlgruppe für die Schmiedetechnik einfach und wirtschaftlich nutzbar zu machen, wurde Anfang 2011 ein Gemeinschaftsforschungsprojekt gestartet [20]. Ziel ist die Entwicklung einer Legierungslage,

bei welcher der TRIP-Effekt im Bauteil aus der Schmiedehitze heraus lediglich durch kontrollierte Abkühlung an Luft dargestellt werden kann. Diese Stahlgruppe birgt das Potenzial für massivumgeformte Komponenten mit bedeutend höherer Belastbarkeit.

### 3.1.6 Weitere Stahlgüten

Die folgende Entwicklung lässt sich nicht in die oben genannten Werkstoffgruppen einordnen. Auch wenn hier noch keine kommerziellen Lösungen erhältlich sind, verdient sie bei dieser Darstellung des aktuellen Stands der Entwicklung eine Erwähnung.

Mit der Kaltumformung des korrosionsbeständigen, hoch mit Stickstoff legierten austenitischen Stahls 1.3815 (X8CrMnN19-19) befassen sich Merklein et al. [21]. Im Bereich des Schafts eines bolzenförmigen Probebauteils werden hierbei Martens-Härten von bis zu 2000 MPa festgestellt. Der Werkstoff nimmt bei der Kaltumformung extrem hohe Festigkeiten an. Dies stellt gleichzeitig auch das Hauptproblem bei der Verarbeitung dar: Die hohen Innendrucke bei der Kaltumformung müssen hier werkzeugtechnisch beherrscht werden.

## 3.2. Fortschritte beim Grundlagenverständnis zur Erhöhung der Leistungsfähigkeit von Werkstoffen

Auch die Grundlagenforschung mit dem Ziel der Erweiterung des Verständnisses trägt zur Weiterentwicklung der Stahltechnologie für massivumgeformte Bauteile bei. Der wesentliche Schub kommt hier aus der Entwicklung und Anwendung neuer Simulationsmethoden für teilweise altbekannte Fragestellungen. Inzwischen sind Simulationsmethoden mit thermodynamischen Ansätzen schon recht verbreitet. Damit lassen sich Legierungslagen analysieren, Bildung sowie Wachstum von Einschlüssen simulieren und vieles mehr. Auch die Anwendung von linear-elastischen oder elastisch-plastischen FEM-Methoden auf Größenordnungen von einzelnen Gefügebestandteilen trägt zu weiterer Einsicht in das Werkstoffverhalten bei [22].

Die Ausbildung eines Faserverlaufs in geschmiedetem Stahl ist vom Grundsatz her schon lange bekannt: Die bei der Erstarrung entstehenden und beim Walzen und Schmieden ausgerichteten Einschlüsse (Bild 4), vor allem Mangansulfide, führen zu an-

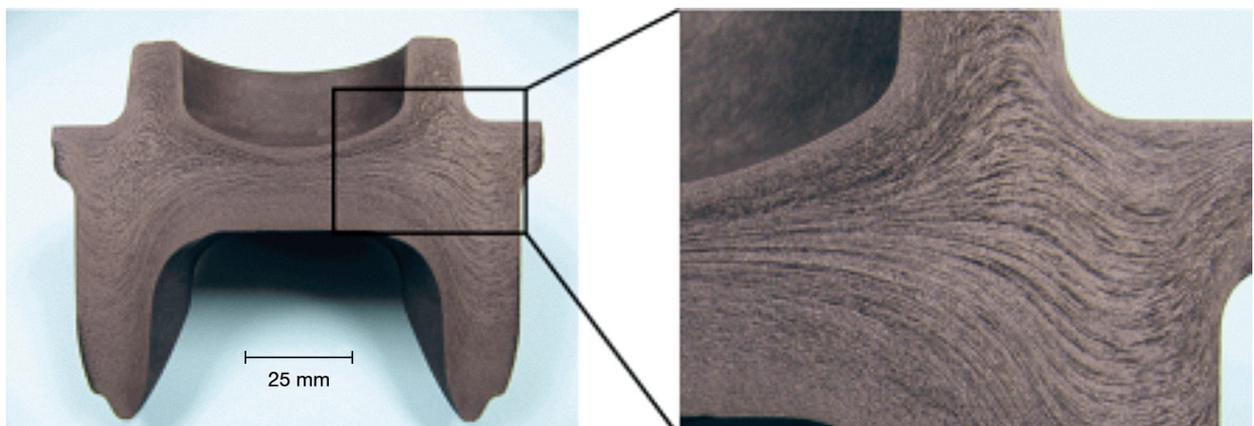


Bild 4: Faserverlauf an einem Querschnitt eines Schmiedeteils

isotropem Verhalten des Werkstoffs. Trotzdem sind viele Effekte rund um den Faserverlauf noch nicht endgültig erklärt. So wird in aktuellen Arbeiten untersucht, wie sich die Einschlüsse bei verschiedenen Umformrichtungen verhalten und welchen Einfluß dies auf die mechanischen Eigenschaften, besonders die Kerbschlagzähigkeit, hat [23]. Es wird zudem dargestellt, wie die Mangansulfidausscheidungen im Stranggusszustand vorliegen, wie sie sich nach dem Auswalzen der Stange darstellen und welche Prozesse bei der Sichtbarmachung des Faserverlaufs durch Tiefätzung im Detail ablaufen [24].

Auf die Schwingfestigkeit in Abhängigkeit von der Richtung des Faserverlaufs konzentriert sich eine am Fraunhofer LBF [25] durchgeführte Arbeit. Dabei wurde der Einfluss von Richtung und Dichte der Fasern auf mechanische Kennwerte des AFP-Stahls 38MnVS6 experimentell untersucht. Die Faserdichte wurde durch Unterschiede im Schwefel-

gehalt variiert. Parallel dazu wurde untersucht, wie beide Größen numerisch abgebildet werden können. Quer zur Faserrichtung lag die Schwingfestigkeit im Wöhler-Versuch um bis zu 13 % niedriger als in Längsrichtung (Grafik 8). Die Richtungsabhängigkeit nimmt mit steigendem Fasergehalt und steigender Zugfestigkeit zu, wobei der Einfluss der Zugfestigkeit dominiert. Bei bauteilrelevanten Kerben verändert sich die Richtungsabhängigkeit nicht.

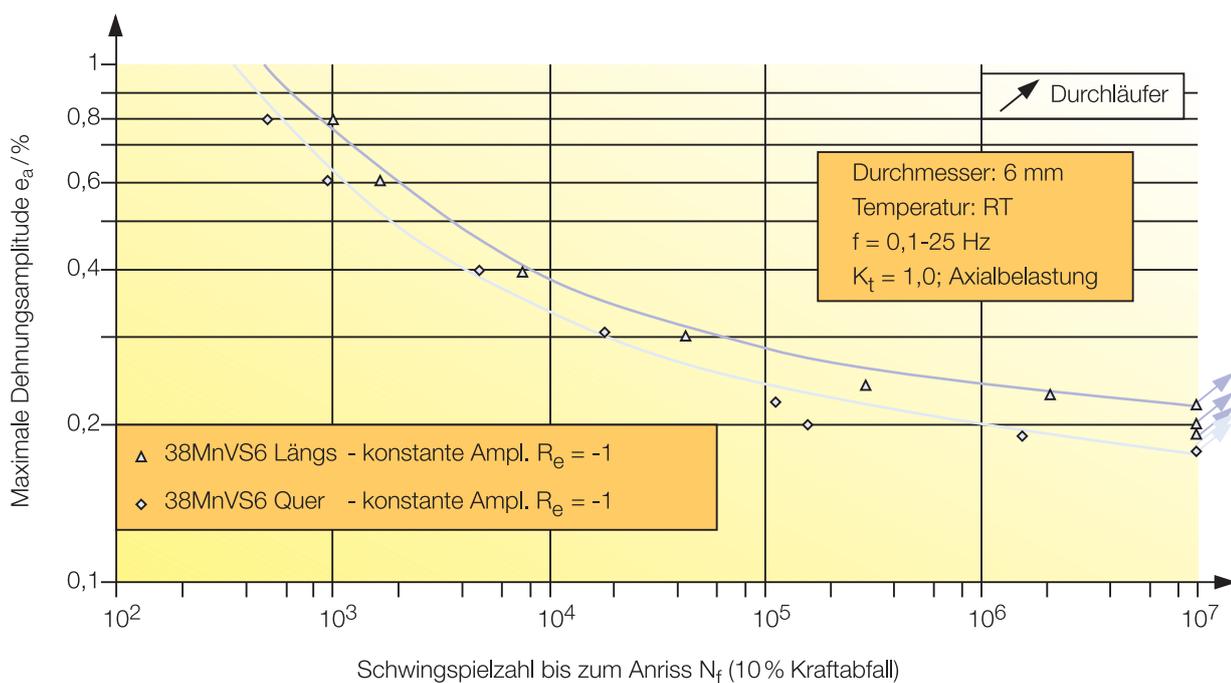
Das zyklische Spannungs-Dehnungsverhalten sowie die statischen Festigkeitskennwerte sind dagegen unabhängig von der Faserrichtung. Generell nimmt die Schwingfestigkeit mit zunehmendem Schwefel- bzw. Fasergehalt und abnehmender Härte – also auch Zugfestigkeit – ab.

Zur Berücksichtigung der variablen Amplituden des realen Betriebs werden zusätzlich Gaßnersversuche mit einer für einen Achsschenkel abgeleiteten Lastfolge durchgeführt.

Auch hierbei bestätigt sich der Einfluss der Faserrichtung.

Die Ergebnisse des Projekts können in der Praxis für eine zuverlässigere und werkstoffgerechtere Bewertung von Schmiedebauteilen genutzt werden und gestatten auch für andere Schmiedestähle eine Abschätzung der Richtungsabhängigkeit der Schwingfestigkeit auf Basis der Zugfestigkeit, des Schwefelgehalts sowie gegebenenfalls der Duktilitätskennwerte  $A_5$  und  $Z$ .

Auch die oben beschriebenen Projekte zur Steigerung der Temperatur beim Einsatzhärten werden intensiv von theoretischen Entwicklungen begleitet. Konovalov et al. [26] untersuchen Möglichkeiten zur Optimierung der Wirkung von Titan- und Niobausscheidungen auf die Stabilisierung der Austenitkorngröße beim Einsatzhärten von 18CrNiMo7-6. Im Rahmen des Projekts wird auch ein mathematisches Modell entwickelt, das Keimbildung, Wachstum und



Grafik 8: Abhängigkeit der Schwingfestigkeit von der Faserrichtung [25]

Vergrößerung der Vanadium- und Titancarbonitride bei isothermischem Halten nach einer Vorverformung beschreibt. Dazu verwenden sie eine thermodynamisch basierte Simulation der Prozesskette zur Herstellung von Getriebebauteilen. Allerdings ist bisher nicht umfassend und allgemeingültig verstanden, wie sich verschiedene Verarbeitungsrouten (Warm-, Halbwarm- oder Kaltumformung inklusive der notwendigen vor- oder nachgeschalteten Glühoperationen) auf die Größenentwicklung der Ausscheidungen auswirken. Hier ist noch weitere Grundlagenforschung notwendig. Hingegen wird empirisch erarbeitetes Grundlagenverständnis zur Verarbeitung von Einsatzstählen in [27] dargestellt. Es wird gezeigt, welche Auswirkung verschiedene Legierungslagen und Parameter bei der Herstellung der Schmiedestangen auf die weitere Verarbeitung durch Massivumformung sowie die Bauteileigenschaften haben können.

Im Bereich der AFP-Stähle kann ein neuartiger Effekt in [28] dargestellt werden. Hier wird nach dem Schmieden und dem Abkühlen auf die Temperatur der ferritisch-perlitischen Umwandlung noch eine weitere Umformung in den Werkstoff eingebracht. Dies führt zu wesentlich feineren Ausscheidungen der Mikrolegierungselemente, wodurch eine signifikante Steigerung der Streckgrenze und Zugfestigkeit im Vergleich zum konventionellen kontrollierten Abkühlen erzielt wird.

Bekannte Effekte im AFP-Stahl komplett in der Simulation zu erfassen ist Inhalt eines abgeschlossenen Projekts der Gemeinschaftsforschung [29]. Hier soll durch die

Simulation des Schmiedevorgangs beschrieben werden, wie sich die Versetzungsdichte und die Korngröße entwickeln. Dazu ist es notwendig, Ausscheidungszustände mit in die Berechnung einzubeziehen. Aus den genannten Größen sollen dann die lokale Fließspannung des Werkstoffs sowie die Korngrößenverteilung am Ende des Schmiedevorgangs berechnet werden. Diese Zusammenhänge werden erstmals mathematisch beschrieben und in Grundlagenversuchen ein Parametersatz gefunden. Der Abgleich mit einem realen mehrstufigen Schmiedevorgang zeigt aber noch keine komplette Übereinstimmung, sodass das Thema aktuell in einem weiteren Projekt fortentwickelt wird [30].

Ein weiteres Thema ist die Leistungssteigerung von Bauteilen durch eine extreme Kaltverformung. Dabei wird in speziellen Prozessen ein Kaltumformgrad erreicht, der den Umformgrad konventioneller Kaltprozesse (z. B. Fließpressen) deutlich übersteigt. Durch verschiedene Versetzungsreaktionen im Nanometerbereich, je nach Stahlgüte kombiniert mit einer mechanischen Zerkleinerung der Einschlüsse, werden extreme Festigkeitssteigerungen angestrebt, bei denen aber noch eine sehr hohe Zähigkeit des Bauteils erhalten bleibt. Die Umsetzung in reale Bauteile durch eine entsprechende Prozesskette steht hier aber noch aus [31].

Das Verständnis des Faserverlaufs auf die Stahleigenschaften ist schon erwähnt worden. Das Verständnis des Einflusses aller Einschlüsse (also auch der oxidischen) besonders auf die Ermüdungsfestigkeit ist inzwischen zwar

schon weit fortgeschritten [32,33], aber immer noch weiter ausbaubar. Ein tieferes Grundlagenverständnis ist hier zu erwarten durch die Erarbeitung des quantitativen Einflusses der Verformung zusammen mit der umgebenden Stahlmatrix auf die Schwingfestigkeit [34]. Weitere praktische Fortschritte sind notwendig, wenn der Druck zum Leichtbau besonders in automobilen Anwendungen wächst und weitere Verarbeitungsschritte für die Stahlherstellung und -verarbeitung wirtschaftlich tragfähig werden. So berichtet Fluch [35] von sehr reinen Vergütungsstählen, die trotz höchster Festigkeit nicht den bei konventionellen Legierungen unvermeidlichen [36, 32], durch Einschlüsse verursachten Abfall der Ermüdungsfestigkeit zeigen. Mit solchen Werkstoffen lassen sich mechanisch sehr belastbare Bauteile dimensionieren. Des weiteren laufen Projekte, die die Steigerung der Tragfähigkeit von Verzahnungen für Stähle hoher Reinheit untersuchen [37]. Auch aus dem Bereich z. B. der Großgetriebebauteile ist die Einstellung eines sehr niedrigen Schwefelgehalts bekannt. Hier führt die Kosten-Nutzen-Abwägung offenbar nicht zu höheren Schwefelgehalten für kostengünstigere Zerspanung (wie in der automobilen Großserie), sondern hin zu höherer Leistungsfähigkeit und höherer Qualitätssicherheit des schwefelarmen Stahls.

Nicht alle genannten Entwicklungen zur Verbesserung des Verständnisses der Stahltechnologie und der Prozessrouten führen unmittelbar zu wirtschaftlich umsetzbaren Lösungen. Sie schaffen allerdings Grundlagen für die Weiterentwicklung der Stahlanwendungen in der Zukunft.

## 4. Zusammenfassung und Fazit

Stahl ist einer der vielseitigsten Werkstoffe. Bedingt durch die unterschiedlichen Legierungslagen und zahlreiche Möglichkeiten der Wärmebehandlung kann ein sehr breites Spektrum an Eigenschaften dargestellt werden. Die in diesem Extra-Info vorgestellten neueren Forschungsergebnisse zeigen auf, dass die Entwicklung des Werkstoffs Stahl für massivumgeformte Bauteile weiter voranschreitet. Es werden neue Legierungen, Prozessrouten und Ei-

genschaftsprofile entwickelt, die zu Kostensenkungen oder einer Steigerung der Leistungsfähigkeit für bestimmte Anwendungen führen. Parallel dazu wird weiteres Grundlagenverständnis geschaffen, um anwendungsorientiert Entwicklungen gezielter durchführen zu können. Hier ist die Zusammenarbeit entlang der gesamten Wertschöpfungskette notwendig. Nur die Kooperation von Forschung, Stahlhersteller, Weiterverarbeiter (Massivumformer,

Zerspaner, ggf. Wärmebehandler) und dem Endkunden erlaubt hier, weitere Entwicklungen optimal zur Anwendungsreife zu bringen. Die bewährte Zusammenarbeit im Rahmen von Gemeinschaftsforschungsprojekten unter Mitwirkung des Industrieverbandes Massivumformung und des Stahlinstituts des VDEh verspricht hier weitere erfolgreiche Ergebnisse, wobei die Teilnahme von Endkunden weiterhin sehr wünschenswert ist.

## 5. Literaturverzeichnis

---

- [1] Eisenberg, S., Reinhold, P., Wolff, J.: Einfluss des metallurgischen Reinheitsgrades auf die Lebensdauer von Radlagern, DVM-Tag 2007, „Reifen, Räder, Naben, Bremsen“, 9.-11. Mai 2007, Berlin
- [2] Schifferl, H., Zamberger, S., Jöller, A.: Alternative alloying concepts for heat-treatable engineering steels, 3. International SCT Conference Steels for Cars and Trucks, June 5-9, 2011, Salzburg, Austria, 2011
- [3] Hippenstiel, F.: Improvement working and utility properties of classical and new Mo-alloyed carburizing steels, 3. International SCT Conference Steels for Cars and Trucks, June 5-9, 2011, Salzburg, Austria, 2011
- [4] Engineer, S., Kiener, J., Murawski, M., Reinhold, B.: Temperature Resistant Steel at 350 °C with a Tensile Strength of 1400 MPa. 2. International SCT Conference Steels for Cars and Trucks, June 1-5, 2008, Wiesbaden, Germany, 2008
- [5] Riedner, S., van Soest, F., Kunow, S.: B-alloyed quench and temper steels – an option to classic CrMo- and CrNiMo- quench and temper steels, 3. International SCT Conference Steels for Cars and Trucks, June 5-9, 2011, Salzburg, Austria, 2011
- [6] Janßen, P., Engineer, S.: New Metallurgical Concepts for Improving Machinability of Steels, 3. International SCT Conference Steels for Cars and Trucks, June 5-9, 2011, Salzburg, Austria, 2011
- [7] Raedt, H.-W.: Schmiedewerkstoffe bauen ihren Vorsprung aus, Konstruktion April 4-2005
- [8] Erisir, E., Prah, U., Trute, S., Bleck, W.: Entwicklungspotenzial schweißgeeigneter Feinkornbaustähle zum Einsatz in geschmiedeten Strukturbauteilen, Bericht, Institut für Eisenhüttenkunde (IEHK) RWTH Aachen, 2006
- [9] Keul, C., Mosecker, L., Bleck, W., Rekersdrees, T., Stüber, A., Schliephake, H., Beyer, C., Raedt, H.-W.: New developments in the material and process design of forged components in the automobile industry, 3. International SCT Conference Steels for Cars and Trucks, June 5-9, 2011, Salzburg, Austria, 2011
- [10] Projekt AVIF A 228: Neue Werkstoffe und angepasste Prozessketten für höherfeste Stahlwerkstoffe (AFP) in geschmiedeten Strukturbauteilen, Industrieverband Massivumformung IMU, 2006
- [11] Exel, N., Kaufmann, H.: Influence of manganese sulfide inclusions on fatigue properties of AFP steels, 3. International SCT Conference Steels for Cars and Trucks, June 5-9, 2011, Salzburg, Austria, 2011
- [12] Projekt IFG 260 ZN: Effiziente Prozessketten und neue hochfeste (bainitische) Stähle zur flexiblen Darstellung hoch beanspruchter Strukturbauteile (HDB-Schmiedestahl, Bainite), Industrieverband Massivumformung IMU, 2007
- [13] Engineer, S., Justinger, H.; Janßen, P., Härtel, M., Hampel, C., Randelhoff, F.: Technological Properties of the New High Strength Bainitic Steel 20MnCrMo7, 3. International SCT Conference Steels for Cars and Trucks, June 5-9, 2011, Salzburg, Austria, 2011
- [14] Langner, H., Beyer, C., Engineer, S., Franke, A., Hölzl, H., Janßen, P.: A new high strength steel: 20MnCrMo7, 2. SCT Conference Steels for Cars and Trucks, June 2008, Wiesbaden (nicht als Text im Tagungsband verfügbar)

## 5. Literaturverzeichnis

---

- [15] Biermann, D., Felderhoff, F.; Engineer, S., Justinger, H.: Machinability of high-strength bainitic steel 20MnCrMo7, 3. International SCT Conference Steels for Cars and Trucks, June 5-9, 2011, Salzburg, Austria, 2011
- [16] [de.wikipedia.org/wiki/TRIP-Stahl](http://de.wikipedia.org/wiki/TRIP-Stahl), 23. Okt. 2011
- [17] Sugimoto, K.-I., Yoshikawa, N.: Advanced High-Strength TRIP-Aided Steels for Ultra High Pressure DI-Diesel Engine Common Rail, 3. International SCT Conference Steels for Cars and Trucks, June 5-9, 2011, Salzburg, 2011
- [18] Sugimoto, K.-I., Kobayashi, J., Arai, G.: Steel research int. 81 (2010), Nr. 9, S. 254-257
- [19] persönliches Gespräch mit Prof. Sugimoto, 29. Sep. 2011, Frankfurt
- [20] Projekt IGF 374 ZN: Schmiedestähle mit verbesserter Betriebsfestigkeit durch verformungsinduzierte Phasenumwandlung (TRIP-Effekt), Industrieverband Massivumformung IMU, 2011
- [21] Merklein, M., Engel, U., Noneder, J.: On the evaluation of strength of cold forged components made of high nitrogen steel, 3. International SCT Conference Steels for Cars and Trucks, June 5-9, 2011, Salzburg, Austria, 2011
- [22] Haglund, S.: Influence of Inclusions in Steels during Fatigue, Jernkontorets Forskning, D 801, 2004
- [23] Schuster, A., Raedt, H.-W., Tekkaya, A. E.: Influence of a Forging Operation on the Deformation of Inclusions, 10th ICTP Aachen, Sep. 25-30, 2011
- [24] Schuster, A., Raedt, H.-W.: Der Faserverlauf in Stahl und dessen Auswirkung auf mechanische Eigenschaften, Vortrag HK 2009 65. Kolloquium für Wärmebehandlung, Werkstofftechnik, Fertigungs- und Verfahrenstechnik, 7.-9. Okt. 2009, Wiesbaden
- [25] Forschungsprojekt AVIF A 245: Einfluss von Faserverlauf und Gefüge auf die Schwingfestigkeit warmmassivumgeformter AFP-Stähle, Industrieverband Massivumformung IMU, 2007
- [26] Konovalov, S., Clausen, B., Hoffmann, F., Zoch, H.-W., Prahl, U., Bleck, W.: Simulation der Partikelentwicklung entlang der Prozesskette geschmiedeter und einsatzgehärteter Bauteile aus mikrolegiertem 18CrNiMo7-6, HTM – Journal of Heat Treatment and Materials, 01/2011
- [27] Kunow, S., Wilke, F.: Influencing factors of the steel bar production on the further processing of engineering steels, 3. International SCT Conference Steels for Cars and Trucks, June 5-9, 2011, Salzburg, Austria, 2011
- [28] Isogawa, S.: Current Status and Future Prospect of Controlled Cooling, Proceedings of the 11th Asian Symposium on Precision Forging, (ASPF2010), Kyoto, Japan, October 24-27, 2010
- [29] BMBF 03X0506: Mikrostrukturbasierte Modellierung des Umformverhaltens von mikrolegierten Stählen bei mehrstufigen Schmiedeprozessen, Industrieverband Massivumformung IMU, Hagen, 2007

## 5. Literaturverzeichnis

---

- [30] IGF 17246 N: Werkstoff- und Prozessentwicklung von mikrolegierten AFP-Stählen mittels gekoppelter Thermodynamik und Mikrostrukturmodellierung, Industrieverband Massivumformung IMU, 2011
- [31] Valiev, R. Z., Zehetbauer, M., Estrin, Y., Höppel, H. W., Ivanisenko, Y., Hahn, H., Wilde, G., Roven, H. J., Sauvage, X., Langdon, T.: The Innovation Potential of Bulk Nanostructured Materials, *Advanced Engineering Materials* 2007, 9, No.7
- [32] Murakami, Y.: *Metal Fatigue: Effects of Small Defects and Nonmetallic Inclusions*, Butterworth Heinemann, 2002
- [33] Gänser, H.-P., Leitgeb, A., Glinser, K., Leitner, H., Eichlseder, W.: Einfluss von Imperfektionen auf die Schwingfestigkeit von Bauteilen, 39. Tagung DVM Arbeitskreis Bruchvorgänge „Bruchmechanik und Bauteilsicherheit“, 13.-14. Februar 2007, Dresden
- [34] Raedt, H.-W., Herz, M., Schuster, A.: *Gesteigerte Sicherheit bei der Auslegung von massivumgeformten Bauteilen*, Konstruktion 1/2012, Springer
- [35] Fluch, R.: A high-strength and super clean heat-treatable steel for application in the automotive industry, 3. International SCT Conference Steels for Cars and Trucks, June 5-9, 2011, Salzburg, Austria, 2011
- [36] Daguier, P., Baudry, G.: Fatigue design with engineering steels – Applications and relevant criteria, Proceedings „Fatigue Fesign“, Nov. 2005, CETIM, Senlis, France
- [37] N.N.: Tragfähigkeitsgewinn durch hochreine Stähle, FVA-Projekt 293 III, Geschäftsbericht 2010, FVA Forschungsvereinigung Antriebstechnik e.V., Frankfurt

## 6. Bilderverzeichnis

---

Bilder 1c, 2c, 3b-d, 4	Hirschvogel Automotive Group, Denklingen
Bild 2b	Imbach & Cie. AG Schmiedewerk, Nebikon, Schweiz
Bild 1d	Neumayer Tekfor Holding GmbH, Offenburg
Bild 1b	Schmiedag GmbH, Hagen
Bild 3a	Seissenschmidt AG, Plettenberg
Bilder 1a, 2a	Siepmann-Werk GmbH & Co. KG, Warstein

Infostelle  
Industrieverband  
Massivumformung e. V.

Goldene Pforte 1  
58093 Hagen, Deutschland  
Telefon: +49 2331 958830  
Telefax: +49 2331 958730

E-Mail: [orders@metalform.de](mailto:orders@metalform.de)

Weitere Informationen unter:  
[www.metalform.de](http://www.metalform.de)

ISBN: 978-3-928726-28-3

Den Veröffentlichungen  
des Industrieverbands  
liegen die Ergebnisse der  
Gemeinschaftsforschung  
der im Industrieverband  
Massivumformung e. V.  
zusammengeschlossenen  
Mitgliedsunternehmen  
zugrunde.

Stand: März 2012  
EI-SM-0312-30DOM