

The development of a high-strength, microalloyed, precipitation hardening, ferritic-perlitic formed steel AFP-M

In the AVIF Research Project A 228 "New materials and adapted process chains for high-strength steel materials in forged construction components" for the optimisation of the properties, a microalloyed AFP steel (AFP-M) was developed, which is aimed,

in particular, at enhancing the strength characteristics as well as optimising the tensile strength limit values. It was possible to verify the desired mechanical characteristics by conducting a controlled test process on real components made of AFP-M.

# Entwicklung eines höherfesten mikrolegierten ausscheidungshärtenden ferritisch/perlitischen Schmiedestahls AFP-M

Univ.-Prof. Dr.-Ing. Wolfgang Bleck,  
Dipl.-Ing. Christoph Keul und  
Dipl.-Ing. Barbara Zeismair, Aachen

Im AVIF-Forschungsprojekt A228 „Neue Werkstoffe und angepasste Prozessketten für höherfeste Stahlwerkstoffe in geschmiedeten Strukturbauteilen“ wurde zur Eigenschaftsoptimierung ein hoch-Mikrolegierter AFP-Stahl (AFP-M) entwickelt, welcher im Besonderen die

Erhöhung der Festigkeitskennwerte sowie eine Optimierung des Streckgrenzenverhältnisses zum Ziel hat. Die angestrebten mechanischen Eigenschaften konnten mit einer kontrollierten Prozessführung an realen Testbauteilen aus AFP-M verifiziert werden.

**Einleitung**

Der Werkstoff Stahl sieht sich in den letzten Jahren einer zunehmenden Konkurrenzsituation mit anderen Werkstoffgruppen im Bereich der Schweißanwendungen ausgesetzt. Die Ursache dafür sind in erster Linie steigende Forderungen nach einer Gewichts- und Kostenreduzierung im Bereich des Automobilbaus. Eine Gewichtsreduzierung wird in erster Linie durch eine Reduzierung des Querschnitts struktureller Bauteile erreicht.

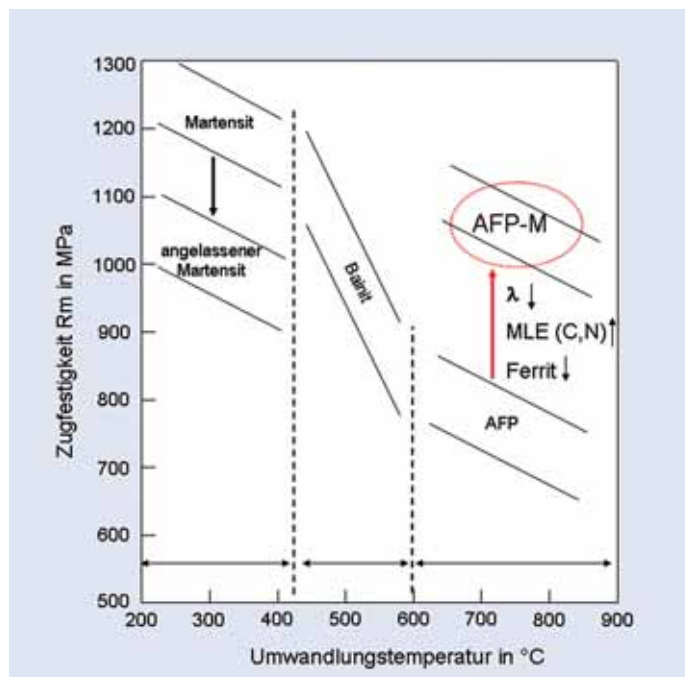


Bild 1: Darstellbare Festigkeiten des entwickelten AFP-M.

Dies wiederum erfordert innovative Stahlwerkstoffe, z. B. höherfeste Güten mit verbesserten Gebrauchs- und Verarbeitungseigenschaften.

Das Ziel des durchgeführten Forschungsprojektes ist daher die Verbesserung der mechanischen Eigenschaften auf  $Re > 800$  MPa und  $Rm > 1.000$  MPa durch den Einsatz von hochmikrolegierten (M) ausscheidungshärtenden ferritisch/perlitischen Stählen (AFP-M). Durch den gezielten Einsatz

der Elemente Niob, Titan und Vanadium sollen Festigkeiten eingestellt werden, die nahe denen der Vergütungsstähle sind, jedoch den Prozessschritt des Anlassens einsparen (Bild 1). Die Mikrolegierungselemente (MLE) mit ihren Nitrid- und Karbidausscheidungen beeinflussen zum einen die Austenitkorngröße und tragen zum anderen zur Ausscheidungshärtung bei. Hierbei wirkt sich eine Titanitridbildung hemmend auf das Austenitkornwachstum bei der Erwärmung auf Schmiedetemperatur aus, während die Niobausscheidungen neben ihrer ausscheidungshärtenden Wirkung bei niedrigen Schmiedetemperaturen rekristallisationsbehindernd wirken und damit ebenfalls die Austenitkornvergrößerung verzögern. Die Vanadiumausscheidungen bilden sich in erster Linie nach der  $\gamma/\alpha$ -Phasenumwandlung und wirken in diesem Bereich ausscheidungshärtend [1-4].

**Ergebnisse**

Die chemische Zusammensetzung der nach verschiedenen Variationen der Mikrolegierungselemente als optimal gefundenen Stahllegierung ist in Tabelle 1 dargestellt. Diese AFP-M-Legierung, die in Anlehnung an den AFP-Stahl 38MnVS6 erstellt wurde, wurde zusätzlich mit 0,029 Prozent Niob, 0,022 Prozent Titan sowie 0,19 Prozent Vanadium mikrolegiert. Des Weiteren ist auf den Stickstoffgehalt von 210 ppm hinzuweisen, welcher in Abstimmung mit den Mikrolegierungselementgehalten durch thermodynamische Berechnungen eingestellt wurde, um eine optimale Ausnutzung der Mikrolegierungselemente erzielen zu können. Der thermodynamisch berechnete Ausscheidungsgehalt aller MLE in der Variante AFP-M beträgt ~0,30 Prozent verglichen mit ~0,13 Prozent im konventionellen AFP-Stahl.

	C	Si	Mn	S	Mo	N	Nb	Ti	V
AFP-M	0,36	0,68	1,44	0,026	0,03	0,021	0,029	0,022	0,19
AFP	0,38	0,60	1,40	0,050	0,04	0,010	-	-	0,10

Tabelle 1: Chemische Zusammensetzung in Massen-Prozent des entwickelten mikrolegierten AFP-M-Stahls sowie des AFP-Referenzstahles 38MnVS6.

Bei weiteren im Projektverlauf hergestellten Testschmelzen mit einem geringeren Stickstoffgehalt von ca. 120 ppm und gleichzeitig hohen Gehalten an Mikrolegierungs-

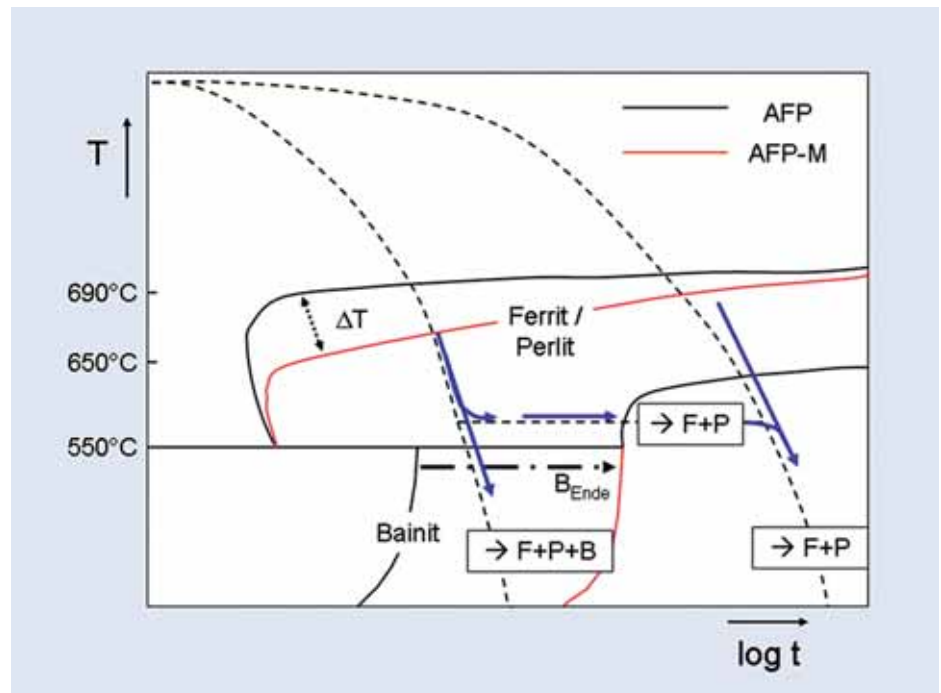


Bild 2: Vergleich des Umwandlungsverhaltens zwischen AFP und AFP-M-Stahl.

elementen zeigt sich bei TEM-Untersuchungen eine deutliche Verminderung der feinen Vanadiumausscheidungen (~5 nm), da nicht mehr genügend Stickstoff nach der Phasenumwandlung für die Ausscheidungshärtung durch Vanadiumnitrid zur Verfügung steht. Diese Tatsache geht mit einer Abnahme der Festigkeitskennwerte und hierbei besonders der Streckgrenze einher. Dieses wiederum wirkt sich negativ auf die angestrebte Verbesserung des Streckgrenzenverhältnisses aus. Weitere Ausscheidungen mit einer Größe von 5 bis 50 nm liegen vor, wobei die größten Ausscheidungen TiN sind, weitere mit unterschiedlichen Größen sind (V,Nb)(C,N)-Ausscheidungen.

Das Potenzial des Werkstoffes ein rein ferritisch/perlitisches Gefüge zu erzeugen wird im schematischen ZTU-Schaubildauschnitt in Bild 2 dargestellt. Durch die Mikrolegierung wird das F/P-Phasenfeld bei höheren Abkühlgeschwindigkeiten zu niedrigeren Temperaturen verschoben. Gleichzeitig dehnt sich das Bainit-Phasenfeld zu längeren

Abkühlzeiten aus. Das angestrebte rein ferritisch/perlitische Gefüge wird beim AFP-M entweder durch eine langsame kontinuierliche Abkühlgeschwindigkeit oder durch eine

verzögerte Abkühlung im Bereich des ferritisch/perlitischen Phasenfeldes im Bereich von ca. 600 °C erreicht. Eine Abkühlung in den vorderen Bereich des F/P-Phasenfeldes hinein mit anschließender verzögerter Abkühlung fördert durch die Unterkühlung die Ausbildung von feinlamellarem Perlit. Die empirische Formel zur Abschätzung des Perlitlamellenabstandes  $\lambda=15/\Delta T$  mit einer Unterkühlung von ca. 70 K konnte mit der durchgeführten Messung von 0,22  $\mu\text{m}$  verifiziert werden. Des Weiteren wird durch eine verzögerte Abkühlung die Bildung von Vanadiumausscheidungen bezweckt.

Zum Vergleich der mechanischen Eigenschaften wurden verschiedene Referenzbauteile sowohl mit ihren Serienwerkstoffen als auch mit dem neu entwickelten mikrolegierten AFP-Stahl geschmiedet. Diese Referenzbauteile sind ein Nfz-Achsschenkel und eine Kurbelwelle, welche serienmäßig aus dem Stahl 38MnVS6 gefertigt werden, sowie eine Spurstange, welche serienmäßig aus dem Stahl 27MnSiVS6 hergestellt wird. Aus dem neu entwickelten AFP-M-Stahl wurde zusätzlich ein Pkw-Radräger gefertigt. Das in Bild 2 dargestellte Umwandlungsverhalten konnte bei den durchgeführten Testschmiedungen mit variierender Prozessführung verifiziert werden. Bild 3 zeigt beispielhaft die Mikrostrukturen der geschmiedeten Bauteile. Das entstehende Gefüge beinhaltet die ferritische Phase auf den ehemaligen Austenitkorn Grenzen mit einem Volumengehalt von ca. 10 Prozent. Im Vergleich zum Referenzstahl ist dies eine Verminderung des Ferritgehaltes um ca. 10 Prozent. Das perlitische Gefüge mit einem Volumengehalt von ca. 90 Prozent

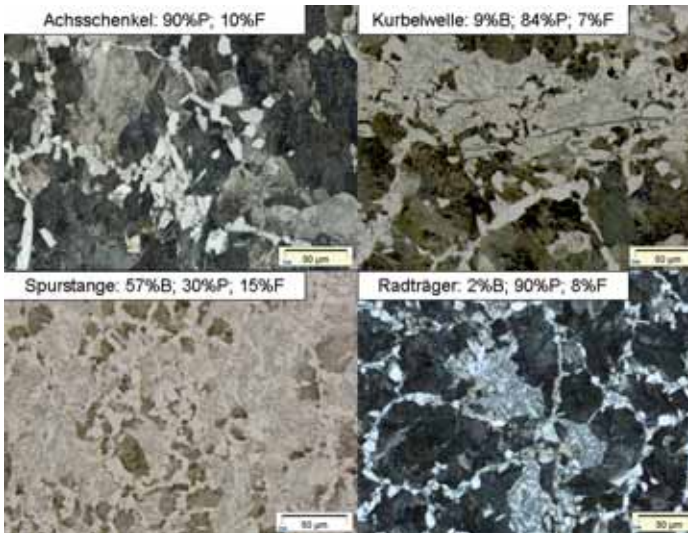


Bild 3: Gefügebilder der geschmiedeten Bauteile mit Gefügemengenanteilen (B: Bainit; P: Perlit; F: Ferrit).

	Rp0,2 [MPa]	Rm [MPa]	Rp0,2 /Rm	A <sub>5</sub> [%]	Av bei RT [J]
Achsschenkel (38MnVS6)	484	823	0,58	10,7	17
Kurbelwelle (38MnVS6)	569	891	0,64	12,7	19
Spurstange (27MnSiVS8)	580	780	0,74	19,2	40
<b>Achsschenkel (AFP-M)</b>	<b>780</b>	<b>1075</b>	<b>0,73</b>	<b>10,5</b>	<b>5</b>
<b>Kurbelwelle (AFP-M)</b>	<b>823</b>	<b>1110</b>	<b>0,74</b>	<b>12,2</b>	<b>7</b>
<b>Spurstange (AFP-M)</b>	<b>841</b>	<b>1111</b>	<b>0,76</b>	<b>11,9</b>	<b>14</b>
<b>Radträger (AFP-M)</b>	<b>824</b>	<b>1104</b>	<b>0,75</b>	<b>10,9</b>	<b>6</b>

Bild 4: Vergleich der mechanischen Eigenschaften (oben: Bauteile aus Referenzwerkstoffen; unten: Bauteile aus AFP-M). Bilder: Autoren

beim Achsschenkel liegt innerhalb des Ferritsaumnetzwerkes. Eine Austenitkornfeinerung kann nicht beobachtet werden, sowohl AFP als auch AFP-M-Stahl weisen eine ASTM-Austenitkorngröße Klasse 5 auf. Wird im F/P-Phasenfeld jedoch nicht mit genügend Verzögerung abgekühlt, enthält das Gefüge Bainit. Besonders bei der dünnen Spurstange treten größere bainitische Gefügeanteile auf (57 Prozent), im Gegensatz zu den kleineren Bereichen bei Kurbelwelle (9 Prozent) und Radträger (2 Prozent), während schon jetzt durch die geeignete Prozessführung beim Achsschenkel ein reines AFP-M-Gefüge erzeugt werden konnte.

Ein Vergleich der mechanischen Eigenschaften zwischen den Referenzwerkstoffen und dem neu entwickelten Stahl ist in Bild 4 dargestellt. Es ist zu erkennen, dass durch das angepasste Legierungskonzept deutliche Verbesserungen im Festigkeitsbereich sowie im Streckgrenzenverhältnis durch Ausscheidungshärtung, Ferritanteilreduzierung und geringem Perlitlamellenabstand erzielt werden können. Die Zähigkeitseigenschaften liegen allerdings weiterhin auf einem niedrigen Niveau. Die Streckgrenzenenerhöhung liegt bei

ca. 250 MPa, während die Zugfestigkeit zwischen 230 und 330 MPa gesteigert werden konnte. Die Gefüge mit bainitischen Anteilen weisen eine um ~40 MPa höhere Zugfestigkeit auf. Diese Eigenschaften konnten bei weitgehend gleichbleibender Bruchdehnung realisiert werden. Das Streckgrenzenverhältnis Rp0,2/Rm der Spurstange konnte bei deutlich erhöhten Festigkeitskennwerten quasi konstant gehalten werden, für die anderen Bauteile wurde das Streckgrenzenverhältnis verbessert.

**Zusammenfassung**

Der Einsatz der neuen Variante AFP-M mit optimierter Abstimmung der Gehalte an Nb, Ti, V und N gekoppelt mit einer angepassten Abkühlstrategie ermöglicht die Ausnutzung der ausscheidungshärtenden Effekte bei der Herstellung von Schmiedeprodukten. Durch eine kontrollierte aber dabei einfache Abkühlstrategie kann ein AFP-Gefüge mit verbesserten Festigkeitswerten durch Reduktion des Ferritanteils und geringem Perlitlamellenabstand eingestellt werden. Hierdurch kann eine Erweiterung der Produktpalette bzw. eine Querschnittsreduzierung bei bereits bestehenden Anwendungen ermöglicht werden. ■

**Danksagung**

Dieses Forschungsprojekt AVIF A228 wurde gefördert von der Stiftung Stahlanwendungsforschung im Stifterverband für die Deutsche Wissenschaft e. V. über den Wirtschaftsverband Stahl- und Metallverarbeitung e. V. (WSM) für den Industrieverband Massivumformung e. V. Die Langfassung des Abschlussberichts kann über die Forschungsgesellschaft Stahlverformung beim Wirtschaftsverband Stahl- und Metallverarbeitung, Goldene Pforte 1, 58093 Hagen, angefordert werden.

**Literaturquellen**

- [1] Gladman, T.: Physical Metallurgy of Microalloyed Steels, Institute of Materials, London (1997), S. 341-348.
- [2] Langeborg, R.; Sandberg, O.; Roberts, W.; in: G. Krauss and S. K. Banerji (eds.), Fundamentals of Microalloying Forging Steels, TMS, Warrendale, PA (1987), S. 39-54.
- [3] Kaspar, R.; González-Baquet, I.; Richter, J.; Nussbaum, G.; Köthe, A.; in: C. J. Van Tyne, G. Krauss, and D. K. Matlock (eds.), Fundamentals and Applications of Microalloying Forging Steels, TMS, Warrendale, PA (1996), S. 45-59.
- [4] Matlock, D. K.; Krauss, G.; Speer, J. G.: Microstructures and Properties of Direct-Cooled Microalloying Forging Steels, Journal of Materials Processing Technology, 117 (2001), S. 324-328.



Univ.-Prof.  
Dr.-Ing. Wolfgang Bleck



Dipl.-Ing.  
Barbara Zeilmair



Dipl.-Ing.  
Christoph Keul