

Lufthärtende duktile Schmiedestähle für zyklische Beanspruchung

Neue lufthärtende Martensite vereinen die Eigenschaften von klassischen Vergütungsstählen mit der Prozessroute von AFP-Stählen. Neben der Verbesserung der CO₂-Bilanz können diese Materialien aufgrund ihrer hohen zyklischen Belastbarkeit zur Realisierung ambitionierter Leichtbaukomponenten beitragen. Durch das Wegfallen der Vergütung wird der Bauteilverzug minimiert und die nötige Nachbearbeitung reduziert. Erreicht werden diese Eigenschaften durch die Zugabe von vier Gewichtsprozent Mangan sowie weiterer Legierungselemente in Abhängigkeit von der angestrebten Anwendung.

AUTOREN



Alexander Gramlich, M. Sc.

ist Arbeitsfeldleiter für nachhaltige Werkstoffentwicklung am Institut für Eisenhüttenkunde (IEHK) der RWTH Aachen University



Dr.-Ing. Steffen Schönborn

ist wissenschaftlicher Mitarbeiter am Fraunhofer-Institut für Betriebsfestigkeit und Systemzuverlässigkeit LBF in Darmstadt



Tobias Schmiedl, M. Sc.

war zum Zeitpunkt des Projekts wissenschaftlicher Mitarbeiter des Fachgebiets Systemzuverlässigkeit, Adaptronik und Maschinenakustik (SAM) der TU Darmstadt



Dr.-Ing. Jörg Baumgartner

ist Kompetenzgebietsleitung Fachgebiet Systemzuverlässigkeit, Adaptronik und Maschinenakustik (SAM) der TU Darmstadt



Prof. Dr.-Ing. habil. Ulrich Krupp

leitet das Institut für Eisenhüttenkunde (IEHK) der RWTH Aachen University

Sicherheitsbauteile im Fahrwerk von Kraftfahrzeugen werden in der Regel aus Vergütungsstählen, wie beispielsweise 42CrMo4, gefertigt. Diese Stähle zeichnen sich einerseits durch eine notwendige Balance aus Festigkeit und Zähigkeit, andererseits durch einen hohen Widerstand gegen zyklische Belastung aus. Vor dem Hintergrund der angestrebten Reduktion von CO₂-Emissionen industrieller Prozesse stehen diese Materialien jedoch in der Kritik, da der mehrstufige und energieintensive Wärmebehandlungsprozess, bestehend aus Austenitisieren, Abschrecken und Anlassen, mit hohen CO₂-Emissionen verbunden ist. Aus diesem Grund wurden lufthärtende Schmiedestähle entwickelt, welche im Gegensatz zu ausscheidungshärtenden ferritischperlitischen Stählen (AFP-Stählen) nach der Luftabkühlung ein martensitisches Gefüge aufweisen [1]. Diese Stähle vereinen die hohen statischen und zyklischen Festigkeiten der Vergütungsstähle mit der einfachen Prozessroute der AFP-Stähle. Die geringe Kerbschlagarbeit dieser Legierungen verhinderte bisher jedoch die breite industrielle Anwendung.

VORGEHENSWEISE

Aufbauend auf dem Forschungsvorhaben LHD-Schmiedestahl [2] liegt der Schwerpunkt in dem hier vorgestellten Forschungsvorhaben auf der Optimierung der LHD-Stähle unter Berücksichtigung des Schwingfestigkeitsverhaltens. Zusätzlich wurde ein besonderer Fokus auf die Kerbschlagarbeit gelegt, da diese im Vorgängerprojekt mit 8 Joule unterhalb des geforderten Wertes von 30 Joule lag. Anhand eines Basiskonzepts wurde im Labormaßstab überprüft, wie sich unterschiedliche Legierungszugaben (Al, Mo, Ti, Nb, B) auf die Werkstoffeigenschaften auswirken. Die Ergebnisse der Untersuchungen im Labormaßstab dienen zur Festlegung einer Pilotschmelze im Industriemaßstab [3], [4]. Anschließend wurde diese Schmelze zu Halbzeugen und zu drei Demonstratorbauteilen unterschiedlicher Größe verarbeitet. Die chemische Zusammensetzung der Legierung ist in Tabelle 1 dargestellt. Aus der Pilotschmelze wurden im folgenden Federbügel (G. Flockenhaus & Söhne GmbH & Co. KG, Stückgewicht etwa 2 kg), Achsschenkel (Hammerwerk Fridingen GmbH, Stückgewicht 33 kg) sowie ein Planetenträger (Siepmann-Werke GmbH & Co. KG, Stückgewicht > 1000 kg) gefertigt.

	C*	Si	Mn	P	S*	Al	Cr	Ni	Mo	Ti	Nb	B	N
LHD2	0,15	0,50	3,9	0,004	0,002	0,52	0,10	0,10	0,24	< 0,003	0,03	0,0025	0,006
LHD-P2	0,18	0,50	3,85	0,01	0,01	0,027	0,09	0,11	0,01	0,046	< 0,005	0,0058	0,0078

* C- und S-Analyse mittels Heißextraktion (Leco)

Tabelle 1: Chemische Zusammensetzung der erzeugten Pilotschmelze „LHD2“ sowie der Pilotschmelze des Vorgängerprojekts „LHD-P2“ [1] (Angaben in Gewichts-Prozent)

	R _{p0,2}	R _m	R _{p0,2} /R _m	A _g	A ₅	KV bei RT
Federbügel T _S < 1000	900	1377	0,65	5,3	14,8	76
Federbügel T _S = 1250 – 1280	855	1236	0,69	5,2	14,5	47
Planetenträger	791	1161	0,68	6,1	12,0	27
Achsschenkel LHD-P2 [1,2]	744	1181	0,63	4,3	14,7	27
Achsschenkel (LHD1) [X1]	970	1100	0,88	–	13,0	8
Federbügel T _S = 1250 – 1280	948	1491	0,64	4,1	8,8	13
Achsschenkel 42CrMo4 [1,2]	959	1091	0,88	4,9	13,0	–
Federbügel 33MnCrB5-2	1019	1112	0,92	4,5	14,3	–

Tabelle 2: Übersicht der mechanischen Kennwerte des entwickelten Werkstoffs sowie einiger Referenzwerkstoffe ermittelt im Zug- und im Kerbschlagversuch

UMWANDLUNGSVERHALTEN UND MIKROSTRUKTUR

Während für die Federbügel ein vollständig martensitisches Gefüge eingestellt werden konnte, weisen sowohl die Achsschenkel als auch der Planetenträger ein Mischgefüge aus Bainit und Martensit auf, welches jedoch konstante Anteile an Martensit unabhängig von der Bauteiltiefe enthält. Diese unterschiedliche Gefügeausbildung ist auf die benötigten Abkühlzeiten zurückzuführen, dabei konnte bei den dickwandigeren Bauteilen Achsschenkel und Planetenträger bedingt durch die Luftabkühlung nicht schnell genug abgekühlt werden, um die Bainitbildung zu umgehen. Da die Achsschenkel im Vorgängerprojekt vollständig martensitisch nach Luftabkühlung vorlagen, ist davon auszugehen, dass eine Erhöhung des Borgehalts auf 60 ppm auch für die neue Legierung ein vollständig martensitisches Gefüge erzeugen würde. Die im Bereich der Halbwarmumformung geschmiedeten Federbügel weisen ein deutlich feineres Gefüge auf als die weiteren untersuchten Zustände. Klassische Lanzetten lassen sich hier nur vereinzelt im Gefüge beobachten. Eine Übersicht der unterschiedlichen Mikrostrukturen ist in Bild 1 dargestellt.

MECHANISCHE EIGENSCHAFTEN

Die geschmiedeten Bauteile wurden sowohl im Zugversuch als auch im Kerbschlagversuch bezüglich ihrer mechanischen Eigenschaften charakterisiert. Die mechanischen Eigenschaften sind in Tabelle 2 zusammengefasst, dort sind zusätzlich auch die mechanischen Eigenschaften der Schmelze des Vorgängerprojekts (LHD-P2) sowie einiger Bauteile aus den Referenzwerkstoffen aufgeführt.

Die Federbügel wurden innerhalb von 20 Sekunden induktiv erwärmt und anschließend bei unterschiedlichen Temperaturen umgeformt. Danach folgte eine Abkühlung an Luft. Die Kerbschlagarbeit der Federbügel überschreitet die geforderten 30 J um ein Vielfaches, insbesondere der Federbügel geschmiedet bei einer Temperatur unterhalb von 1.000 °C erzielt eine vielversprechende Kombination aus Festigkeit und Zähigkeit. Im Vergleich zum Vorgängerprojekt konnte die Zähigkeit bei identischen Prozessparametern von 13 J auf 47 J gesteigert werden. Bei niedrigeren Schmiedetemperaturen erreicht die Kerbschlagarbeit einen Wert von 76 J. Der Anstieg der Kerbschlagarbeit lässt sich auf den erhöhten Alumini-

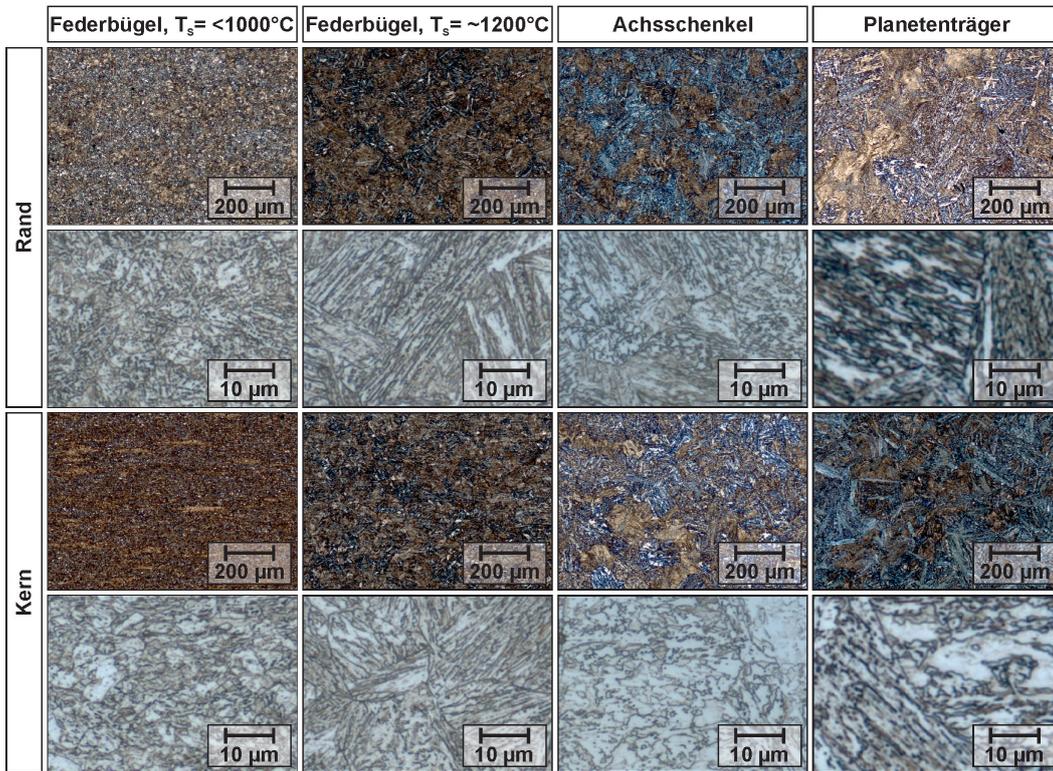


Bild 1: Mikrostruktur im Rand- und Kernbereich der unterschiedlichen Bauteile bei unterschiedlichen Vergrößerungen

umgehalt und ein hieraus resultierendes Insitu-Anlassen erklären [3]. Die Abnahme der Festigkeit ist in dem deutlich verringerten Kohlenstoffgehalt begründet.

Sowohl der Achsschenkel als auch der Planetenträger wurden ebenfalls entsprechend einer Serienteilfertigung gefertigt. Die Bauteile wurden zunächst bei 1.250°C austenitisiert, dann geschmiedet und im Anschluss an den Schmiedeprozess luftgekühlt. Die größeren Bauteile weisen im Vergleich zum Federbügel deutlich verringerte Zähigkeiten sowie Festigkeiten auf, was auf die bereits beschriebene inhomogene Mikrostruktur aus Martensit und Bainit zurückzuführen ist. Hier ist zu erwarten, dass durch das Einstellen einer vollständigen martensitischen Mikrostruktur infolge der Erhöhung des Borgehalts beziehungsweise durch beschleunigte Luftabkühlung, sowohl Kerbschlagarbeit als auch die Festigkeit angehoben werden können. Hinsichtlich der mechanischen Eigenschaften war kein signifikanter Einfluss der Probenentnahmestellen festzustellen, die Werte waren weitestgehend identisch.

UNTERSUCHUNGEN ZUM BAUTEILGEBUNDENEN WERKSTOFFVERHALTEN

Im Rahmen von Untersuchungen an unterschiedlich großen Bauteilen (Achsschenkel: versagenskritischer Durchmesser 75,5 mm und Federbügel: 21,5 mm) sollte untersucht werden, mit welchen Schwingfestigkeitseigenschaften in der Bauteilanwendung zu rechnen ist.

Anhand der Untersuchungen an den Achsschenkeln wurden neben dem neuen Werkstoff LHD2 zum Vergleich beziehungsweise als Referenz weitere Untersuchungen an Achsschenkeln aus dem Vergütungsstahl 42CrMo4(V) sowie einem AFP-Stahl durchgeführt und mit den Ergebnissen des im Forschungsprojekt „LHD-Schmiedestahl“ [2] entwickelten Werkstoffes LHD-P2 verglichen (Bild 2).

Hierbei zeigt sich, dass alle Werkstoffe unterschiedliche Verläufe der Zeitfestigkeitsgeraden besitzen. Die Bauteil-Wöhlerlinie des LHD2-Werkstoffes weist eine hohe Schwingfestigkeit im Zeitfestigkeitsbereich auf. Aufgrund der steilen Neigung der Zeitfestigkeitsgeraden von $k = 3,3$, beträgt die

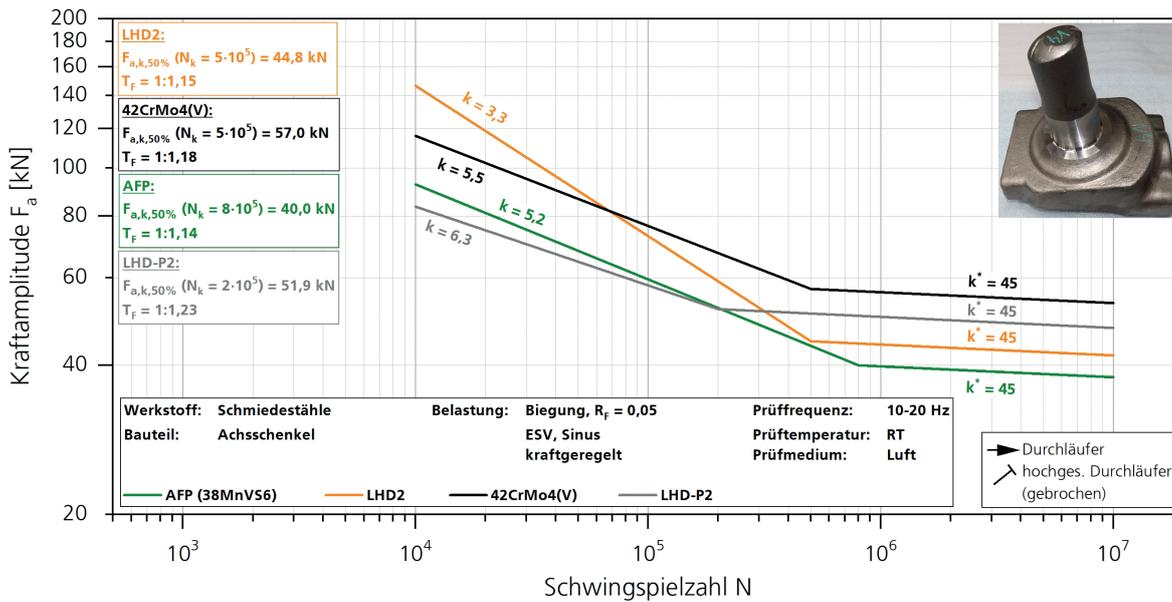


Bild 2: Vergleich der Bauteilwöhlerlinien von Achsschenkeln aus unterschiedlichen Werkstoffen

ertragbare Lastamplitude bei 1×10^7 Schwingspielen aber nur $F_{a,1E7} = 41,9 \text{ kN}$. Dieser Wert liegt unterhalb der ermittelten Schwingfestigkeit für die Achsschenkel aus dem Vergütungsstahl 42CrMo4(V), welcher auf eine sehr hohe Festigkeit vergütet wurde. Die Bauteil-Wöhlerlinie des Werkstoffs LHD-P2 liegt im Langzeitfestigkeitsbereich zwischen dem Vergütungsstahl und dem LHD2, wohingegen für die Bauteile aus dem AFP-Stahl die geringste Schwingfestigkeit im Lebensdauerbereich oberhalb von 1×10^6 Schwingspielen ermittelt wurde.

Die hohen Schwingfestigkeitswerte für den Werkstoff LHD-P2 sind auf die nachgeschaltete Wärmebehandlung nach dem Schmiedeprozess zurückzuführen, welche zur Einstellung eines vollständig martensitischen Gefüges durchgeführt wurde. Dagegen weist der LHD2 aufgrund der Luftabkühlung ein martensitisch-bainitisches Gefüge geringerer Festigkeit auf.

Für die Untersuchungen zum Schwingfestigkeitsverhalten der Federbügel kamen ebenfalls Bauteile aus unterschiedlichen Legierungen zum Einsatz. Die Federbügel aus dem LHD2-Werkstoff wurden bei zwei unterschiedlichen Schmiedetemperaturen gefertigt, um mögliche Einflüsse der Temperatur auf die Gefügeausbildung beziehungsweise die Schwingfestigkeit untersuchen zu können (Bild 3).

Der Vergleich der Schwingfestigkeitsergebnisse der bei unterschiedlichen Schmiedetemperaturen hergestellten Federbügel aus dem LHD2-Werkstoff zeigt, dass die Zeitfestigkeitsgeraden vergleichbare Neigungen ($k = 4,8$ beziehungsweise $k = 4,9$) aber unterschiedliche Abknickpunkte aufweisen. Die Zeitfestigkeitsgerade des Serienwerkstoffs 33CrMnB5-2 verläuft mit $k = 3,0$ dagegen deutlich steiler. Weiterhin zeigt der Vergleich, dass der LHD2-Werkstoff gegenüber dem Serienwerkstoff ein ausgeprägtes Schwingfestigkeitspotenzial im Langzeitfestigkeitsbereich besitzt. In Bezug auf den Serienwerkstoff 33CrMnB5-2 ($F_{a,5E6,33CrMnB5-2} = 0,85 \text{ kN}$) zeigt der LHD2-Werkstoff mit der hohen Schmiedetemperatur ($T_S = 1.180 - 1.200 \text{ °C}$) eine Steigerung der Schwingfestigkeit um etwa 77 Prozent ($F_{a,5E6,LHD2(1.180 - 1.200 \text{ °C})} = 1,51 \text{ kN}$) beziehungsweise mit geringerer Schmiedetemperatur ($T_S = 920 - 930 \text{ °C}$) eine Steigerung der Schwingfestigkeit um 129 Prozent ($F_{a,5E6,LHD2(1.000 \text{ °C})} = 1,95 \text{ kN}$) ermittelt werden.

Fraktographische Untersuchungen zeigten, dass die bei 1.200 °C geschmiedeten Federbügel eine viel feinere Gefügestruktur aufwiesen, als jene, die bei $T_S = 1.180 - 1.200 \text{ °C}$ geschmiedet wurden. Die feinere Ausbildung des Werkstoffgefüges mit den damit verbundenen positiven Eigenschaften auf das Ermüdungsverhalten, dürfte ursächlich für die höhere Schwingfestigkeit dieser Variante sein.

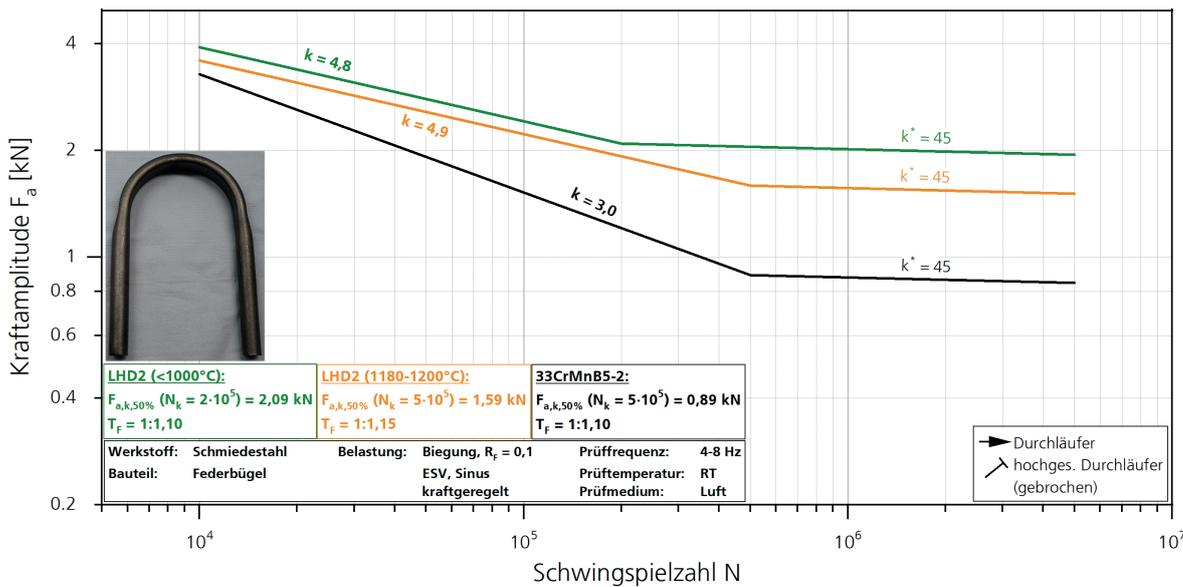


Bild 3: Vergleich der Schwingfestigkeitsergebnisse unterschiedlicher Federbügel, Bilder: Autoren

ZUSAMMENFASSUNG

Durch die gezielte Zugabe von Mikrolegierungselementen, eine interaktive Legierungsentwicklung und die Berücksichtigung der Schmiedetemperatur abhängigen Gefügeausbildung, konnte insbesondere für die vergleichsweise dünnwandigen Federbügel-Bauteile (Durchmesser zirka 21 mm) mit ihrem martensitischen Gefüge die zyklische Schwingfestigkeit im Vergleich zum Referenzwerkstoff 33CrMnB5-2 um 129 Prozent gesteigert werden. Für die dickwandigeren Achsschenkel-Bauteile (Schaftdurchmesser zirka 75 mm) stellte sich durch die Luftabkühlung ein Mischgefüge aus Bainit und Martensit ein. Im Vergleich weisen diese dickwandigeren Achsschenkel im anwendungsrelevanten Langzeitfestigkeitsbereich Schwingfestigkeitskennwerte unterhalb des Referenzwerkstoffs 42CrMo4(V) (vergütet auf eine sehr hohe Festigkeit) auf, sie jedoch oberhalb derjenigen der AFP-Stähle. Unter Berücksich-

tigung der Ergebnisse des Vorgängerprojekts ist jedoch davon auszugehen, dass die Anhebung des Borgehaltes eine vollständige Durchhärtung (martensitische Gefügeausbildung) auch für dickwandigeren Bauteile ermöglicht.

Die kürzere Prozesskette und die erhöhte zyklische Festigkeit zeigen das mögliche Potenzial neuartiger Schmiedestähle zur Einsparung von CO₂-Emissionen auf. Entlang der Prozesskette kann durch den Wegfall der bei Vergütungsstählen notwendigen Wärmebehandlung und durch eine leichtbauorientierte Auslegung, bedingt durch die gesteigerten Schwingfestigkeitskennwerte, Energie und Material eingespart werden, was sich positiv auf die CO₂-Bilanz auswirkt.



Das Vorhaben IGF 27 EWN der Forschungsvereinigungen Forschungsgesellschaft Stahlverformung e.V. (FSV) und Forschungsvereinigung Stahlanwendung e.V. (FOSTA) wird 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. Der Schlussbericht kann nach Projektende bei der FSV, Goldene Pforte 1, 58093 Hagen, angefordert werden.



Bundesministerium für Wirtschaft und Energie



- [1] Stieben, A.; Bleck, W.; Schönborn S.: Lufthärtender duktiler Stahl mit mittlerem Mangangehalt für die Massivumformung. *massivUMFORMUNG*, 2016 9, 50 – 55
- [2] Stieben, A.: Lufthärtende, duktile Schmiedestähle mit erhöhten Mangangehalten (LHD Schmiedestahl), Abschlussbericht Forschungsprojekt AVIF 276, Wirtschaftsverband Stahl und Metallverarbeitung e. V., 2016, Düsseldorf, Germany
- [3] Gramlich, A.; Schmiedl, T.; Schönborn, S.; Melz, T.; Bleck, W.: Development of air-hardening martensitic forging steels. *Materials Science and Engineering: A*, 784 2020, 139321, DOI: 10.1016/j.msea.2020.139321
- [4] Schmiedl, T.; Gramlich, A. R. M.; Schönborn, S.; Melz, T.: Behavior of Forging Steels under Cyclic Loading – the Benefit of Air-Hardening Martensites. *steel research international*, 72 2020, 2000172, DOI: 10.1002/srin.202000172