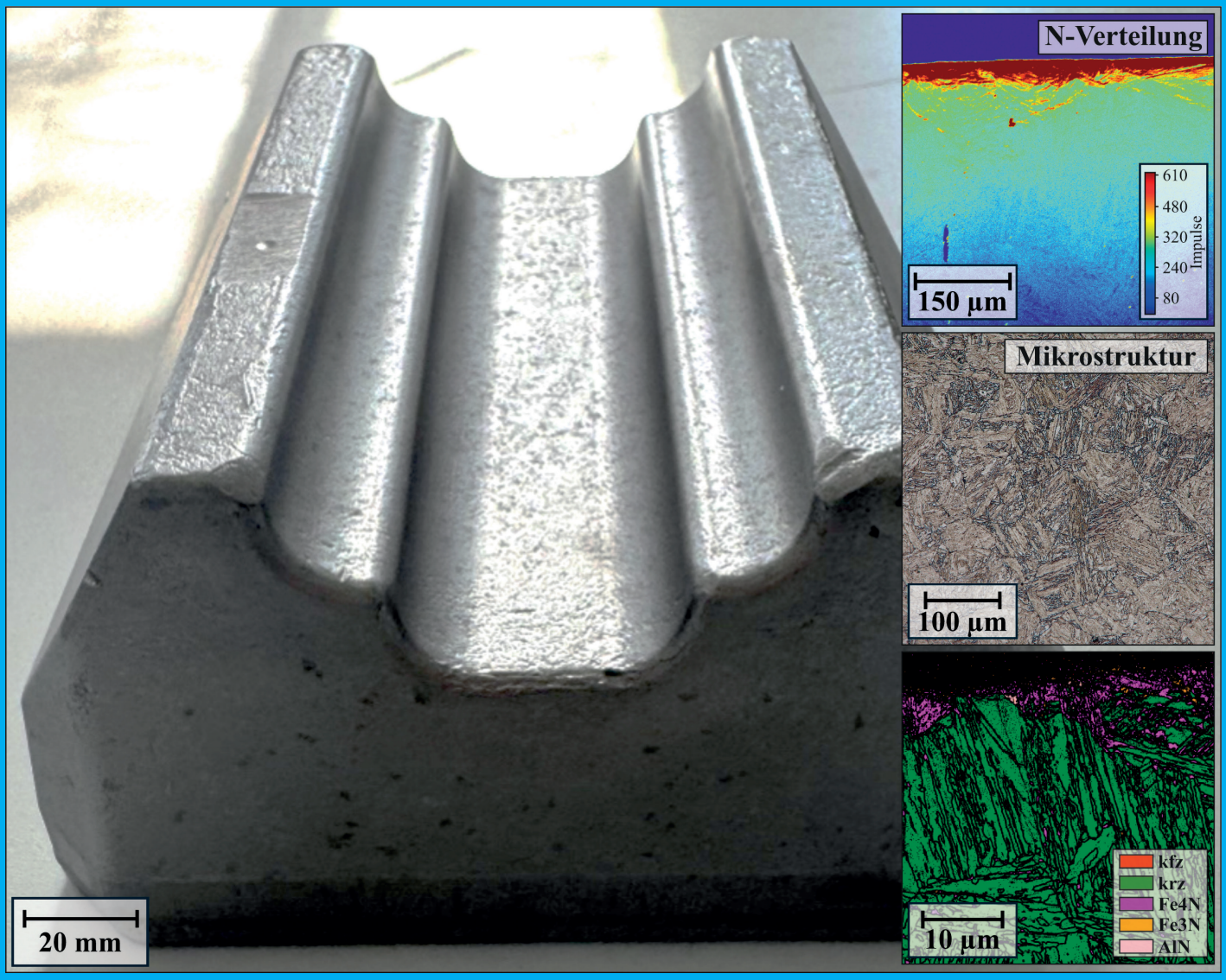


Entwicklung lufthärtender Nitrierstähle für Bauteile mit großer Oberflächenbelastung

Lufthärtende Schmiedestähle (LHD-Stähle) können aufgrund der verkürzten Prozesskette einen signifikanten Beitrag zu einer CO_2-neutralen Massivumformung leisten. Während die Eigenschaften im luftgehärteten Zustand bereits umfassend untersucht wurden, war bislang unklar, inwiefern sich diese Stahlklasse auch für thermochemische Oberflächenbehandlungen eignet. Untersuchungen zeigen nun, dass LHD-Stähle auch hinsichtlich ihrer Nitriereigenschaften mit gängigen Stahlkonzepten konkurrieren können.

AUTOREN



**Dr.-Ing.
Alexander Gramlich**

ist Ober-Ingenieur
am Institut für Eisenhüttenkunde (IEHK)
der RWTH Aachen University



**Prof. Dr.-Ing. habil.
Ulrich Krupp**

leitet den Lehrstuhl
für Werkstofftechnik der Metalle und
das Institut für Eisenhüttenkunde (IEHK)
der RWTH Aachen University



Nelli Gorin, M.Sc.

ist wissenschaftliche Mitarbeiterin
im Gemeinschaftslabor für
Elektronenmikroskopie (GFE)
der RWTH Aachen University



Can Akkus, M.Sc.

ist wissenschaftlicher Mitarbeiter
am Institut für Eisenhüttenkunde (IEHK)
der RWTH Aachen University



**Dr. rer. nat.
Sivia Richter**

ist Gruppenleiterin ESMA
im Gemeinschaftslabor für
Elektronenmikroskopie (GFE)
der RWTH Aachen University

> LHD-Stähle können durch thermochemische Behandlungen neue Anwendungsfelder erschließen.
>
> Dr. Alexander Gramlich

Die Entwicklung der lufthärtenden Schmiedestähle wurde im Industrieverband Massivumformung e. V. in den 2010er-Jahren gestartet, primär mit dem Ziel, einen neuen, kostengünstigen martensitischen Stahl für Struktur- Getriebekomponenten zu entwickelten [1]. Durch ein kontinuierliches Ineinandergreifen von Grundlagenforschung und anwendungsnahen Demonstratorversuchen wurde unterschiedlichen Legierungen entwickelt, welche vorwiegend aufgrund des erhöhten Mangangehaltes von 4 Gew.-%, bei einer Abkühlung an Luft vollständig martensitisch umwandeln [2]. Aufgrund der Tatsache, dass die Vergütung vollständig eingespart werden kann, ergibt sich zusätzlich ein großer Hebel die CO_2-Emission drastisch zu reduzieren [3]. Neueste Aktivitäten zielen auf die Anpassung des Legierungskonzeptes, sodass es auch für große Freiformschmiedekomponenten nutzbar gemacht werden kann. Hier scheint Nickel ein probates Legierungselement zu sein, allerdings stehen finale Bauteilversuche noch aus [4]. Neben den Anwendungen, bei denen eine rein martensitische Mikrostruktur gewünscht ist, werden einige Schmiedekomponenten einer thermochemischen Oberflächenbehandlung unterzogen, um die Oberflächenhärte sowie den Verschleißwiderstand und die Ermüdungsfestigkeit zu erhöhen. Da sich die chemische Zusammensetzung der LHD-Stähle grundlegend von gängigen Nitrierstählen unterschiedet, stellte sich die Frage, inwiefern diese neuartigen Stähle auch hier als gängige Stahlkonzepte substituieren können.

BISHERIGE ERKENNTNISSE ZUM LEGIERUNGSDESIGN VON LHD-STÄHLEN

Das Legierungskonzept der LHD-Stähle ist primär darauf ausgelegt, dass die diffusionskontrollierten Phasenumwandlungen, wie die Bainit- oder Perlitbildung, zu längeren Abkühlzeiten verschoben wird. Hierfür werden vorwiegend vier Prozent Mangan legiert, wie am Beispiel der Chemischen Zusammensetzung des Pilotversuchs aus dem Vorgängerprojekt „LHD2“ in Tabelle 1

Legierung	C	Si	Mn	Al	V	Mo	Nb	B	N
Pilotversuch LHD2	0,15	0,50	3,90	0,52	–	0,24	0,03	0,0025	0,006
0,5 Al	0,18	0,52	3,98	0,54	0,1	0,20	–	0,0030	0,010
0,25 Al	0,19	0,52	3,97	0,24	0,1	0,02	–	0,0059	0,011
0 Al	0,19	0,51	3,97	0,005	0,1	0,02	–	0,0055	0,011
Pilotversuch LHN	0,14	0,59	3,85	0,4	0,14	0,19	–	0,0023	0,010

Tabelle 1: Chemische Zusammensetzung der wichtigsten Laborschmelzen, der Referenzschmelze des Vorgängerprojektes, sowie der neuen Demonstratorschmelze. Alle Angaben in Gew.-%.

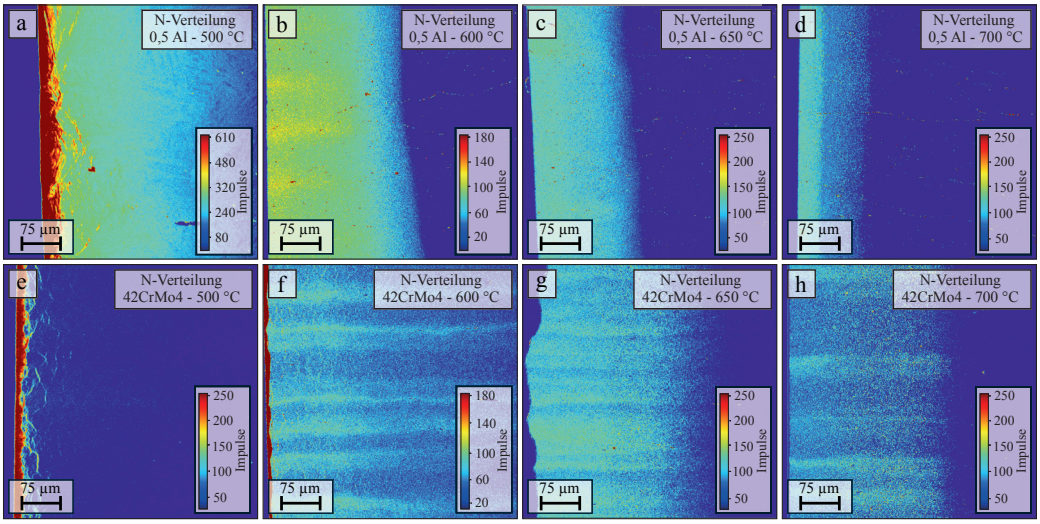


Bild 1: Stickstoffverteilungsbilder der 0,5 Gew.-% Aluminium haltigen Laborschmelze (a – d) sowie der Referenzlegierung 42CrMo4 (e – h) [6]

ersichtlich ist. Silizium wird legiert, um die Karbidvergröberung während der Luftabkühlung zu unterdrücken; Molybdän und Bor werden vorwiegend legiert, um der Manganversprödung entgegenzuwirken und somit die Zähigkeit anzuheben. In den bisherigen Untersuchungen wurde zusätzlich Niob legiert, um die Austenitkorngröße zu kontrollieren; allerdings konnte kein positiver Effekt auf die mechanischen Eigenschaften nachgewiesen werden.

Den Durchbruch hinsichtlich der Zähigkeitseigenschaft hat jedoch die Zugabe von 0,5 Gew.-% Aluminium gebracht, da Aluminium durch die Erhöhung der Martensitstarttemperatur den Selbstanlasseffekt verstärkt, was sich nachweißlich positiv auf die Kerbschlagarbeit auswirkt. Allerdings ist Aluminium hinsichtlich der Stahlherstellung als problematisch zu bewerten, da es die Strangvergießbarkeit erschwert. Im Fokus des Projektes stand nunmehr den Einfluss unterschiedlicher Nitridbildner sowohl auf die Eigenschaft der Nitrierschicht als auch die Matrix zu untersuchen. Vor diesem Hintergrund wurden Laborschmelzen erstellt, bei denen primär der Aluminiumgehalt variiert sowie der Vanadiumgehalt erhöht wurde. Die drei aussagekräftigsten Schmelzen (LHD19-LHD21) sind ebenfalls in Tabelle 1 dargestellt und werden im Folgenden diskutiert. Weitere Legierungen mit erhöhten Chromgehalten wurden ebenfalls im Laborversuch hergestellt und untersucht; nähere Informationen sind dem Abschlussbericht zu entnehmen.

LEGIERUNGSENTWICKLUNG IM LABORMASSSTAB

Aufgrund der Problematiken beim Strangguss wurde der Fokus auf die Charakterisierung von Schmelzen mit unterschiedlichen Aluminiumgehalt gelegt. Auch wenn eine Reduktion des Aluminiumgehaltes aufgrund der Vergießbarkeit wünschenswert wäre, könnte im Projekt nachgewiesen werden, dass eine Verringerung des Aluminiumgehalts zu einer kritischen Abnahme der Kerbschlagarbeit von 48 Joule auf 11 beziehungsweise 12 Joule führt. Mit dem Aluminiumgehalt sinkt die Martensitstartemperatur, was zu einem verringerten Selbstanlasseffekt und somit zwar zu höheren Festigkeiten, aber gleichermaßen zu verringerten Duktilitäten und Zähigkeiten führt. Die Übersicht der mechanischen Kennwerte ist in Tabelle 2 aufgeführt.

Legierung	$R_{p0.2}$ [MPa]	R_m [MPa]	A_g [%]	$A_{5,65}$ [%]	KBV [J]	$R_{p0.2}/R_m$ [-]
Pilotversuch LHD2	855	1236	5,2	14,5	47	0,69
0,5 Al	892	1366	5,3	13,2	48	0,65
0,25 Al	997	1452	4,4	10,9	11	0,69
0 Al	957	1343	4,8	12,0	12	0,71
Pilotversuch LHN	831	1218	5,9	14,2	25	0,68
Pilotversuch LHN, nitriert	966	1164	6,2	15,2	5	0,83

Tabelle 2: Mechanische Eigenschaften ermittelt im Zug- und Kerbschlagversuch der wichtigsten Laborschmelzen, der Referenzschmelze des Vorgängerprojektes, sowie der neuen Demonstratorschmelze im luftgehärteten und im bei 500 °C für 12 h nitrierten Zustand.

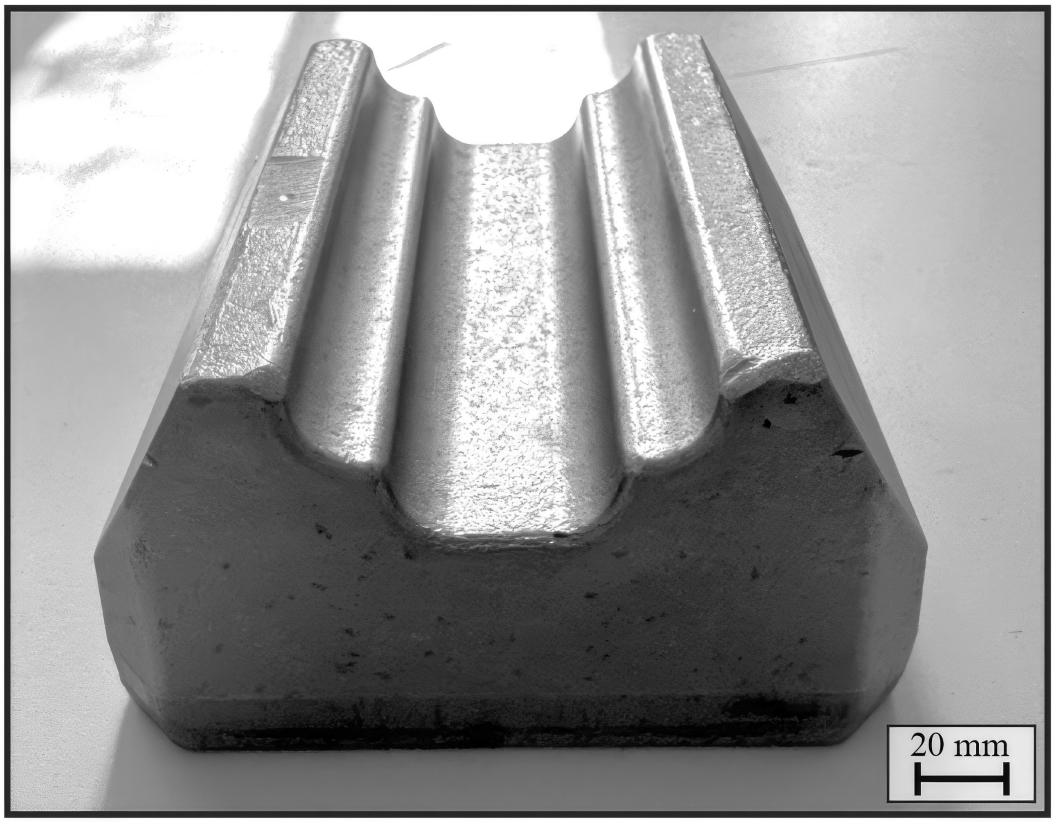


Bild 2: Demonstratorbauteil des Projektes LHN-Schmiedestahl, hergestellt vom Hammerwerk Fridingen

Neben der Bestimmung der mechanischen Eigenschaften stand insbesondere die Elementare Verteilung des Stickstoffs im Zentrum der Analysen. Bereits in Vorarbeiten konnte gezeigt werden, dass die LHD-Stähle aufgrund ihrer im Vergleich zu gängigen Vergütungs- und Nitrierstählen deutlich andere Stickstoffverteilungsbilder aufzeigen [5]. Die Unterschiede zwischen der Laborschmelze mit 0,5 Gew.-% Aluminium und dem Referenzwerkstoff 42CrMo4 nach einer Plasmanitrierungen bei unterschiedlichen Temperaturen ist in Bild 1 dargestellt. Die in den Vorversuchen festgestellten Unterschiede konnten weitestgehend unabhängig von der LHD-Variante bestätigt werden. Dies lässt darauf schließen, dass diese vorwiegend durch den deutlich erhöhten Mangangehalt verursacht werden. Insbesondere bei niedrigeren Nitriertemperaturen findet eine deutlich höhere Aufstickung bei den LHD-Werkstoffen statt, was sich auch in den Härteverläufen widerspiegelt, welche ebenfalls über dehnen des Referenzwerkstoffes liegen.

DEMONSTRATORVERSUCH

Auf Basis der Untersuchungen der Laborphase wurde ein 5,6-Tonnen-Gussblock durch die Vantage Alloys AG bei der Pleissner Guss GmbH beauftragt. Die chemische Zusammensetzung ist ebenfalls in Tabelle 1 abgebildet. Der Gussblock wurden zunächst zu zwei Blöcken mit einem Querschnitt von 240 x 240 mm² ausgeschmiedet und im Anschluss bei der Georgsmarienhütte GmbH zu runden Stangen mit Durchmesser von 105 mm bei Temperaturen oberhalb von 1150 °C ausgewalzt. Die gewalzten Stäbe wurden dann vom Hammerwerk Fridingen zu Schmiedebauteile verarbeitet, das finale Bauteil ist in Bild 2 zu sehen.

Im Anschluss an die Schmiedung wurde das Bauteil von der Oetzbach Edelstahl GmbH bei 500°C für 12 Stunden plasmanitriert. Eine Beprobung zur Bestimmung der mechanischen Eigenschaften wurde sowohl im luftgehärteten Zustand als auch im nitrierten Zustand durchgeführt, die mechanischen Eigenschaften sind in Tabelle 2 aufgelistet. Wie zu erkennen ist erreicht der Werkstoff im luftgehärteten Zustand bereits nur Kerbschlagarbeit von 25 Joule; nach der Nitrierung fällt die Härter weiter bis auf 5 Joule ab. Die Festigkeiten sind für beiden Zustände auf einem hohen Niveau, wobei das Plasmanitrieren zu einer Anhebung der Streckgrenze im Bauteilinneren und somit zu einer Anhebung des Streckgrenzenverhältnisses führt. Die mechanischen Eigenschaften insbesondere die geringe Streckgrenze und Kerbschlagarbeit, weisen darauf hin, dass die Anpassung des Legierungssystems zu einer Verminderten Härtbarkeit und somit zur Bildung von Bainit im geführt hat. Die Spannungs-Dehnungs-Kurven beider Zustände sind in Bild 3a dargestellt.

Neben den Eigenschaften der Bauteilmatrix wurden auch die Eigenschaften der Nitrierschicht durch Aufnahme der Stickstoffkonzentrationsprofile, sowie der Mikrohärteverläufe untersucht. Die Ergebnisse sind in Bild 3b sowie Bild 3c aufgeführt. Vergleichbar zu den Laborversuchen ist eine signifikante Anreichung von Stickstoff in der Nitrid- und Diffusionsschicht messbar. Hierbei spielt die Oberflächenqualität nur eine geringfügige Rolle, jedoch ist der Bereich mit der besonders hohen Stickstoffanreicherung in der Probe ohne angeschliffene Oberfläche tendenziell etwas breiter. Auch die Mikrohärtemessungen zeigen einen deutlichen Härteanstieg durch das Plasmanitrieren. Nahe an der Oberfläche werden Härtewerte von circa 1050 HV0.1 gemessen; die Dicke des Bereiches mit einer Härtesteigerung beträgt ungefähr 200 µm, danach erreicht der Härteverlauf die Matrixhärte, welche circa 400 HV0.1 entspricht.

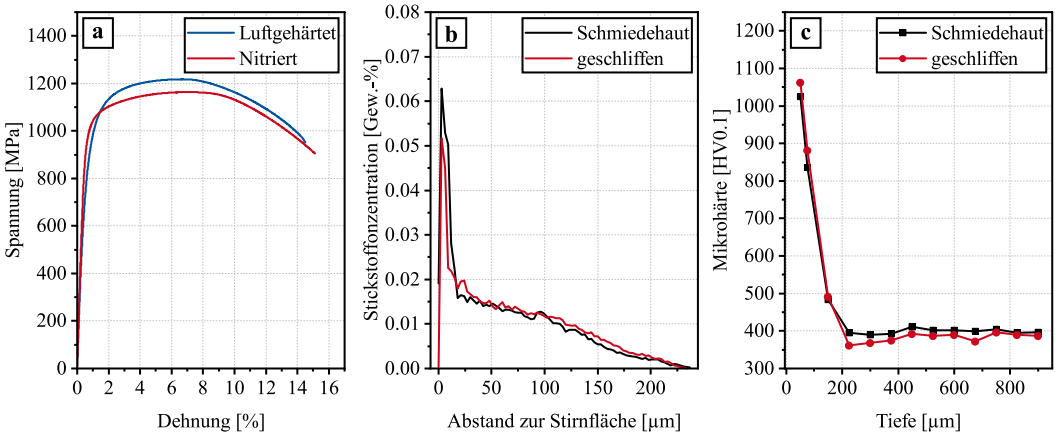


Bild 3: Mechanische Eigenschaften des Demonstratorbauteils im luftgehärten und nitrierten Zustand: a) Spannungs-Dehnungs Kurve nach der Lufthärtung sowie nach einer Plasmanitrierung bei 500°C für 12 h; b) Stickstoffkonzentrationsprofile aufgenommen direkt von der Schmiedehaut beziehungsweise ein einer vor dem Nitrieren angeschliffenen Stellen; c) Härteprofile zu den Stickstoffkonzentrationsprofilen. Bilder Autoren

ZUSAMMENFASSUNG

Klassische Vergütungsstähle sind vielseitige Werkstoffe, welche neben ihrem Einsatz im vergüteten Zustand auch eine Vielzahl von Oberflächenbehandlungen ausgesetzt werden können, um ihre Leistung unter anspruchsvollen Bedingungen weiter zu steigern. Während die LHD-Stähle ihre Eigenschaften im luftgehärteten Zustand bereits mehrfach auch im industriellen Maßstab demonstriert haben, liegen nur geringe Information über ihre Eigenschaften nach einer thermochemischen Behandlung, wie beispielsweise dem Nitrieren vor. Das abgeschlossene Projekt LHN-Schmiedestahl zeigt, dass LHD-Stähle grundsätzlich dafür geeignet sind, nitriert zu werden, jedoch gibt es bei der Verwendung aktuell üblicher Nitrierparameter einen Abfall der Kerbschlagarbeit. Hier gilt es zukünftig durch eine Anpassung der Prozessparameter, beispielsweise durch eine interkritische Nitrierung, die Kerbschlagzähigkeit zu erhöhen oder durch eine Zugabe von zähigkeitssteigernden Legierungselemente der Versprödung entgegenzuwirken, damit auch für nitrierte Bauteile die CO_2-Emissionen durch die Verwendung von LHD-Stählen signifikant reduziert werden können.

Das Vorhaben IGF 22346 N (LHN-Schmiedestahl) der Forschungsvereinigungen For-schungsgesellschaft Stahlverformung e.V. (FSV) und Forschungsvereinigung Stahlanwendung e.V. (FOSTA) wird über den Projekträger DLR 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 bei der FSV, Goldene Pforte 1, 58093 Hagen, angefordert werden.

Gefördert durch:

INDUSTRIELLE GEMEINSCHAFTSFORSCHUNG

Bundesministerium für Wirtschaft und Energie

aufgrund eines Beschlusses des Deutschen Bundestages

[1] Stieben, A.; Bleck, W.; Schönborn S.: Lufthärtender duktiler Stahl mit mittlerem Mangangehalt für die Massivumforming. massivUMFORMUNG, 1 2016, S. 50 – 55

[2] Gramlich, A.; Schönborn, S.; Schmiedl, T.; Baumgartner, J.; Krupp, U.: Lufthärtende duktile Schmiedestähle für zyklische Beanspruchung. massivUMFORMUNG 5 (2021) 2, S. 64 – 69

[3] Gramlich, A.: Lufthärtende duktile Schmiedestähle – Verringerung der CO_2-Emission und des Erdgasverbrauchs durch neue Stahlwerkstoffe. massivUMFORMUNG 7 (2023) 2, S.64 – 69

[4] Gramlich, A.; Akkus, C.; Gouverneur, M.; Hollas, C.; Bailly, D.; Röder, J.; Jacobs, G.; Krupp, U.: Geschmiedete Hochleistungsrotorwellen für die Energiewende. massivUMFORMUNG 10 (2026) 1, S. 52

[5] Gramlich, A.; Auger, M. A.; Richter, S.: Plasmanitrierung eines lufthärtenden Schmiedestahls mit mittlerem Mangangehalt. HTM, 77 (2022) 4, S. 298 – 315

[6] Akkus, S.C.; Gorin, N.; Richter, S.; Krupp, U.; Gramlich, A.: Revealing the effect of intercritical plasma-nitriding on air-hardened medium manganese steels. Journal fo Materials Research and Technology, 44 (2026), S. 2450 – 2549