

M. I. Lembke, G. Olschewski, H. Roelofs, H. Klümper-Westkamp

Nitrieren von hochfesten, bainitischen Langprodukten*

Nitriding of High-Strength Bainitic Long Products

Kurzfassung/Abstract

Moderne bainitische Langprodukte mit Zugfestigkeiten zwischen 800-1400 MPa bieten neue Eigenschaftsprofile und erlauben die Herstellung von komplexen Bauteilen ohne Schlussvergütung. Wie bei Vergütungsstählen können Verschleiß- und Dauerfestigkeit durch eine nachgelagerte Oberflächenhärtung oder -beschichtung verbessert werden. Am IWT in Bremen wurde das Verhalten der bainitischen Stahlsorten 7MnB8 und 18MnCrSiMoS64¹ beim Nitrieren und Nitrocarburieren systematisch untersucht und mit bekannten (ferritisch-perlitischen) Stählen 44SMn28² und 16MnCrS5Pb+HH³ verglichen. Die Ergebnisse wurden anhand von metallographischen Schlibbildern, Härtemessungen und Elementtiefenprofilen beurteilt. Bei den verwendeten Stählen konnten bei einer Nitriernzahl von $K_N = 2 \text{ bar}^{-1/2}$ und einer Temperatur von 520 °C nach 10 h kompakte Verbindungsschichten von ca. 8 µm Dicke mit geringem Porenanteil erzeugt werden. Die erzielte Oberflächenhärte lag im Bereich, der auch bei Vergütungsstählen erzielt wird ■

Schlüsselwörter: Bainit, Nitrieren, Nitrocarburieren, hochfester Stahl, Langprodukt, Blankstahl

Autoren/Authors: Dr.-Ing. *Mirkka I. Lembke*, Steeltec AG, Emmenweidstrasse 72, 6020 Emmenbrücke, Schweiz, mirkka.lembke@steeltec.ch (Kontakt/Corresponding person)

Dipl. Ing. Olschewski, Steeltec AG, Emmenbrücke, Schweiz

Dr. sc. nat. Roelofs, Swiss Steel AG, Emmenbrücke, Schweiz

Dr.-Ing. Heinrich Klümper-Westkamp, IWT Stiftung Institut für Werkstofftechnik, Bremen

Modern bainitic long products with ultimate tensile strength values in the range 800-1400 MPa provide new property profiles and permit the manufacturing of complex components without subsequent quench and temper (Q&T) treatment. Abrasion resistance and fatigue limit can be enhanced by surface hardening or coating. The IWT in Bremen systematically evaluated the behaviour of bainitic steel grades 7MnB8 and 18MnCrSiMoS64¹ in nitriding and nitrocarburizing processes in comparison to conventional (ferritic-pearlitic) steels 44SMn28² and 16MnCrS5Pb+HH³. The results were analyzed based on metallographic analysis, hardness measurement and element concentration profiles. Regular and compact layers of approx. 8 µm in thickness were obtained after nitriding at $r_N = 2 \text{ bar}^{-1/2}$ and a temperature of 520 °C during 10 h with the selected steel grades. The resulting surface hardness was in the range obtained for quenched and tempered steels. ■

Keywords: Bainite, nitriding, nitrocarburizing, high strength steel, long product, bright drawn bar

1 Einleitung

Vor dem Hintergrund von Automobil-Leichtbaukonzepten zur Senkung von CO₂-Emissionen gewinnen auch neue Stahlwerkstoffe vermehrt an Bedeutung. Moderne kontinuierlich aus der Umformwärme abgekühlte bainitische Stähle sind dabei besonders vielversprechend. Sie kommen in der Regel ohne zusätzliche Wärmebehandlung aus und können ein höheres Festigkeitsniveau im Lieferzustand besitzen. Bei ausreichendem Kohlenstoffgehalt

und damit einhergehender Restaustenit-Stabilisierung weisen sie aufgrund des sogenannten TRIP-Effekts unter dynamischer Last deutliche Vorteile gegenüber Vergütungsstählen gleicher Festigkeitsklasse auf, was sich z. B. in einer geringeren Kerbempfindlichkeit äußert [1, 2]. Während die Materialeigenschaften schon heute überzeugen, sind Erfahrungen bezüglich der Verarbeitungseigenschaften noch lückenhaft. Dabei interessieren vor allem die Zerspanbarkeit [3], die Schweißbarkeit und die Eignung zur Oberflächenbehandlung. In der vorliegenden Studie wurde das Nitrierverhalten untersucht und mit den bekannten Werkstoffen

¹ 7MnB8 und 18MnCrSiMoS64: höherfeste Spezialstähle HSX*90 bzw. HSX*130

² 44SMn28: hochfester Spezialstahl ETG*100

³ 16MnCrS5Pb+HH: ESP65

* Vorgetragen von *Mirkka I. Lembke* auf dem HK 2013, dem 69. Härterei-Kongress, 09.-11.Okt.2013 in Wiesbaden

Bezeichnung Steeltec	Kurzname	R _m	Ø	Stahlzusammensetzung in Gew,-%				
		MPa	mm	C	Si	Mn	S	Cr
ETG*100	~44SMn28	1017	50	0,46	0,13	1,44	0,32	0,11
HSX*130	18MnCrSiMoS64	1308	45	0,20	1,21	1,64	0,15	1,19
HSX*90	7MnB8	834	36	0,07	0,21	1,86	-	0,11
ESP65	16MnCrS5Pb	591	20	0,16	0,30	1,24	0,03	1,08

Tabelle 1. Schmelzanalyse und Zugfestigkeit des Versuchsmaterials

Table 1. Cast analysis and tensile strength of the samples

44SMn28² und 16MnCrS5Pb+HH³ (+HH: nach oben eingeehtes Härteband) verglichen.

Für die Versuchsreihe wurden die zwei sehr unterschiedlichen bainitischen Stähle 7MnB8 und 18MnCrSiMoS64¹ [4] ausgewählt. Trotzdem weisen beide Stähle eine granulare bainitische Mikrostruktur [5] auf. Der Werkstoff 7MnB8 besticht durch seine Schweißbarkeit und 18MnCrSiMoS64 durch seine hohe statische und dynamische Festigkeit im Lieferzustand.

2 Experimentelles

Die Schmelzanalyse und die Zugfestigkeit der vier untersuchten Stähle sind in Tabelle 1 dargestellt. Die Nitrierbehandlung [6, 7] der Proben erfolgte in einer Schachtofenanlage mit einem Nutzraum von Ø 600 mm × 700 mm. Die Anlage ist mit einem Wasserstoffsensor, einer Sauerstoffsonde sowie einer Lambdasonde ausgestattet. Die Nitrierkennzahl [8] wurde über die Mengenzu-

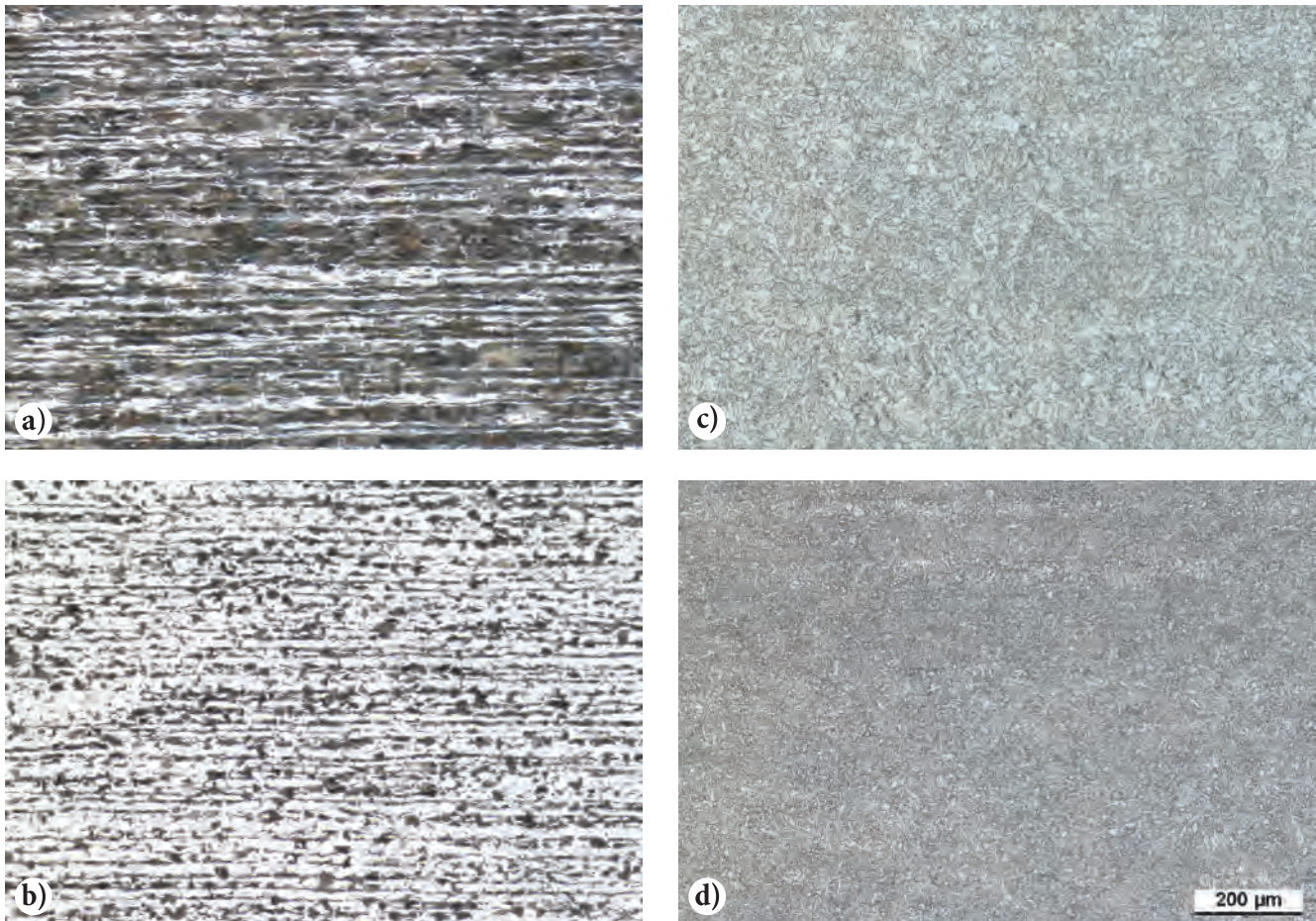


Bild 1. Gefüge im Ausgangszustand; Längsschliff Position 1/2 Radius, geätzt mit Nital. Ferrit-Perlit-Gefüge a) 44SMn28 und b) 16MnCrS5Pb; dominant bainitisch c) 7MnB8 und d) 18MnCrSiMoS64

Fig. 1. Structure in the as received state; longitudinal section mid radius position, etched with Nital. Ferrite-perlit structure a) 44SMn28 and b) 16MnCrS5Pb; dominant bainitic structure c) 7MnB8 and d) 18MnCrSiMoS64

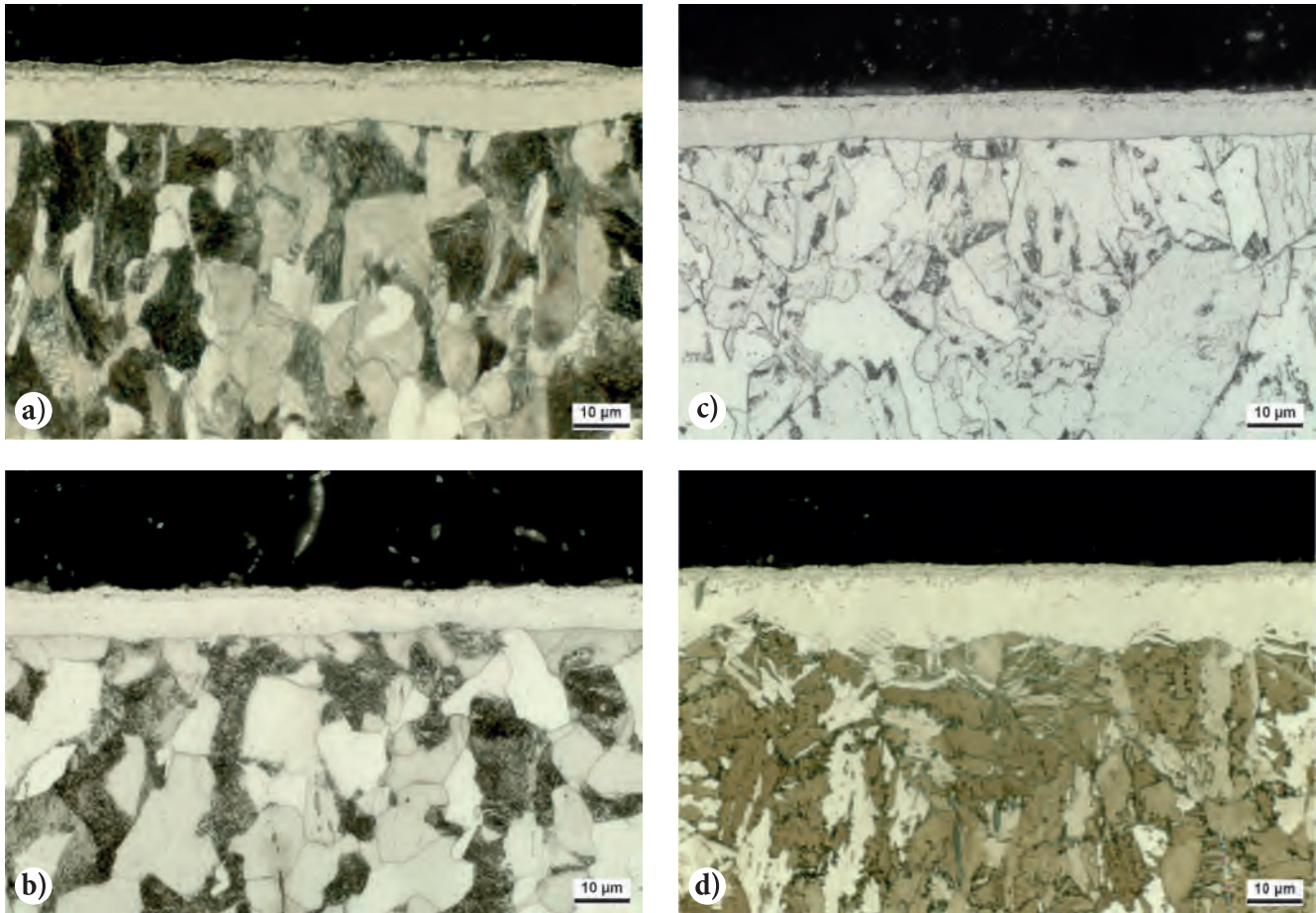


Bild 2. Gefüge nach der Nitrierbehandlung $K_N = 2 \text{ bar}^{-1/2}$, $520 \text{ }^\circ\text{C}$, 10 h; Längsschliff geätzt mit Nital. a) 44SMn28, b) 16MnCrS5Pb, c) 7MnB8 und d) 18MnCrSiMoS64

Fig. 2. Structure after Nitriding $r_N = 2 \text{ bar}^{-1/2}$, $520 \text{ }^\circ\text{C}$, 10 h; longitudinal section etched with Nital. a) 44SMn28, b) 16MnCrS5Pb, c) 7MnB8 and d) 18MnCrSiMoS64

gabe von Ammoniak sowie dissoziiertem Ammoniak geregelt [9]. Alle Gasmengen wurden über thermische Massendurchflussregler eingestellt. Der Prozessablauf, die Regelung sowie die Dokumentation wurden über einem Prozessrechner („Protherm 500“) gesteuert.

Im Nachfolgenden sind die Ergebnisse dargestellt, die beim Gasnitrieren bei $K_N = 2 \text{ bar}^{-1/2}$ und einer Temperatur von $520 \text{ }^\circ\text{C}$ für 10 h erzielt wurden. Im Lehrer-Diagramm [7, 10] ist dargestellt, unter welchen Bedingungen eine bestimmte Eisennitridphase thermodynamisch begünstigt ist. Die vorliegende Behandlung fand im Bereich der ϵ -Nitridbildung statt.

Für die Nitrierversuche wurden Scheiben aus dem Blankstahl getrennt und einseitig feingeschliffen. Der Aufbau der Randschicht wurde lichtmikroskopisch an Längsschliffen untersucht. Mittels der Mikrohärtemessung HV 0,5 wurde die Mischkristallverfestigung der niedriglegierten Stahlsorten untersucht (analog DIN 50190-3) und die Kernhärte bestimmt. Der Konzentrationsverlauf einzelner Elemente wurde mithilfe der Glimmentladungsspektroskopie (GDOS, Typ LECO GDS-750A) charakterisiert [11]. Bei der GDOS-Messung werden durch Glimmentladung (Probe dient als Kathode) Atomlagen abgetragen, ionisiert und über die charakteristische Wellenlänge der emittierten Photonen die Elemente quantifiziert. Die Kalibrierung für die Bestimmung der Elementkonzentrationen erfolgt mit der Multi-Matrix-Methode, bei der auch die Sputterraten der Kalibrierproben für die Tiefen-

auflösung berücksichtigt werden. Die Kalibrierung vor Beginn der Messung erfolgt mit zertifizierten Referenzproben. Die Messgenauigkeit liegt bei der verwendeten Methode bei $\pm 5 \%$ vom Messwert. Oberhalb von 9,5 Masse-% N wird extrapoliert. Mithilfe der Abtragstechnik können Elementtiefenprofile bis ca. $70 \mu\text{m}$ Tiefe in einem Sputterablauf erstellt werden.

3 Ergebnisse und Diskussion

Das Gefüge des Materials im Ausgangszustand ist im Längsschliff dargestellt, siehe Bild 1. Die Zeiligkeit gewalzter Langprodukte ist bei den ferritisch-perlitischen Stählen 44SMn28 und 16MnCrS5Pb+HH gut erkennbar. Die Gefüge von 7MnB8 und 18MnCrSiMoS64 wirkt aufgrund der dominant bainitischen Phase deutlich feiner. Wird statt mit Nital eine LePerla-Ätzung durchgeführt, wird eine Zeiligkeit erkennbar. Dabei handelt es sich nicht um Zeilen, die durch unterschiedliche Gefügephasen erzeugt wurden, sondern um Seigerungen, die durch lokale chemische Unterschiede entstanden sind [4]. Die Morphologie der Mikrostruktur unterscheidet sich zwischen Zeile und Matrix nicht.

Zur Beurteilung der Nitrierbarkeit wurden typische praxisrelevante Messgrößen herangezogen: Dicke der Verbindungsschicht, Diffusionsschicht, Nitrierhärte, Randhärte und Kernfestigkeit.

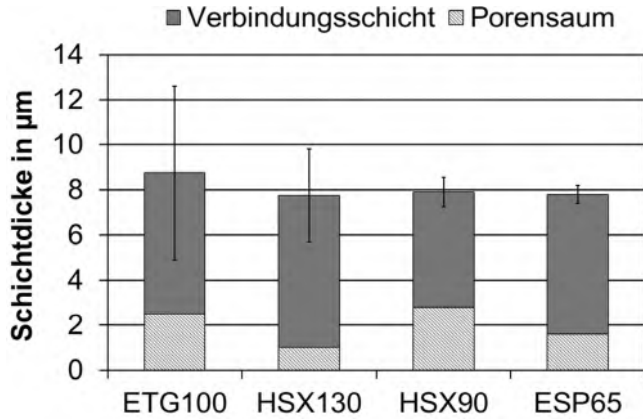


Bild 3. Lichtmikroskopisch ermittelte Schichtdicke in μm nach dem Nitrieren bei $K_N = 2 \text{ bar}^{-1/2}$, 520°C , 10 h

Fig. 3. Nitriding layer thickness measured in μm using light microscopy after nitriding $r_N = 2 \text{ bar}^{-1/2}$, 520°C , 10 h

3.1 Verbindungsschicht

In Bild 2 ist die Schichtausbildung nach der Nitrierbehandlung dargestellt. Die Schichten sind kompakt und weisen eine vergleichbare Schichtdicke von ca. $8 \mu\text{m}$ mit einem dünnen Porensaum auf. Die Schicht- und Porensaumdicken wurden lichtmikroskopisch bestimmt und sind in Bild 3 wiedergegeben. Dabei fällt auf, dass die Messwerte bei dem Werkstoff 44SMn28 größere Streuungen aufweisen. Dies könnte im Zusammenhang mit dem Aufbau des Grundgefüges dieser Stahlsorte stehen. Es ist bekannt, dass im ferritischen Gefüge ein schnelleres Verbindungsschichtwachstum als im perlitischen Gefüge zu erwarten ist [12, 13].

Die Bildung eines Porensaums ist bei den gewählten Parametern und der Verwendung von niedriglegierten Stählen nicht vermeidbar. Bei 18MnCrSiMoS64 ist der Porensaum mit

ca. $1 \mu\text{m}$ dünner als bei den anderen Stahlsorten mit einem Porensaum von ca. $2 \mu\text{m}$ bis $2,5 \mu\text{m}$. Ein detaillierteres Bild von der Verbindungsschicht wird durch die Messung von Stickstoff- und Kohlenstoffprofilen mittels GDOS-Analyse erhalten. Die Stickstoffkonzentration ist ein Indiz dafür, welcher Nitridtyp in der Verbindungsschicht vorliegt. Eine Stickstoffkonzentration von 5,7-6,1 Gew.-% entspricht der Zusammensetzung der γ' -Nitrid-Phase Fe_4N und einer Stickstoffkonzentration von 7,8-11,3 Gew.-% der ϵ -Nitrid-Phase $\text{Fe}_{2,3}\text{N}$. Bei der Nitrierbehandlung mit $K_N = 2 \text{ bar}^{-1/2}$ wurde kein Kohlenstoffpegel eingestellt, d. h. während der Wärmebehandlung findet eine Entkohlung der Stähle statt. Gleichzeitig kommt es zu Wechselwirkungen zwischen dem ausdiffundierenden Kohlenstoff und dem eindiffundierenden Stickstoff im Übergangsbereich der Verbindungsschicht zur Diffusionsschicht. Diese Wechselwirkungen führen zu einem Kohlenstoffpeak. Die Abtragstiefe bis zu diesem Punkt kann als Maß für die Abschätzung der Verbindungsschichtdicke verwendet werden [12].

In Bild 4 sind die Stickstoff- und Kohlenstoffkonzentrationen über die Abtragstiefe für die verschiedenen Stähle dargestellt. Bei allen Stahlsorten weisen die Stickstoffprofile im Randbereich ein Stickstoffniveau größer 7,8 % auf, d. h. die chemischen Voraussetzungen für die Bildung von ϵ -Nitrid sind gegeben. Bei allen untersuchten Stahlsorten ist ein kontinuierlicher Anstieg in den Stickstoffkonzentrationen zum Rand hin erkennbar. Der unterschiedlich steile Abfall der Stickstoffkonzentration zum Kern hin wird durch Oberflächentopographieeffekte und inhomogene Gefügeausbildung beeinflusst. Mittels röntgenographischer Phasenanalyse wurde der Anteil an ϵ -Nitrid und γ' -Nitrid-Phase an der Oberfläche bestimmt. In der Randschicht kann bei allen Proben von 100 % ϵ -Nitrid-Phase ausgegangen werden, da ausschließlich Beugungspeaks der ϵ -Nitrid-Phasen auftraten. Am Übergang zum Grundwerkstoff nimmt der γ' -Anteil zu. Die Stähle mit niedrigerem Kohlenstoffgehalt (16MnCrS5Pb +HH und 7MnB8) weisen einen geringeren Anteil an ϵ -Nitrid-Phase auf. Die Profile der

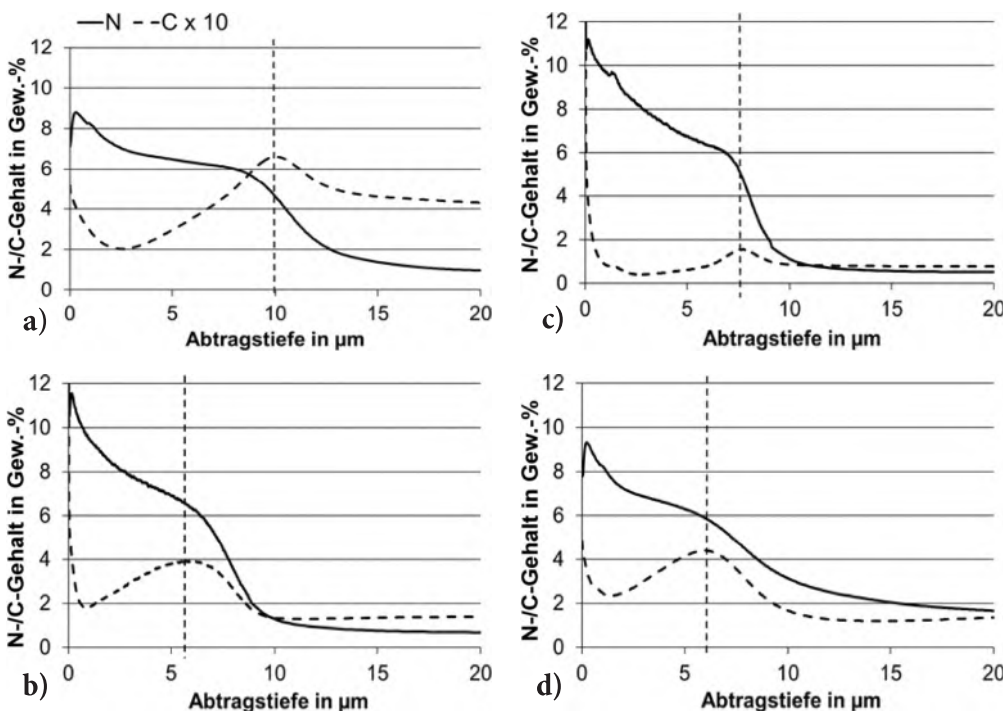


Bild 4. Tiefenprofile der Stickstoff- und Kohlenstoffkonzentration ($C \times 10$) der Verbindungsschicht. a) 44SMn28, b) 16MnCrS5Pb, c) 7MnB8 und d) 18MnCrSiMoS64

Fig. 4. Nitrogen and carbon depth profiles ($C \times 10$) of the nitriding layer. a) 44SMn28, b) 16MnCrS5Pb, c) 7MnB8 and d) 18MnCrSiMoS64

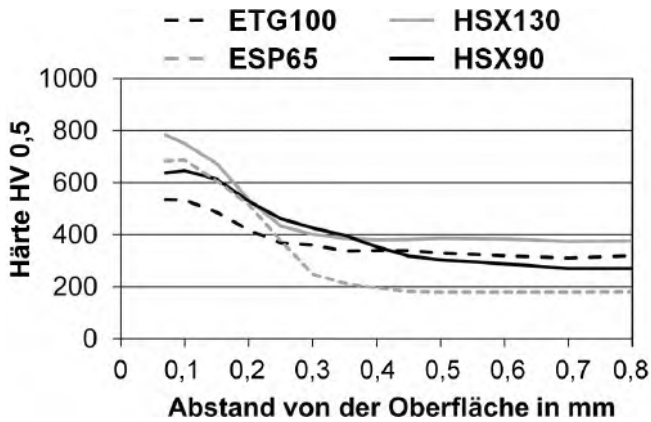


Bild 5. Nitrierhärteverlauf mit HV 0,5 gemessen

Fig. 5. Nitriding hardness measurement using HV 0.5

Kohlenstoffpeaks sind von vergleichbarer Ausprägung. Abhängig vom Grundkohlenstoffgehalt verschiebt sich das Maximum entsprechend. Es wird am Interface der Verbindungsschicht zum Grundwerkstoff eine Kohlenstoffüberhöhung von ca. 0,2 Ma.-% beobachtet. Bei sehr niedrigen Kernkohlenstoffgehalten fällt diese Überhöhung geringer aus, siehe 7MnB8.

3.2 Diffusionsschicht, Nitrierhärte tiefe

Die Diffusionsschicht und die Nitrierhärte tiefe wurden mit Hilfe von Mikrohärteprofilen (HV 0,5, DIN 50190-3) bestimmt. Die Ergebnisse der Messung sind in Tabelle 2 wiedergegeben. Dabei ist auffallend, dass die Nitrierhärte tiefe bei den niedriggekohlten Stahlsorten 7MnB8 und 16MnCrS5Pb+HH größer ist, als bei den Stahlsorten 44SMn28 und 18MnCrSiMoS64 mit ca. 0,25 mm bzw. 0,23 mm. Der Härteverlauf der Mikrohärtemessung zeigt die Problematik der Nitrierhärte tiefenmessung bei niedrig gekohlten Stahlsorten auf. Durch den sehr flachen Verlauf des Härteprofils (Bild 5) wird die Messung ungenau. Besser ist es, eine Grenzhärte zur Auswertung zu definieren. Für 7MnB8 wurde daher der Härteverlauf mehrmals bestimmt und die Messung ergab eine signifikant höhere Nitrierhärte tiefe von 0,42 mm. Dieser Stahl hat von den untersuchten Stählen den geringsten Anteil an Kohlenstoff und Legierungselementen.

3.3 Randhärte

Die Randhärten der vier Stähle nach dem Nitrieren sind aufgrund ihrer spezifischen chemischen Analyse deutlich unterschiedlich.

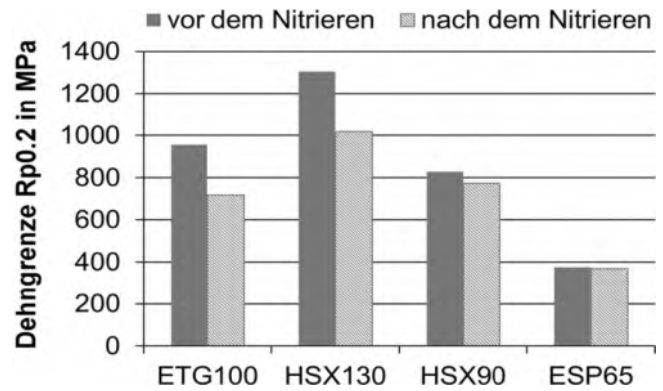


Bild 6. 0,2 %-Dehngrenze vor und nach dem Nitrocarburieren bei 570 °C für 4 h

Fig. 6. Yield stress before and after nitrocarburizing at 570 °C for 4 h

Für 44SMn28 wurde eine Randhärte von ca. 520 HV 0,5 ermittelt. Bei 7MnB8 wurden ca. 650 HV 0,5 gemessen. Die höchsten Härte werte mit ca. 800 bzw. 660 HV 0,5 wurden für die Stahlsorten 18MnCrSiMoS64 bzw. 16MnCrS5Pb+HH bestimmt. Die chemischen Analysen der Stähle 18MnCrSiMoS64 und 16MnCrS5Pb+HH weisen im Vergleich zu den anderen beiden Stahlsorten einen höheren Chromgehalt von 1,2 % bzw. 1,1 % auf. Die Randhärte steigt linear mit dem Legierungsgehalt (Si, Mn, Cr). Die Erhöhung der Legierungselemente im Stahl wird bei Nitrierstählen gezielt eingesetzt. Die Messwerte der untersuchten bainitischen Stahlsorten liegen im Bereich von Vergütungsstählen wie 42CrMoS4 und Nitrierstählen wie 31CrMoV9. Für diese Stahlsorten wurde nach dem Gasnitrieren bei 550 °C für 25 h eine Oberflächenhärte von ca. 580 HV 0,5 (42CrMoS4) bzw. ca. 650 HV 0,5 (31CrMoV9) bestimmt [6].

3.4 Kernfestigkeit

Wird ein gezogenes Blankstahlprodukt auf über ~ 450 °C erwärmt, beginnen sich die durch die Umformung eingebrachten Versetzungen aufzulösen; der Stahl beginnt, im Wesentlichen durch den vorher beschriebenen Mechanismus, an Festigkeit zu verlieren.

Die Festigkeitsveränderung wurde anhand der 0,2 %-Dehngrenze nach dem Nitrocarburieren bei 570 °C für 4 h ermittelt und in Bild 6 dargestellt. Bei den hochfesten Sonderstählen 44SMn28 und 18MnCrSiMoS64 ist ein Abfall der 0,2 %-Dehngrenze von ca. 25 % festzustellen. Der bainitische Stahl 7MnB8 zeigt dagegen nur eine sehr moderate Veränderung von ca. 10 %. Bei 16MnCrS5Pb+HH ist die Veränderung minimal, da hier ein geschältes Produkt (ohne signifikante Kaltverfestigung) verwendet wurde.

Bezeichnung Steeltec	Kurzname	Kernhärte	Schichtdicke	Porensaum	Nitrierhärte tiefe	Randhärte
		HV 0.5	µm	µm	mm	HV 0.5
ETG*100	~44SMn28	317	8,8 ± 3,8	2,5	0,25	520
HSX*130	18MnCrSiMoS64	382	7,8 ± 2,1	1,0	0,23	800
HSX*90	7MnB8	270	7,9 ± 0,4	2,8	0,42	650
ESP65	16MnCrS5Pb	180	7,8 ± 0,5	1,6	0,31	660

Tabelle 2. Kernhärte HV 0,5, Schicht- und Porensaumdicke, Nitrierhärte tiefe und Randhärte nach dem Nitrieren; $K_N = 2 \text{ bar}^{-1/2}$, 520 °C, 10 h

Table 2. core hardness HV 0.5, nitriding- and pore layer thickness after nitriding, nitriding hardness depth and surface hardness; $r_N = 2 \text{ bar}^{-1/2}$, 520 °C, 10 h

4 Zusammenfassung und Schlussfolgerungen

In diesem Artikel wurde die Eignung von bainitischen Sonderstählen für das Nitrieren untersucht, um die Erfahrungen in der Weiterverarbeitung dieser Werkstoffe zu erweitern. Die granularen bainitischen Stähle 7MnB8 (HSX*90) und 18MnCrSiMoS64 (HSX*130) wurden bei $K_N = 2 \text{ bar}^{-1/2}$ und 520 °C für 10 h gasnitriert. Die erzielten Verbindungsschichten wurden mit den bekannten ferritisch-perlitischen Stählen 44SMn28 (ETG*100) und 16MnCrS5Pb+HH (ESP65) verglichen. Es wurde bei allen nitrierten Stählen eine kompakte Verbindungsschicht mit einer Schichtdicke von ca. 8 µm erzeugt. Dabei bildete sich ebenfalls ein Porensaum aus. Bei dem Stahl 18MnCrSiMoS64 wurde mit ca. 1 µm die geringste Porensaumdicke bestimmt. Die Randhärte der bainitischen Stahlsorten nach dem Nitrieren lässt sich mit der von Vergütungsstählen vergleichen. Sie liegt nach dem Nitrieren bei $K_N = 2 \text{ bar}^{-1/2}$ und 520 °C für 10 h bei ca. 650-800 HV 0,5. Die Nitrierhärte (Nht) beträgt für die beiden Werkstoffe 44SMn28 und 18MnCrSiMoS64 ca. 0,25 mm. Für 7MnB8 wurde vermutlich aufgrund des tiefen Anteils an Kohlenstoff und Legierungselementen eine signifikant höhere Nht von 0,42 mm bestimmt. Beim bainitischen und gezogenen Blankstahl 7MnB8 wurde nach dem Nitrieren bei 570 °C für 4 h ein geringer Festigkeitsverlust in der 0,2 %-Dehngrenze von ca. 10 % ermittelt. Im Vergleich dazu führte diese Nitrierbehandlung bei den Stählen 44SMn28 (ferritisch-perlitisch) und 18MnCrSiMoS64 (bainitisch) zu ca. 25 % Reduktion der 0,2 %-Dehngrenze.

Literatur

1. Wirths, V.; Wagener, R.; Bleck, W.; Melz, T.: Bainitic Forging Steels for Cyclic Loading. Adv. Mater. Res. 922 (2014), S. 813-818, DOI: 10.4028/www.scientific.net/amr.922.813
2. Elek, L.: Untersuchung des Schwingfestigkeitsverhaltens eines TRIP-Schmiedestahls. Masterthesis, Hochschule Darmstadt, 2014
3. Hartmann, H.; Biermann, D.; Wenzelburger, J.; Merkel, C.: Prozessgestaltung für das Hochleistungstiefbohren von bainitischen Stählen. Werkstoffe in der Fertigung 50 (2013) 4, S. 4-6

4. Roelofs, H.; Hasler, S.; Caballero, F. G.; Lembke, M.: New air cooled steels with outstanding impact toughness. Proc. Conf. on Steel in Cars and Trucks, SCT2011, 05.-09.06.11, Salzburg, Österreich, H. J. Wieland (Hrsg.), Verl. Stahleisen, 2011, S. 330-337
5. Zajac, S.; Komenda, J.; Morris, P.; Dierickx, P.; Matera, S.; Panelba Diaz, F.: Quantitative structure-property relationships for complex bainitic microstructures report. Technical steel research – physical metallurgy and design of new generic steel grades, Report Commission Europ. Communities No. 21245, Amt f. Amlt. Veröff. d. EG, Luxemburg, 2005
6. Spies, H.-J.: Nitrieren und Nitrocarburieren. HTM J. Heat Treatm. Mat. 68 (2013) 2, S. 86-96, DOI: 10.3139/105.110182
7. Liedtke, D. u. a.: Wärmebehandlung von Eisenwerkstoffen, Teil II Nitrieren und Nitrocarburieren. 5. Aufl., Expert-Verl., Renningen, 2010
8. Mittemeijer, E. J.: Fundamentals of Nitriding and Nitrocarburizing. In: Steel Heat Treating Fundamentals and Processes, Vol. 4A, ASM Handbook, ASM Int., USA, 2013, S. 617-641
9. Klümper-Westkamp, H.; Hoffmann, F.; Mayr, P.; Pietzsch, S.; Berg, H.-J.; Spies, H.-J.: Kontrolliertes Gasnitrieren und -nitrocarburieren durch Sensoreinsatz. HTM Härtereitechn. Mitt. 52 (1997) 4, S. 193-201
10. Lehrer, E.: Über das Eisen-Wasserstoff-Ammoniak-Gleichgewicht. Z. f. Elektrochemie 36 (1930) 6, S. 383ff
11. Rose, E.; Mayr, P.: Analysis of nitrogen-influenced surface near zones of ferrous materials by Glow Discharge Spectroscopy (GDOS). Microchem. Acta 97 (1989) 3-4, S. 192-212, DOI: 10.1007/bf01242466
12. Klümper-Westkamp, H.; Hoffmann, F.; Mayr, P.: Nitrierschichtbildung und Kohlenstoffdiffusion in Abhängigkeit von der Nitrierkennzahl. HTM Härtereitechn. Mitt. 44 (1989) 6, S. 346-354
13. Somers, M. A. J.: Development of Compound Layer and Diffusion Zone during Nitriding and Nitrocarburizing of Iron and Steels. Compr. Mater. Process. 12 (2014), S. 413-437, DOI: 10.1016/b978-0-08-096532-1.01215-2

Bibliography

DOI:10.3139/105.110226
 HTM J. Heat Treatm. Mat.
 69 (2014) 4; page 195-200
 © Carl Hanser Verlag GmbH & Co. KG
 ISSN 1867-2493

Diskussion nach dem Vortrag

R. Zenker: Sie haben Angaben gemacht zu dem prozentualen Anteil von Bainit. Wie haben Sie die bestimmt?

M. Lembke: Richtig, hatte ich. In 2002 haben wir festgestellt, dass die lichtmikroskopische Bewertung bainitischer Mehrphasengefüge auflösungs- und ätztechnisch nicht einfach ist. Die quantitative Bewertung der Gefüge haben wir beim

CENIM in Madrid machen lassen. Dort wurden die Gefüge mittels Röntgendiffraktometrie und Rasterelektronenmikroskopie untersucht.

Diskussionsteilnehmer:

Prof. Dr.-Ing. R. Zenker, Zenker Consult, Freiberg
Dr.-Ing. M. I. Lembke, Steeltec AG, Emmenbrücke, Schweiz