

S. Rösch, W. Trojahn, B. Clausen

Carbonitrieren von Einsatz- und Vergütungsstählen für Lageranwendungen

Carbonitriding of Case Hardening and Tempering Steels for Bearing Purposes

Kurzfassung/Abstract

Für eine möglichst hohe Leistungsfähigkeit großer, einsatzgehärteter Wälzlager unter schwierigen Betriebsbedingungen, die Mangelschmierung und/oder Partikelüberrollung beinhalten, sind die Eigenschaften in der beanspruchten Randschicht der Wälzpartner entscheidend. Diese hängen wesentlich von der chemischen Zusammensetzung des Grundstahls und der Menge und Verteilung der eingebrachten Elemente Kohlenstoff bzw. Kohlenstoff und Stickstoff (Carbonitrieren) ab. Zur vergleichenden Untersuchung der Carbonitrierbarkeit wurden 11 Einsatz- und Vergütungsstähle mit unterschiedlichen Gaszusammensetzungen auf annähernd gleiche Einhärtetiefe carbonitriert. Die Randschichten wurden charakterisiert und ausgewählte Zustände wurden hinsichtlich der thermischen und mechanischen Stabilität überprüft. Abschließend erfolgte die Eignungsprüfung für Wälzlager anhand von Überrollungsprüfungen an Scheiben und Schrägkugellagern bei unterschiedlichen Überrollbedingungen. Das beste Gesamtergebnis unter Einbeziehung der Herstellungskosten erzielte der lufterschmolzene Stahl 32MnCrMo6-4-3 im carbonitrierten Zustand. ■

Schlüsselwörter: Wälzlager, Carbonitrieren, Oberflächenermüdung, Einsatz- und Vergütungsstahl, 32MnCrMo6-4-3

Autoren/Authors: Dipl.-Ing. Silke Rösch, Georgsmarienhütte GmbH, 49124 Georgsmarienhütte, Deutschland, silke.roesch@gmh.de (Kontakt/Corresponding author)

Dr.-Ing. Werner Trojahn, Schaeffler Technologies AG & Co KG, Schweinfurt

Prof. Dr.-Ing. habil. Brigitte Clausen, Stiftung Institut für Werkstofftechnik, Bremen, Fachgebiet Werkstofftechnik/Metalle der Produktionstechnik, Universität Bremen

The performance of large case hardened rolling contact bearings is dependent on the properties of the surface layers of the rolling partners subjected to strain. This is especially true under challenging conditions like poor lubrication and/or overrolling of particles. Those properties are mainly affected by the chemical composition of the base alloyed steel and the amount and distribution of induced carbon respectively carbon and nitrogen (carbonitriding). For optimization purposes 11 case-hardening or tempering steels were carbonitrided under varying gas compositions towards approximately equal hardening depths. The surface layers were characterized and chosen states of texture were tested for thermal and mechanical stability. Conclusively capability tests for rolling contact bearings were conducted by overrolling tests of discs and angular ball bearings under varying overrolling conditions. The best overall test results with regard to production costs were achieved by the carbonitrided air melted steel grade 32MnCrMo6-4-3. ■

Keywords: Rolling bearings, surface fatigue, case-hardening steels, quenched and tempered steels, 32MnCrMo6-4-3

1 Einleitung

Wälzlager gehören zu den am höchsten belasteten Maschinenelementen. Dabei sind in den letzten Jahren die Anforderungen an kritische Bauteile aufgrund von Leistungssteigerungen z. B. durch Downsizing oder zur Gewichtsreduzierung, deutlich gestiegen. Durch die Erhöhung der Leistungsfähigkeit konnte die Wirtschaftlichkeit von Maschinen erheblich gesteigert werden [1-3]. Jedoch müssen Fröh-ausfälle von Lagern, die ungeplante Stillstandszeiten nach sich ziehen und hohe Kosten bis in die Höhe von mehreren Millionen Euro verursachen können, möglichst vermieden werden [4, 5]. Insgesamt wird geschätzt, dass den Industrieländern durch den Stillstand und Ausfall von Maschinen ein volkswirtschaftlicher Schaden entsteht, der ca. 5 % des Bruttosozialproduktes entspricht [6].

Wälzlagerbauteile unterliegen oft einer kombinierten Beanspruchung aus Zug, Biegung und Hertzscher Pressung aus dem Wälzkontakt. Zur Einstellung der erforderlichen Festigkeitseigenschaften werden diese Bauteile, besonders wenn es sich um Lager mit einer größeren Wandstärke handelt, randschichtgehärtet. Die Belastungen werden dann von einer harten, festen Randschicht aufgenommen, während der Kern mit niedriger Härte und hoher Zähigkeit Sicherheit gegen plötzliches Versagen bietet [7].

Im Wälzkontakt belastete, einsatzgehärtete Bauteile erreichen die höchste Lebensdauer unter Vollschröpfung, d. h. wenn ein elasto-hydrodynamischer (EHD) Schmierfilm die Wälzpartner vollständig voneinander trennt. Die Lebensdauer wird in diesem Fall durch Materialermüdung unter der Oberfläche, der Volumenermüdung, begrenzt, da dort die höchste Vergleichsspannung aus

der Hertz'schen Pressung auftritt. Jedoch fallen in der Betriebspraxis auch immer wieder Wälzlager unvorhergesehen, durch zu frühe Ermüdung an der Oberfläche, also durch Oberflächenermüdung, aus [8]. Die Einleitung dieses frühen Ermüdungsschadens kann durch eine thermische Schädigung der Oberfläche als Konsequenz einer unzureichenden Schmierung, d. h. Mangelschmierung verursacht sein. Als die häufigste Einzelursache für die Schäden aus der Oberfläche ist mit 20 % die mechanische Beschädigung der Laufbahn durch harte Partikel aufgrund einer Verunreinigung des Schmiermittels anzusehen [9]. Gelangen diese Partikel zwischen Ringlaufbahn und Wälzkörper, können sie in die Laufbahn eingedrückt werden. Es kommt zur Ausbildung von Kantenaufwürfen am Rand der Eindrücke und in der Folge dort zur Rissbildung, die umso früher erfolgt, je größer die Eindrücke und je höher die Kantenaufwürfe sind [10, 11]. Eine wirksame Maßnahme, die schädliche Wirkung der Eindrücke abzumildern, stellt das Carbonitrieren dar, wie in [12] am Beispiel kleiner Lager aus durchgehärtetem Wälzlagerstahl gezeigt werden konnte.

In Anlagen des Großmaschinenbaus werden jedoch weitaus größere Lager benötigt, die überwiegend aus Einsatzstahl gefertigt werden. Bei diesen Bauteilen ist eine hohe Aufkohlungstiefe erforderlich, da der Spannungsgradient aus der Hertz'schen Pressung flach verläuft und diesem ein entsprechender Festigkeitsverlauf gegenübergestellt werden muss. Somit müssen sowohl geeignete Legierungskonzepte von möglichen Stählen auf die Carbonitrierbarkeit überprüft als auch die Verfahrensparameter auf das Stahlkonzept und auf die benötigten Einhärtetiefen abgestimmt werden.

Dieser Artikel berichtet über Arbeiten, die notwendigen Eigenschaften an Wälzlageringerringen aus Einsatz- und Vergütungsstählen durch Carbonitrieren zu erzeugen. Dabei war auch die normale Wälzfestigkeit, die auch vom Reinheitsgrad abhängt [13, 14], zu beachten, ebenso wie eine möglichst wirtschaftliche Fertigung. Anschließend wurde das Verhalten der carbonitrierten Wälzlager in Lebensdauerversuchen getestet.

2 Werkstoffe und Probenform

2.1 Werkstoffe

In der hier vorgestellten Arbeit, siehe auch [15], wurden 11 Einsatz- und Vergütungsstähle untersucht, um die Auswahl des passenden Legierungssystems für die Carbonitrierung auf eine breite Basis zu stellen. Dabei wurden sowohl strang-, als auch blockvergossene sowie vakuum-umgeschmolzene Stahlgüten untersucht. Die vakuum-umgeschmolzenen Stähle zeigten in der mikroskopischen Reinheitsgradbestimmung einen Gesamtsummenkennwert von $K_1 = 0$ nach DIN 50602 [16], aber auch die lufterschmolzenen Stähle zeichneten sich durch einen sehr guten mikroskopischen Reinheitsgrad aus. Der makroskopische Reinheitsgrad überprüft an 5l nach SEP 1927 [17] lag bei allen Stählen bei null. Die Stähle unterschieden sich in ihren Legierungskonzepten, auch erkennbar am Legierungsfaktor, Härtebarkeit und dem kostenwirksamen Legierungszuschlag, der unabhängig von der Stahlerzeugung erhoben wird. Durch das Zulegieren von Elementen wie Ti, V, Cr, Mn, W und Mo wird die Löslichkeit von Stickstoff in Eisen erhöht,

Bezeichnung	Gruppe	Herstellungsart	Gew.-%							ppm		Legierungsfaktor	K1 _{Gesamt} DIN 50602	
			C	Si	Mn	Cr	Mo	Ni	V	Al	S			
C15	E	Strang	0,15	0,20	0,45						320	220	0,98	8,1
18CrNiMo7-6	E	Strang	0,18	0,20	0,70	1,65	0,30	1,55			200	140	0,9	21,1
20MnCr5	E	Block	0,20	0,20	1,25	1,15					240	180	0,96	16,0
17NiCrMo14	E	Strang	0,18	0,20	0,55	1,45	0,20	3,50			280	200	1,07	0,0
SAE4320	E	Strang	0,20	0,25	0,55	0,50	0,25	1,83			290	80	1,11	9,7
23MnCrMo5	E	Strang	0,20	0,25	1,25	1,15	0,10	0,15			200	140	1,09	11,9
40SiCrMn7-6-6	V	Strang	0,40	1,73	0,88	0,70	0,23	0,45			440	110	0,94	13,6
40NiCrMo7-3	V	VU	0,36	0,25	0,75	0,80	0,25	1,80			290	100	1,31	0,0
32CrMoV13	V	VU	0,32	0,25	0,55	3,10	0,95	0,15	0,25		400	20	1,08	0,0
15NiCrMo16-5	E	VU	0,16	0,23	0,37	1,20	0,25	4,05			130	30	0,97	0,0
32MnCrMo6-4-3 Var 1	V	Block	0,32	0,35	1,62	0,98	0,33				200	270	0,8	32,1
32MnCrMo6-4-3 Var 2	V	Block	0,32	0,35	1,62	0,98	0,33				230	30	0,8	6,7

E = Einsatzstahl, V = Vergütungsstahl, Strang = Straugguss, Block = Blockguss, VU = Vakuum umgeschmolzen

Tabelle 1. Chemische Zusammensetzung der verwendeten Stähle;

Table 1. Chemical composition of the used steels

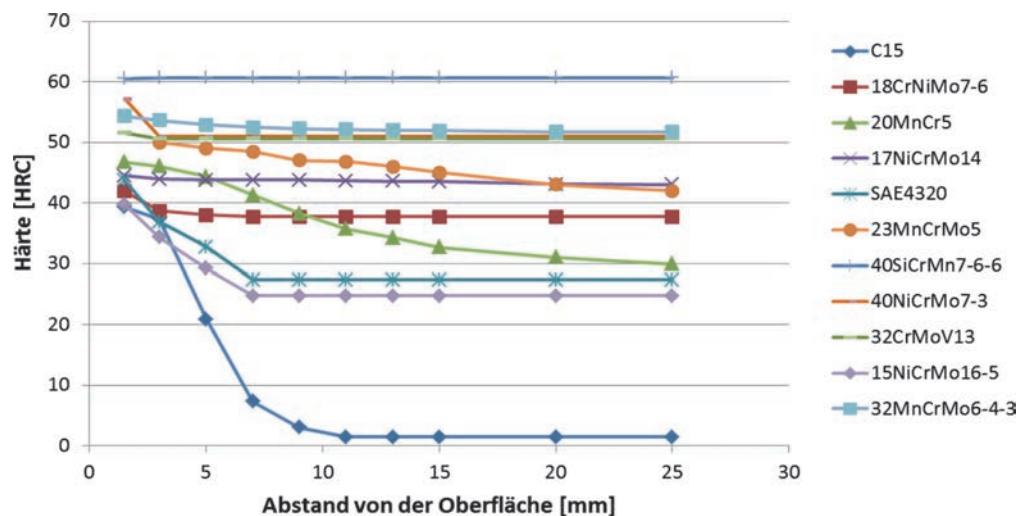


Bild 1. Gegenüberstellung der Härtbarkeit der untersuchten Stähle

Fig. 1. Hardenability of the used steels

während sie durch C, Si und Ni gesenkt wird [18]. Stickstoff kann mit einer großen Zahl metallischer Legierungselemente, wie Al, Cr, Ti, Mo u. a., Sondernitride bilden [19]. Von den möglichen Legierungszusätzen sollten sich Chrom, Molybdän und Nickel positiv auswirken. Die Zusammensetzung der verwendeten Stähle ist in Tabelle 1 zusammengefasst. Dabei wurde der Legierungsfaktor k_L nach folgender Formel [20] berechnet:

$$\lg k_L = -0,055 * \%Si - 0,011 * \%Ni + 0,012 * \%Mn + 0,009 * \%Mo + 0,043 * \%Cr \quad (1)$$

Kohlenstoff und Stickstoff haben eine ähnliche Wirkung auf die Härte und Härtbarkeit [21]. Aufgrund der niedrigeren Behandlungstemperatur werden in carbonitrierten Stählen feinere Ausscheidungen gebildet, deren Art und Form neben der gewählten Prozesstemperatur auch vom Ammoniakpegel abhängen [22]. Die beim Carbonitrieren entstehenden feinen und homogen verteilten Ausscheidungen ermöglichen es, ein feineres Gefüge mit geringerer mittlerer Korngröße einzustellen [22-24]. Hohe Stickstoffgehalte erhöhen jedoch den Restaustenitgehalt mit einer geringeren Härte. Werden hohe Härten der carbonitrierten Werkstücke z. B. aufgrund hoher Bauteilbeanspruchung gewünscht, so sind neben dem Legierungskonzept auch die Wärmebehandlungsparameter wie die Anlassbehandlung anzupassen. Hierdurch lassen sich niedrige Restaustenitgehalte gewährleisten [25, 26]. Carbonitrierte Schichten zeigen eine deutlich höhere Einhärtbarkeit als nur aufgekohlte Schichten. Bereits Stickstoffgehalte von 0,2 Gew.-% erhöhen die Einhärtbarkeit deutlich [27, 28].

Die Härtbarkeit von Stählen wird üblicherweise durch den Stirnabschreckversuch nach Jominy entsprechend DIN EN ISO 642 [29] dargestellt. Allerdings können für die meisten, heute eingesetzten Einsatzstähle die Jominykurven auch berechnet werden [30]. Als Maß für die Härtbarkeit der Stähle sind in Bild 1 die Jominykurven dargestellt. Die Jominykurve wurde, wenn möglich, jeweils aus den Legierungselementen des Stahles berechnet. Die Stähle 32MnCrMo6-4-3, 23MnCrMo5, 15NiCrMo16-5, 17NiCrMo14, 40SiCrMn7-6-6 und 40NiCrMo7-3 bilden hier eine Ausnahme, da die Elementgehalte nicht innerhalb des Gültigkeitsbereiches der Berechnungsformeln liegen. Für diese Stähle wurde die Jominykurve bei den herstellenden Stahlwerken ermittelt. Es ist deutlich zu erkennen, dass der Stahl

40SiCrMn7-6-6 zusammen mit dem Stahl 32MnCrMn6-4-3 die höchste Härtbarkeit aufweist.

Neben dem Carbonitrierverhalten wurden auch die Legierungskosten, die thermische und mechanische Stabilität sowie die Lebensdauer im Scheibenüberrolltest und im klassischen Lebensdauerprüfstand an Lagerinnenringen verglichen.

3 Versuchsdurchführung

3.1 Wärmebehandlung

Die Wärmebehandlungsversuche wurden in einem gemauerten Mehrzweckkammerofen Bauart Aichelin KVK Gr.2 mit SiC-Reorte bei der Firma Schaeffler am Standort Schweinfurt durchgeführt. Der Ofen wurde mittels einer Sauerstoffsonde gesteuert. Bei der Ofenatmosphäre handelte es sich um Endogas, kohlenstoffgebendes Gas war Propan. Das Ammoniak wurde mithilfe eines Verdampfers in die Atmosphäre gebracht. Die Carbonitrieretemperatur lag bei 940 °C. Die Carbonitrieredauern wurden mit dem bei Schaeffler Schweinfurt gebräuchlichen Simulationsprogramm Carbodiff¹ bestimmt. Für die Untersuchung der Carbonitrierbarkeit der Stähle wurden Ammoniakzugaben von 10 % und 20 % gewählt. Die Carbonitrierung für die Lebensdauerprüfung der Innenringe und der Scheiben erfolgte gleichzeitig in einer Wärmebehandlungscharge. Bei den Stählen 17NiCrMo14, SAE4320, 40NiCrMo7, 15NiCrMo16-5 und 32MnCrMo6-4-3 wurde eine Ammoniakzugabe von 15 Vol.-%, bei allen anderen Stählen eine Zugabe von 20 Vol.-% NH₃ gewählt. Bei dem Stahl 32CrMoV13 wurde der Kohlenstoffpegel in den letzten 1 ½ Stunden auf einen Pegel von 0,9 % reduziert, um Carbidausscheidungen zu reduzieren. Bei allen anderen Stählen wurde ein Kohlenstoffpegel von 1,10 % gewählt. Nach den Carbonitrierbehandlungen wurde das Wärmebehandlungsgut abgekühlt und erneut auf Austenittemperatur gebracht. Es handelte sich somit um eine Einfachhärtung. Die gewählte Härtetemperatur war bei allen Stählen 810 °C, um grobkörniges Gefüge zu vermeiden. Die einzige Ausnahme bildete der Stahl 32CrMoV13, der bei 810 °C deutlich schlechtere Er-

¹ Carbodiff: Simulation der Kohlenstoffdiffusion in Chargenöfen, Version 1.3, Process-Electronic GmbH, 2002

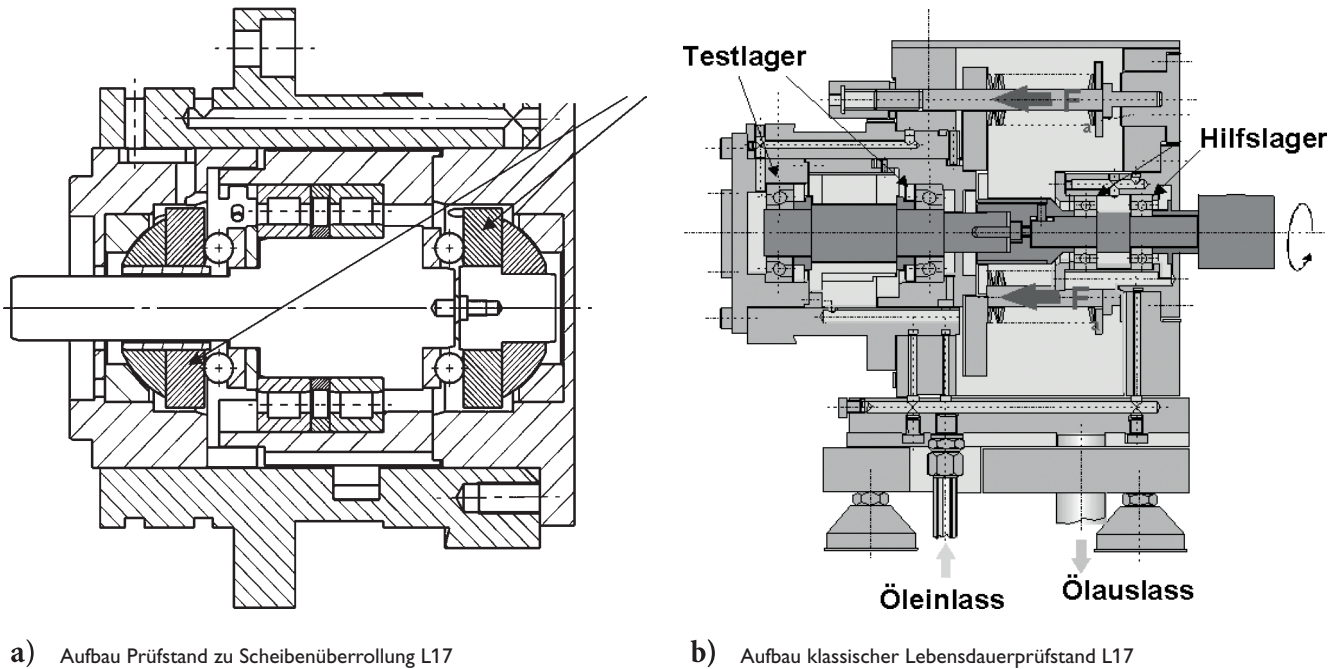


Bild 2. Konfiguration des Lebensdauerprüfstandes L17 für die a) Scheibenüberrollung und b) Überrollung des Schrägkugellagers 7205B

Fig. 2. Configuration of the lifetime testing rig L17 for a) overrolling tests on discs and b) overrolling tests on angular contact ball bearing 7205B

gebnisse bezüglich der Härbarkeit lieferte und deshalb bei 830 °C austenitisiert wurde. Die Abschreckung erfolgte im Salzwarmbad bei 180 °C. Nach dem Härten erfolgte ein Anlassen bei 180 °C für 2 Stunden. Als Referenzvariante für die Lebensdauerprüfung an Scheiben wurde der Stahl SAE4320 nur aufgekühlt, ansonsten aber wie die carbonitrierten Stähle behandelt.

3.2 Thermische und mechanische Stabilität der untersuchten Stähle

Zur Untersuchung der thermischen und der mechanischen Stabilität wurden die Stähle 18CrNiMo7-6, SAE4320, 23MnCrMo5, 32CrMoV13 und 32MnCrMo6-4-3 ausgewählt. Zur Bewertung der thermischen Stabilität wurden die carbonitrierten, gehärteten und bei 150 °C 2 h angelassenen Proben bei 220 °C bzw. 260 °C für 2 Stunden angelassen. Nach der Anlassbehandlung wurden an allen Proben Eigenspannungs-, Halbwertsbreiten- und Restaustenitiefenverläufe bis in eine Tiefe von 1,5 mm aufgenommen. Die mechanische Stabilität wurde anhand der Änderung des Restaustenitgehaltes in der Randschicht nach einer Kugelstrahlbehandlung bewertet. Die Kugelstrahlbehandlungen fanden bei der Firma Metal Improvement Company statt. Das Kugelstrahlen wurde mit einer Intensität von 0,3 mm A, einem Bedeckungsgrad von 175 % und einem Strahlmittel mit einem Durchmesser von 0,6 mm und einer Härte von 60 HRC durchgeführt.

Die röntgenographischen Untersuchungen wurden bei der Stiftung Institut für Werkstofftechnik, Bremen, durchgeführt. Für die Erstellung der Tiefenverläufe wurden die Proben elektrolytisch in einem H₃PO₄/H₂SO₄-Säuregemisch abgetragen.

3.3 Überrollungsprüfung an Überrollscheiben und Schrägkugellagerinnenringen

Für die Beurteilung der Lebensdauer der Werkstoffe wurden zunächst alle in Tabelle 1 dargestellten Stähle (mit Ausnahme des C15) in der Scheibenüberrollung gegenübergestellt. Zusätzlich wurde eine einsatzgehärtete Variante des SAE4320 als Referenz getestet. Der modifizierte Überrollungsprüfstand L17 ist in Bild 2a dargestellt. Die Belastung der Überrollscheiben in Form der Flächenpressung war mit 4800 MPa sehr hoch gewählt und deutlich höher als bei Lagern üblich. Ein Vorteil ist dabei die kurze Laufzeit der Scheiben, die berechnete Lebensdauer L_{hmr} beträgt nur 20 Minuten. Um schlechte Schmierbedingungen mit Oberflächenkontakt zu simulieren, wurde ein dünnflüssiges Öl, Mobil Velocite No. 3 benutzt.

Anschließend an die Scheibenüberrollung wurde ein klassischer Lebensdauerest an dem Schrägkugellager 7205B mit einer Flächenpressung von 2500 MPa und 12000 U/min mit dem Öl Mobil Velocite No. 3 durchgeführt. Als Prüflinge dienten die Innenringe aus den carbonitrierten Stählen SAE4320, 18CrNiMo7-6 und 32MnCrMo6-4-3, die einer einsatzgehärteten Variante aus dem Stahl SAE4320 gegenübergestellt wurde. Um die Lebensdauer unter schwierigen Bedingungen wie Mangelschmierung und Partikelüberrollung zu simulieren, wurde ein dünnflüssiges Öl, Mobil Velocite No. 3, verwendet und zusätzlich Härteeindrücke in die Laufbahn der Innenringe eingebracht. Dies simuliert die Partikelüberrollung durch Verschmutzung. Die berechnete Lebensdauer bei 10 % Ausfallwahrscheinlichkeit, L_{10} , lag bei 48 h, die Lebensdauer unter Berücksichtigung der schlechten Schmierverhältnisse, L_{hmr} , bei 10 h.

Zur Validierung des bestgeeigneten Stahles wurden zwei weitere Lebensdauerprüfungen am Schrägkugellager 7205B durchgeführt. Für die Lebensdauerprüfung bei Mangelschmierung und Partikelüberrollung wurde das dünnflüssige Öl E-Mol O-Grid be-

nutzt und die Flächenpressung auf 2630 MPa moderat erhöht. Die berechnete Lebensdauer bei diesen Schmierbedingungen, L_{hmr} , lag bei 8 h. Getestet wurde ausschließlich der Stahl 32MnCrMo6-4-3 als carbonitrierte Variante, als Vergleich diente eine Standardvariante des 100Cr6 (martensitisch, S0-stabilisiert).

Für die Lebensdaueruntersuchungen bei Vollschmierung wurde die Flächenpressung moderat auf 2900 MPa erhöht, als Öl wurde Ci-

bus 68 verwendet und eine aufgekohlte einer carbonitrierten Variante des Stahles 32MnCrMo6-4-3 gegenübergestellt, wobei alle Prüflinge aus einer Charge des Stahles stammten. Als Vergleich diente eine Standardvariante des 100Cr6. Die berechnete Lebensdauer bei diesen Schmierbedingungen lag bei 66 h.

Alle Berechnungen wurden mit Bearinx² im Hause Schaeffler durchgeführt.

² www.schaeffler.de/content.schaeffler.de/de/products_services/inafagproducts/calculating/bearinx/BEARINX.jsp

Ammoniakzugabe 10 %							
Stahl	Dauer [min]	C-Pegel [%]	C Oberfläche [Gew.-%]	C 0,2 mm Tiefe [Gew.-%]	N Oberfläche [Gew.-%]	N 0,2 mm Tiefe [Gew.-%]	EHT [mm]
C15	900	1,15	1	0,97	0,1	0,1	-
18CrNiMo7-6	480	1,1	0,94	0,93	0,11	0,11	1,4
20MnCr5	420	1,1	0,94	0,88	0,13	0,1	1,3
17NiCrMo14	540	1,15	1,04	0,96	0,1	0,09	1,4
SAE4320	780	1,15	0,88	0,86	0,11	0,09	1,8
23MnCrMo5	660	1	1	0,94	0,11	0,09	1,8
40SiCrMn7-6-6	900	1,15	0,55	0,54	0,14	0,11	2,8
40NiCrMo7-3	660	1,15	1	0,99	0,12	0,12	2,8
32CrMoV13	420	1	1,08	1,02	0,19	0,15	1,2
15NiCrMo16-5	1080	1,15	0,77	0,74	0,1	0,09	1,7
32MnCrMo6-4-3	540	1,1	0,87	0,84	0,13	0,12	2,1
Ammoniakzugabe 20 %							
Stahl	Dauer [min]	C-Pegel [%]	C Oberfläche [Gew.-%]	C 0,2 mm Tiefe [Gew.-%]	N Oberfläche [Gew.-%]	N 0,2 mm Tiefe [Gew.-%]	EHT [mm]
C15	1080	1,1	0,99	0,96	0,12	0,12	1
18CrNiMo7-6	480	1,1	0,88	0,85	0,18	0,16	1,4
20MnCr5	420	1,1	0,83	0,82	0,25	0,21	1,2
17NiCrMo14	720	1,1	0,83	0,82	0,28	0,22	1,4
SAE4320	1020	1,1	0,8	0,78	0,19	0,18	2
23MnCrMo5	660	1	0,92	0,89	0,22	0,19	1,8
40SiCrMn7-6-6	990	1,1	0,55	0,53	0,37	0,15	2,8
40NiCrMo7-3	900	1,1	0,88	0,84	0,21	0,19	2,8
32CrMoV13	420	1	1,07	1	0,25	0,2	1,2
15NiCrMo16-5	1440	1,1	0,69	0,68	0,18	0,17	2
32MnCrMo6-4-3	540	1,1	0,91	0,86	0,25	0,21	2,2

Tabelle 2. Ergebnisse der Carbonitrierbehandlung bei 10 % und 20 % Ammoniakzugabe

Table 2. Results of carbonitriding with ammonia additions of 10 % and 20 %

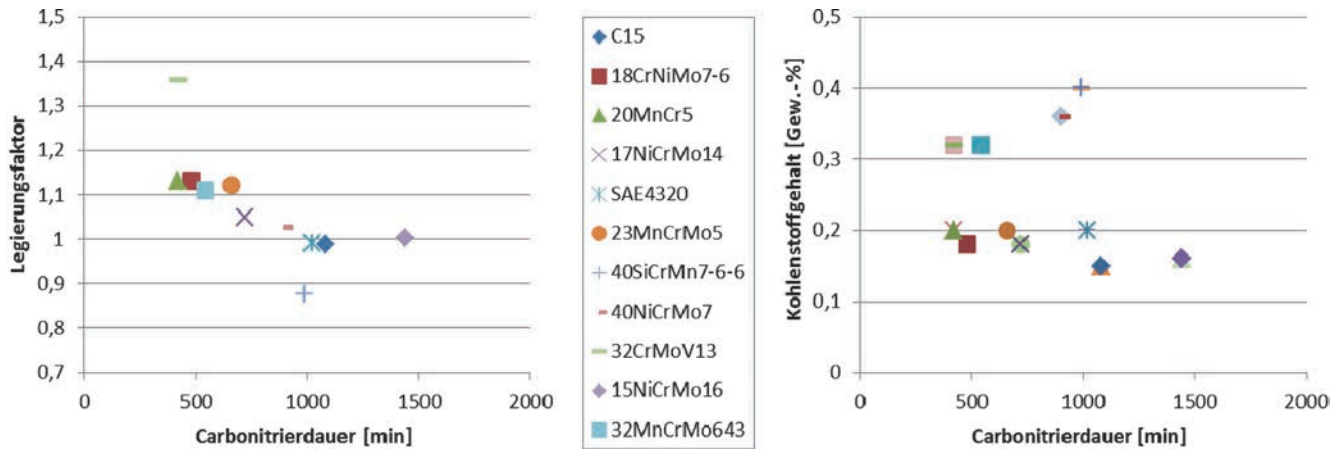


Bild 3. Legierungsfaktor und Kohlenstoffgehalt der Ausgangslegierung sowie Carbonitrierdauer

Fig. 3. Alloying factor and initial carbon content and carbonitriding duration

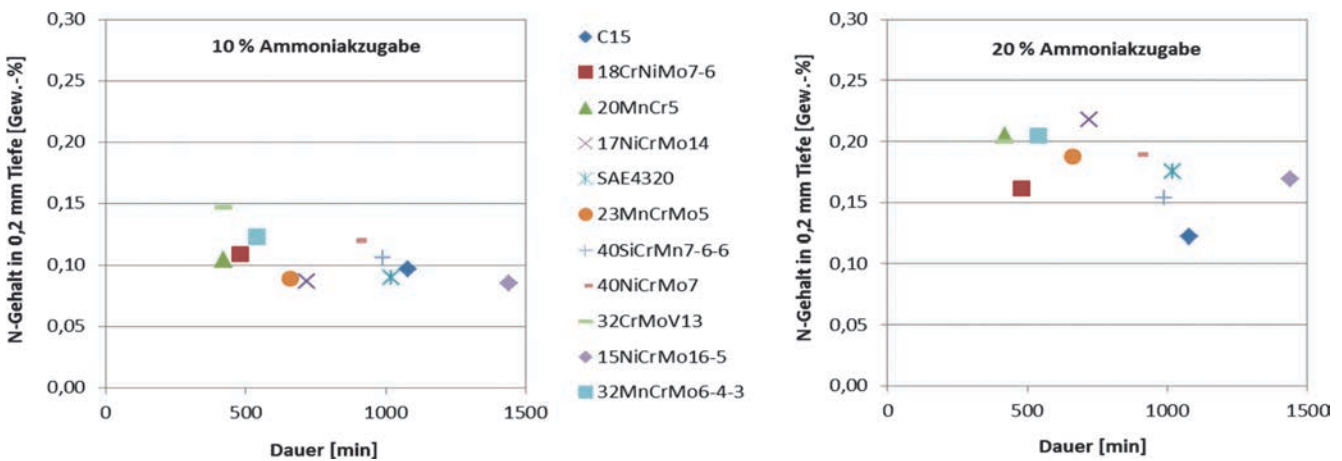


Bild 4. Stickstoffgehalt der untersuchten Stähle in einer Tiefe von 0,2 mm bei 10 % und 20 % NH₃-Zugabe und Carbonitrierdauer

Fig. 4. Nitrogen-content of the examined steels after ammonia additions of 10 % and 20 %; depth 0.2 mm and carbonitriding duration

4 Ergebnisse und Diskussion

4.1 Vergleich der Carbonitrierbarkeit der Stähle

Die Carbonitrierdauern der einzelnen Stähle variierten zwischen 480 und 1500 Minuten. In den Carbonitrierbehandlungen wurden Kohlenstoffgehalte von mindestens 0,8 Gew.-% in der später überrollten Oberfläche somit in einer Tiefe von 0,2 mm angestrebt, während der Stickstoffgehalt in dieser Randschicht mindestens 0,1 Gew.-% N betragen sollte. Die Summe von Kohlenstoffgehalt und Stickstoffgehalt sollte mindestens 0,9 Gew.-%, die Einhärtetiefe EHT mindestens 1,5 mm betragen.

Bei allen Stählen kam es zu einem gleichmäßigen Carbonitrierergebnis mit Ausnahme der Stähle 32CrMoV13 und 40SiCrMn7-6-6. Aufgrund seines hohen Anteils an Karbidbildnern bildete der Stahl 32CrMoV13 in der Randschicht grobe Ausscheidungen aus, laut JMat-Pro-Simulation 8.0 hauptsächlich Karbide. Auch waren die empirisch ermittelten Diffusionstiefen von Kohlenstoff und Stickstoff signifikant geringer, verglichen mit den anderen Einsatzstählen. Dies ist verständlich, da der Kohlenstoff in Form von Karbiden ausgeschieden wurde. Der Stahl 40SiCrMn7-6-6 zeigt keine ausrei-

chende Anreicherung mit Kohlenstoff und auch die Menge an diffundiertem Stickstoff liegt im unteren Bereich. Der Grund hierfür liegt wahrscheinlich in der Ausbildung von Oxidhäuten durch den hohen Siliziumgehalt, die auch durch die vor der Carbonitrierung vorgenommene Strahlbehandlung nicht beseitigt werden konnte. Das schlechte Carbonitrierergebnis des Stahls C15 – die geforderte Einhärtetiefe wurde nicht erreicht – ist bedingt durch den Mangel an Legierungselementen bei dieser Stahlsorte. Der Gehalt von Stickstoff im Randbereich lag bei 0,10 Gew.-%. Die Ergebnisse der Carbonitrierbehandlungen sind in Tabelle 2 aufgeführt. Der Kohlenstoffpegel (C-Pegel) wurde bei allen Behandlungen mithilfe von Folienverbrennung (Leco) ermittelt und überprüft. Der Kohlenstoff- und der Stickstoffgehalt wurden mithilfe eines Funkenspektrometers an Scheibenproben gemessen.

Die Dauer der Carbonitrierung des jeweiligen Werkstoffes korreliert mit dem Legierungsfaktor, ist jedoch nur zu einem geringen Teil vom Kohlenstoffgehalt des Grundwerkstoffes, siehe Bild 3.

Um das Carbonitrierverhalten, besonders die Stickstoffaufnahme der untersuchten Stähle zu vergleichen, ist in Bild 4 der Stickstoffgehalt der untersuchten Stähle in einer Tiefe von 0,2 mm bei 10 % und 20 % NH₃-Zugabe sowie die Carbonitrierdauer dargestellt.

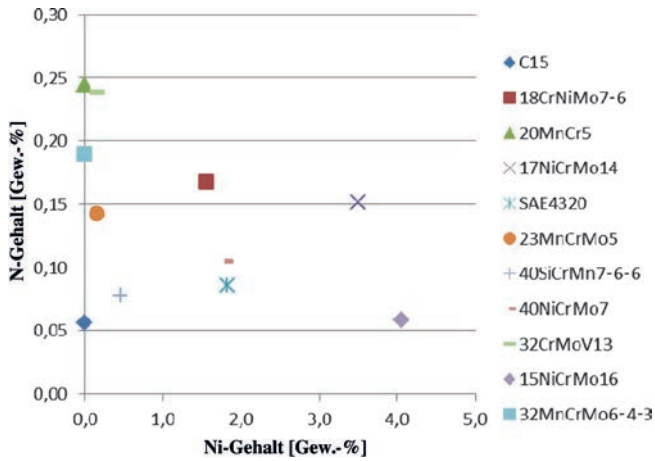


Bild 5. Stickstoffaufnahme in 0,20 mm Tiefe in Abhängigkeit vom Nickelgehalt der untersuchten Stähle, NH₃-Zugabe: 20 %

Fig. 5. Nitrogen uptake at 0.20 mm depth depending on the nickel content of the examined steels at 20 % ammonia addition

Es zeigt sich, dass sich durch höhere Ammoniakzugaben höhere Stickstoffgehalte erreichen lassen, die jedoch stark von dem Legierungskonzept abhängen. Die Stähle 32MnCrMo6-4-3, 20MnCr5 und 18CrNiMo7-6 weisen die günstigsten Stickstoffaufnahme-Carbonitrierdauerverhältnisse auf. Dies zeigt, dass Mangan in Kombination mit einer moderaten Menge an Kar-

bidbildnern wie Chrom und Molybdän die Carbonitrierung positiv beeinflusst. Der Stahl 32CrMoV13 zeigt auch ein positives Verhalten bezüglich Kohlenstoff und Stickstoffaufnahme, jedoch neigt dieser Werkstoff zur Ausscheidung oft grober Karbide und einem steileren Härtegradienten, verglichen mit den anderen Stählen. Aus diesem Grund wurde in den Carbonitrierbehandlungen für die Lebensdauerprüfung ein niedriger Kohlenstoffgehalt gewählt und dieser während der Behandlung zusätzlich abgesenkt. Die nickellegierten Stähle wiesen bezüglich der Stickstoffeinträge ein indifferentes Verhalten auf. Zum Teil brauchten die nickellegierten Stähle deutlich längere Carbonitrierdauern, um den gewünschten Gehalt an Stickstoff und Kohlenstoff zu erreichen, siehe Bild 5. Der Stahl 15NiCrMo16-5 mit einem Nickelgehalt von 4,05 Gew.-% erreicht bei einer Carbonitrierdauer von 24 h bei 20 % NH₃-Zugabe einen Stickstoffgehalt von 0,17 Gew.-%, während der nickellegierte Stahl 17NiCrMo14 mit einer Carbonitrierdauer von 12 Stunden bei 20 % NH₃-Zugabe einen Stickstoffgehalt von 0,28 Gew.-% erzielt und der nickelfreie Stahl 32MnCrMo6-4-3 bei einer Carbonitrierdauer von 9 h bei ebenfalls 20 % NH₃-Zugabe einen Stickstoffgehalt von 0,21 Gew.-% erreicht.

4.2 Untersuchung des Preis-Leistungsverhältnisses der Stähle

Neben der Eignung eines Stahles für das Einsatzhärten oder das Carbonitrieren sind seine Verfügbarkeit oder sein Preis ein wei-

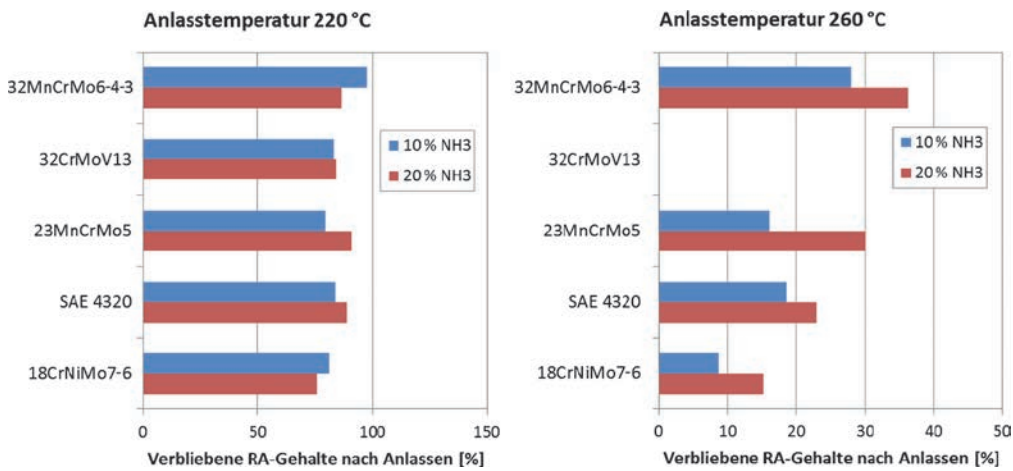


Bild 6. Restaustenitanteil in der Randschicht nach dem Anlassen bei 220 °C bzw. 260 °C jeweils für 2 h, blau: 10 % NH₃, rot: 20 % NH₃ bezogen auf den ursprünglichen Gehalt nach dem Anlassen bei 150 °C 2 h

Fig. 6. Retained austenite of the surface layer after tempering at 220 °C resp. 260 °C, for a duration of 2 h, blue: 10 % NH₃, red: 20 % NH₃ relative to the initial retained austenite content after tempering at 150 °C for 2 h

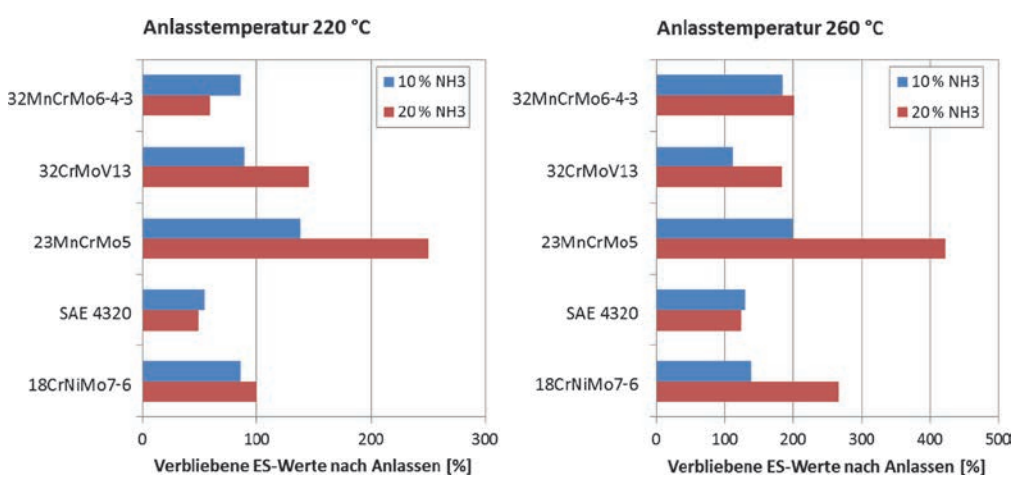


Bild 7. Gehalt der Eigenspannung in der Randschicht nach dem Anlassen bei 220 °C bzw. 260 °C, gegenüber dem Zustand nach dem Anlassen, NH₃-Zugabe, blau: 10 % NH₃, rot: 20 % NH₃

Fig. 7. Residual stresses in the surface layer after tempering operation at 220 °C resp. 260 °C; relative to the initial residual stress after tempering at 150 °C for 2 h, blue: 10% NH₃, red: 20 % NH₃

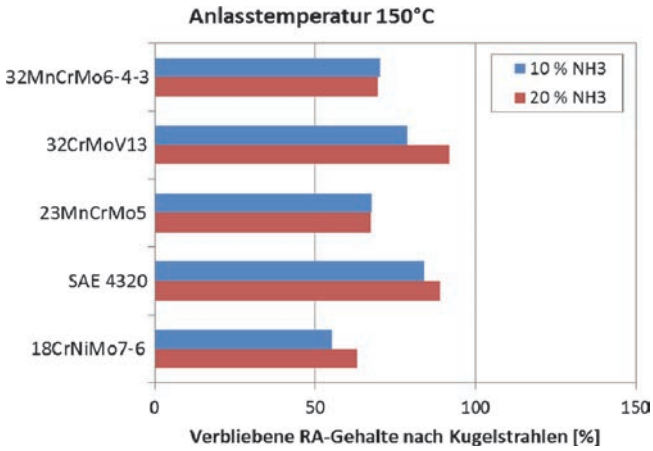


Bild 8. Mechanische Stabilität nach dem Kugelstrahlen, Restaustenit nach dem Kugelstrahlen bezogen auf den Gehalt nach Anlassen bei 150 °C 2 h

Fig. 8. Mechanical stability after shot peening, amount of retained austenite relative to the tempering at 150 °C for 2 h

teres Kriterium. Eine Reihe von Legierungselementen, wie z. B. Nickel, Molybdän und Chrom geraten immer wieder in den Fokus von Rohstofffonds, wodurch deren Preise teilweise stark schwanken. Stahlhersteller haben auf diese Situation in der Form reagiert, dass sich die Stahlpreise aus einem Basispreis und einem Legierungszuschlag zusammensetzen. Tendenziell weisen mangan- und chromlegierte Stähle geringere Legierungszuschläge vor allen Dinge weniger schwankende Zuschläge auf als nickel- und molybdänlegierte Stähle.

4.3 Thermische und mechanische Stabilität carbonitrierter Randschichten

Der verbliebene Restaustenitgehalt nach dem Anlassen bei 220 °C und 260 °C gegenüber dem Anlassen bei 150 °C wurde als Kriterium für die thermische Stabilität ausgewählt. Bei allen untersuchten Stählen reduzierte sich der Restaustenitgehalt sowohl durch das Anlassen bei 220 °C als auch wiederum durch das Anlassen bei 260 °C. Die verbliebenen prozentualen Anteile Restaustenit bezogen auf den Restaustenit nach dem Anlassen bei 150 °C sind in Bild 6 dargestellt. Die Änderung des Restaustenitgehaltes war bei den Stählen 32MnCrMo6-4-3, 23MnCrMo5 und SAE4320 am geringsten, d. h. bei diesen Stählen war der erhalten gebliebene Gehalt an Restaustenit am größten und somit auch am stabilsten. Bei dem Stahl 32CrMoV13 war nach dem Anlassen bei 260 °C kein messbarer Restaustenit mehr vorhanden.

In Bild 7 ist die Höhe der Eigenspannung nach dem Anlassen bei 220 °C und 260 °C bezogen auf die Eigenspannung bei einem Anlassen bei 150 °C 2 h über der Stahlsorte aufgetragen. Das Carbonitrieren führt wie auch das Einsatzhärten zu Druckeigenspannungen in der Randschicht. Diese werden durch das Anlassen teilweise abgebaut, da die Verspannung des Martensits im Gefüge durch das Anlassen abgebaut wird. Dieser Mechanismus ist bei den Stählen SAE4320, 32MnCrMo6-4-3 und zum Teil beim Stahl 32CrMoV13 bei der 220 °C Anlassbehandlung zu beobachten. Jedoch bildet sich auch thermisch induzierter Bainit, der zu einer Verspannung des Gitters und somit höheren Druckeigenspannungen führt, welches sich besonders bei allen Stählen mit 260 °C Anlassbehandlung zeigt. Tendenziell führen höhere Ammoniakzuga-

		Dauer 10 %	C-Pegel	C Oberfläche	C _{0,2mm Tiefe}	N Oberfläche	N _{0,2 Tiefe}	EHT
		[min]	[%]	[Gew.-%]	[Gew.-%]	[Gew.-%]	[Gew.-%]	[mm]
0 % NH ₃	SAE4320	830	1,10	1,01	0,98	-	-	2,12
	32MnCrMo6-4-3	250	1,10	1,04	0,98	-	-	1,80
15 % NH ₃	17NiCrMo14	830	1,10	1,01	0,98	0,10	0,10	2,12
	SAE4320	1020	1,10	0,78	0,80	0,02	0,02	2,20
	40NiCrMo7	900	1,10	0,91	0,87	0,16	0,14	2,70
	15NiCrMo16-5	1500	1,10	0,72	0,77	0,15	0,16	2,40
	32MnCrMo6-4-3	600	1,10	0,90	1,01	0,16	0,15	2,80
20 % NH ₃	18CrNiMo7-6	580	1,10	0,87	0,89	0,12	0,12	1,80
	20MNCr5	660	1,10	0,88	0,90	0,20	0,14	1,95
	23MnCrMo5	660	1,10	0,75	0,88	0,17	0,15	2,10
	40SiCrMn7-6-6	990/930	1,10	0,70	0,67	0,05	0,14	2,80
	32MnCrMo6-4-3	660	1,0 + Abs.	0,55	0,60	0,30	0,21	2,40

Tabelle 3. Wärmebehandlungsparameter und Ergebnis der Carbonitrierung für die Lebensdauerprüfung

Table 3. Heat treatment parameters and result of carbonitriding for lifetime testing

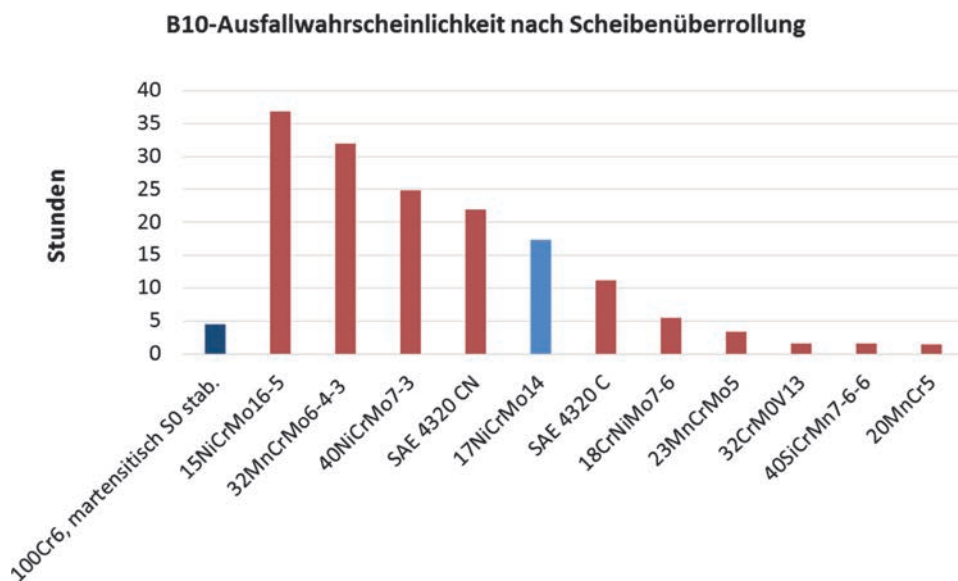


Bild 9. Darstellung der Lebensdauer (B₁₀) der Stähle im Scheibenüberroll-Test, hellblau: die nur aufgekohlte Variante des Stahles SAE4320, dunkelblau: die Referenzvariante 100Cr6, martensitisch gehärtet und S0-stabilisiert, rot: carbonitrierte Stahlvarianten,

Fig. 9. Observed life time (B₁₀) during lifetime testing on discs; blue: case-carburized SAE4320; red: carbonitrided variants

ben beim Anlassen bei 260 °C zu höheren Eigenspannungen. Die höchsten Druckeigenspannungen erzielten der Stahl 23MnCrMo5 und der 18CrNiMo7-6.

Beim Kugelstrahlen reduzierte sich bei allen Stählen der Gehalt an Restaustenit. Die Reduzierung des Restaustenitgehaltes durch spannungsinduzierte Martensitumwandlung war bei dem Stahl 32CrMoV13 am geringsten, es folgten die Stähle SAE4320, 32MnCrMo6-4-3, 23MnCrMo5 und schließlich der Stahl 18CrNiMo7-6 mit dem größten Umwandlungsanteil, siehe Bild 8. Das Legierungselement Nickel erhöht die Restaustenitstabilität, jedoch zeigten die Stähle mit dem Legierungskonzept Mn-Cr-Mo vergleichbare Ergebnisse bezüglich der mechanischen Stabilität.

4.4 Überrollung im Scheibenprüfstand

Für die Überrollung wurden die Prüflinge carbonitriert, einfachgehärtet und angelassen. Die Parameter der Carbonitrierung und Ergebnisse der Wärmebehandlung sind in Tabelle 3 aufgeführt.

Die Ergebnisse der Lebensdauer im Scheibenüberroll-Test sind in Tabelle 4 aufgelistet und den Ergebnissen eines 100Cr6, martensitisch gehärtet und S0-stabilisiert, gegenübergestellt. In Bild 9 ist die Lebensdauer für die B₁₀-Ausfallwahrscheinlichkeit der einzelnen Stähle dargestellt. Bei der Scheibenüberrollung werden neben den Eigenschaften der carbonitrierten Rand-schicht auch Einflüsse des mikroskopischen Reinheitsgrades gemessen. Es ist festzustellen, dass die sulfidischen und leicht auch der oxidische Reinheitsgrad bedingt durch die unterschiedliche Erzeugung der Stähle variieren. Tendenziell erzielen vakuumer-schmolzene Stähle mit sehr gutem Reinheitsgrad deshalb bessere Ergebnisse.

Trotz der sehr harten Bedingungen gab es einen deutlichen Anteil an Durchläufern mit einer Laufdauer von mindestens 500 h. Es ist davon auszugehen, dass es Überschneidungen der Vertrauensbereiche der einzelnen Stähle gibt. Alle Stähle zeigten eine mindestens 4-fach längere Laufzeit als die berechnete Lebensdauer.

Ausfallwahrscheinlichkeit [%]	100Cr6	SAE 4320 C	SAE 4320 CN	18CrNiMo7-6	32CrMoV13	40SiCrMn7-6-6
B5	3,5	6,2	10,1	2,7	0,5	0,7
B10	4,5	11,2	21,9	5,4	1,6	1,6
B50	380	52,7	164	32,4	24,2	14,4
Ausfallwahrscheinlichkeit [%]	17NiCrMo14	32MnCrMo6-4-3	20MnCr5	15NiCrMo16-5	23MnCrMo5	40NiCrMo7-3
B5	7,8	9	0,8	18,6	1,5	14,2
B10	17,3	32	1,4	36,8	3,3	24,8
B50	140	887	5,6	217	27,0	106
Stahl 100Cr6 (martensitisch, S0-stabilisiert), Stahl SAE 4320 C aufgekohlt, alle anderen Stähle carbonitriert						

Tabelle 4. Ergebnisse der Scheibenüberrollung, Angaben in Stunden

Table 4. Results of lifetime testing of discs, expressed in hours

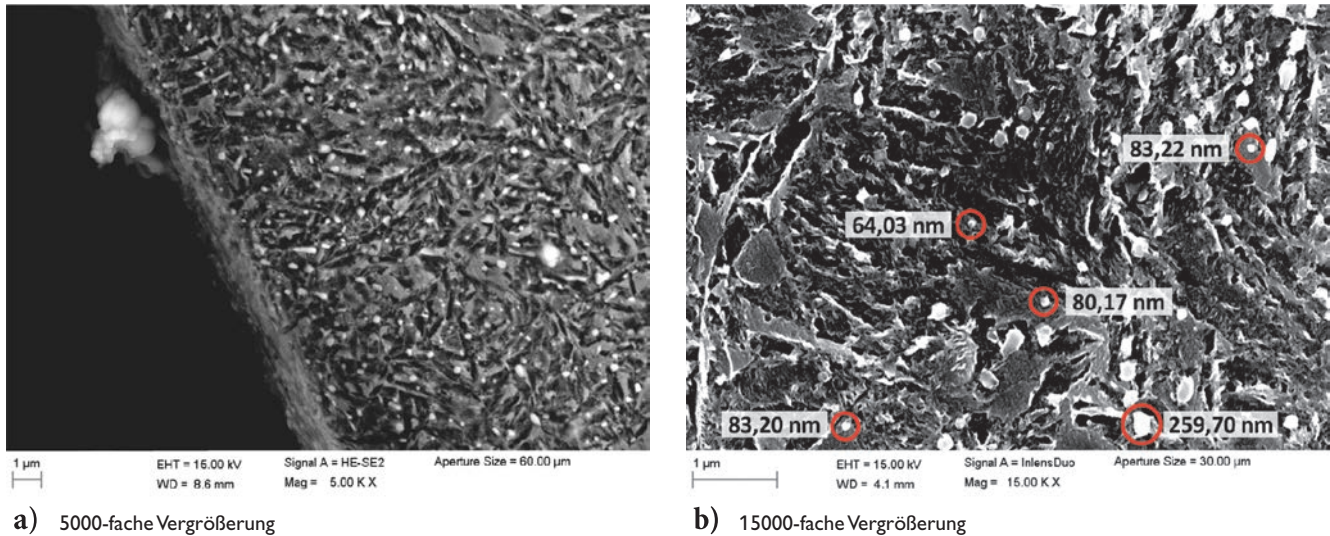


Bild 10. Carbonitrierte Randschicht des Stahls 32MnCrMo6-4-3 in a) 5000-facher Vergrößerung und b) 15000-facher Vergrößerung; Ätzmittel Nital

Fig. 10. Carbonitrided boundary layer of steel grade 32MnCrMo6-4-3; a) 5000-times magnification; b) 15000-times magnification; Nital etchant

Der martensitische gehärtete, S0-stabilisierte Stahl 100Cr6 zeigte mit einer B_{10} von 4,5 h ein schlechteres Ergebnis als die einsatzgehärtete Variante des Stahles SAE4320 mit einer B_{10} von 11,2 h, beide dienen als Referenzvarianten.

Die längste Laufzeit zeigt der vakuumerschmolzene, nickellegierte Luftfahrtstahl 15NiCrMo16-5 ($KO_{\text{gesamt}} = 0$) mit einer B_{10} von 37 h. Die zweitlängste B_{10} erreichte der nicht nickellegierte und lufterschmolzene Stahl 32MnCrMo6-4-3 mit einer B_{10} von 31,5 h. Dies stellt ein außergewöhnlich gutes Ergebnis dar, erzielt durch ein optimales Legierungskonzept. Insgesamt zeigen die nicht nickellegierten Stähle in dieser Untersuchung eher flachere Weibullgeraden als die nickellegierten Stähle. Die ebenfalls nickellegierten Stähle 40NiCrMo73 weisen eine B_{10} von 25 h bzw. der Stahl 17NiCrMo14 eine B_{10} von nur 17 h auf. Eine Ausnahme bildet der vakuumerschmolzene 32CrMoV13, der trotz eines sehr guten Reinheitsgrades früh ausfiel. Als Erklärung dafür wurde der sehr steile Einhärtungsverlauf gesehen. Außerdem lag die Einhärtetiefe nur bei 1,2 mm statt der gewünschten 1,5 mm. Die Ursache dafür ist in dem hohen Anteil von karbidbildenden Legierungselementen dieses Stahles begründet, da längere Carbonitrierdauern zu groben Karbiden in der Randschicht führen. Der Stahl SAE 4320 zeigt im aufgekohlten Zustand eine B_{10} von 11 h und im carbonitrierten Zustand eine B_{10} von 21,8 h, das heißt eine Verdopplung des Wertes. Auch war die mittlere Laufdauer bei der carbonitrierten Variante deutlich höher sowie auch die Anzahl an Durchläufern.

Der Stahl 18CrNiMo7-6 mit einer B_{10} von 7,6 h, der Stahl 23MnCrMo5 mit einer B_{10} von 3,3 h, der Stahl 40SiCrMn7-6-6 mit einer B_{10} von 1,6 h zeigen deutlich geringere Laufzeiten als der einsatzgehärtete SAE4320. Der Stahl mit der schlechtesten B_{10} ist der 20MnCr5 mit 1,4 h. Allerdings wurde bei der sehr kurzen Carbonitrierdauer nur eine Einhärtetiefe von 1,2 mm erreicht. Trotzdem wurde die Laufleistung um das 4-fache des berechneten Wertes von 20 Minuten erreicht. Ein weiterer Grund für das schlechte Abschneiden des Stahles 20MnCr5, auch verglichen mit dem Stahl 23MnCr5, könnte in der geringen Menge der Legierungselemente Molybdän und Nickel zu finden sein, welche bei

gleichen Carbonitrierparametern eine hohe Zähigkeit des Gefüges, höhere Einhärtetiefe, eine höhere Maximalhärte und eine höhere Restaustenitstabilität bewirken. Als ein deutlicher Nachteil der nickellegierten Stähle ist die lange Carbonitrierdauer anzusehen, die das Verfahren bei diesen Legierungskonzepten im Gegensatz zum Aufkohlen benötigt und zusätzlich zu den Legierungskosten die Wirtschaftlichkeit verschlechtert. Alle Stähle zeigten unterhalb der Laufbahn Gefügeumwandlungen in Form von Restaustenitabbau. Einzige Ausnahme davon war der Stahl 40SiCrMn7-6-6, der keine sichtbaren Gefügeumwandlungen zeigte.

Da der Anteil des Restaustenitabbaus aufgrund der Größe der Laufbahn nicht röntgenografisch bestimmt werden konnte, wurde die Härte mittels Kleinlasthärtemessung nach unterschiedlichen Laufdauern bestimmt. Es zeigte sich, dass die Stähle, welche lange Lebensdauern erreichten, Härtesteigerungen in Abhängigkeit von der Zeit aufwiesen. Bei Stählen mit niedrigen Laufzeiten war dies nicht der Fall. Es wird davon ausgegangen, dass die Stabilität der Randschicht, d. h. ein träges Restaustenitumwandlungsverhalten wie es z. B. der Stahl 32MnCrMo6-4-3 sowohl bei mechanischer als auch thermischer Belastung zeigte, zu einer verlangsamten Umwandlung führt und somit noch länger hohe Belastungen aus dem Lauf dadurch abgebaut werden können. Positiv wirkt sich beim Stahl 15NiCrMo16-5 neben dem Reinheitsgrad, der höchste Nickelgehalt (4,05 Gew.-%) von allen untersuchten Stählen aus. Weiterhin wirken sich höhere Chrom- und Molybdängehalte positiv auf die Überrollung aus, allerdings kann sich ein zu hoher Anteil an Karbidbildnern im Legierungskonzept wie beim Stahl 32CrMoV13 negativ auswirken.

Dabei kann ein ähnlich gutes Lebensdauerergebnis, wie es vakuumerschmolzene und nickellegierte Stähle erreichen, auch mit einem lufterschmolzenen Stahl mit einem optimierten Legierungskonzept, dem 32MnCrMo6-4-3, erzielt werden, und das bei deutlich geringeren Stahlerzeugungs-, sowie Legierungskosten und deutlich geringeren Carbonitrierdauern und somit geringeren Wärmebehandlungskosten. Der Grund für dieses Verhalten wird in den feinen, Stickstoff und Kohlenstoff enthaltenen Ausscheidungen gesehen, siehe Bild 10a, b. Die Ausscheidungen erhöhen

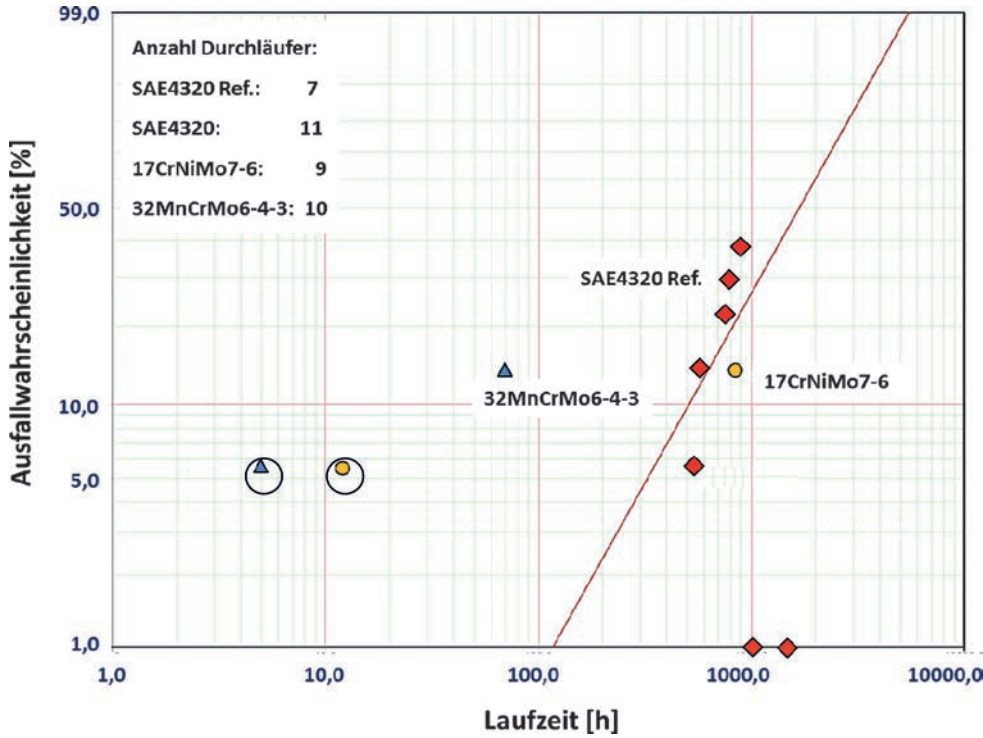


Bild 11. Lebensdauerprüfung an Schrägkugellagern (Weibull-Darstellung), Mangelschmierung und Partikelüberrollung, Flächenpressung 2500 MPa

Fig 11. Lifetime testing of angular contact ball bearings (Weibull distribution), poor lubrication and particle overrolling, surface pressure 2500 MPa

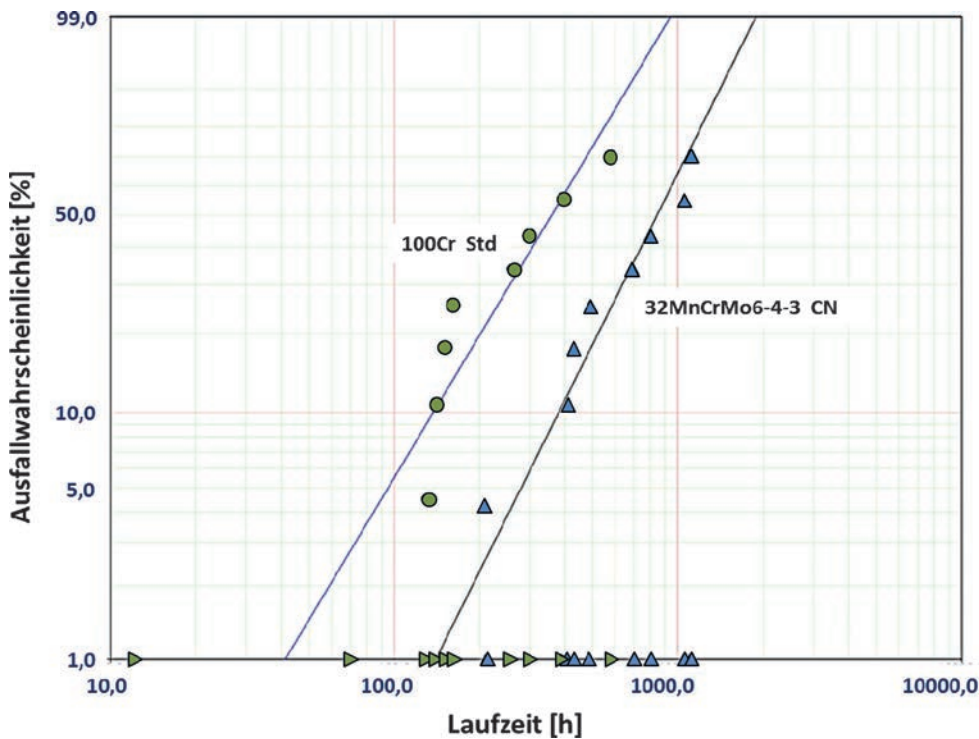


Bild 12. Lebensdauerprüfung an Schrägkugellagern (Weibull-Darstellung), Mangelschmierung und Partikelüberrollung, Flächenpressung 2630 MPa

Fig 12. Lifetime testing of angular contact ball bearings (Weibull distribution), poor lubrication and particle overrolling, surface pressure 2630 MPa

die Festigkeit der Randschicht und möglicherweise erhöhen sie auch den Verschleißwiderstand. Ein weiterer positiver Einfluss ist im stabilen Restaustenit zu sehen, als Resultat des in der Matrix gelösten Stickstoffs.

4.5 Überrollungsprüfung an Lagerinnenringen

Zunächst wurden Lebensdauerversuche mit einer Flächenpressung von 2500 MPa an den Stahlsorten SAE 4320, sowohl aufge-

kohlt als auch carbonitriert, an den Stählen 18CrNiMo7-6 und 32MnCrMo6-4-3 nur im carbonitrierten Zustand durchgeführt. In Bild 11 ist die Ausfallwahrscheinlichkeit für die geprüften Varianten über der Laufzeit in einem Weibulldiagramm aufgetragen. Ab einer Laufzeit von 1500 h gilt der Prüfling als Durchläufer. Aufgrund der wenigen Ausfälle war es nicht möglich, von den carbonitrierten Varianten Weibullgeraden zu erstellen. Zumal die aufgetretenen Ausfälle der Stähle 18CrNiMo7-6 und 32MnCrMo6-4-3 durch Einschlüsse bzw. mechanische Verletzung der Oberfläche,

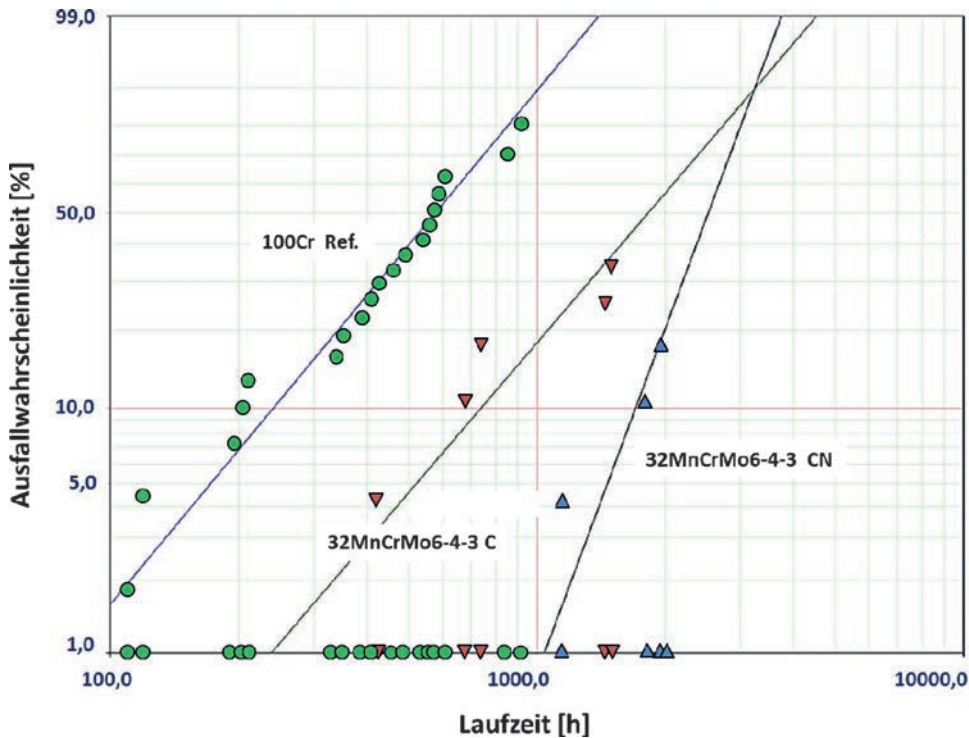


Bild 13. Weibullverteilung der Lebensdauerprüfung an (Weibull-Darstellung), Schrägkugellagern, Vollschnierung, Flächenpressung 2900 MPa

Fig 13. Weibull failure distribution on lifetime testing of angular contact ball bearings (Weibull distribution), ideal lubrication, surface pressure 2900 MPa

wie Schleifkommatas, bedingt wurden, im Weibulldiagramm sind diese Ausfälle durch Kreise gekennzeichnet. Die Erstellung einer Weibullgerade war nur für die einsatzgehärtete Referenzvariante des Stahles SAE 4320 möglich.

Alle carbonitrierten Varianten erreichten die 30-fache L_{10} (48 h) und 150-fache L_{hmr} (10 h), und zeigten somit eine deutlich höhere Lebensdauer als die einsatzgehärtete Variante des SAE 4320.

Da die carbonitrierte Variante des Stahles 32MnCrMo6-4-3 in allen vorhergehenden Untersuchungen die beste Restaustenitstabilität gezeigt hatte und sowohl in der Scheibenüberrollung als auch im ersten Lebensdauerersuch an Schrägkugellagern gut abgeschnitten hat, wurde eine weitere Lebensdauerprüfung mit künstlichen Eindrücken und Mangelschnierung jedoch moderat erhöhter Flächenpressung von 2630 MPa durchgeführt. Die errechnete L_{hmr} betrug 8 h. Die gefundene B_{10} lag mit 300 h jedoch weitaus höher, es wurde also die 38-fache Lebensdauer des berechneten Wertes und zirka die 3-fache Lebensdauer von Standard-100Cr6-Lagern (martensitisch-gehärtet, S0-stabilisiert) erreicht, siehe Bild 12. Dieses Ergebnis ist als sehr gut zu bewerten.

Um die Lebensdauer des Stahles 32MnCrMo6-4-3 bei guten Schmierbedingungen abschätzen zu können, wurden auch Lebensdauerprüfungen bei Vollschnierung durchgeführt. Dabei wurde eine standardmäßig aufgekohlte Variante des Stahles 32MnCrMo6-4-3 der carbonitrierten Variante gegenübergestellt. Die Flächenpressung wurde auf 2900 MPa angehoben. Die berechnete Lebensdauer bei diesen Schmierbedingungen L_{hmr} lag bei 66 h. Die B_{10} -Lebensdauer der carbonitrierten Variante mit fast 1100 h lag selbst bei Vollschnierung deutlich über der einsatzgehärteten Variante mit einer B_{10} von ca. 850 h, siehe Bild 13. Auffällig ist, dass die carbonitrierte Variante deutlich mehr Durchläufer aufweist als die einsatzgehärtete. Dieses Ergebnis zeigt, dass auch bei guten Schmierbedingungen carbonitrierte Lager Vorteile in der Lebensdauer bieten, wenn der Restaustenit durch den Stickstoff wirkungsvoll stabilisiert werden kann.

5 Zusammenfassung

Große Leistungssteigerungen von Wälzlagerbauteilen sind mit angepasstem Legierungskonzept wie bei dem Stahl 32MnCrMo6-4-3 und optimaler Carbonitrierbehandlung möglich. Durch höhere Ammoniakzugaben wird tendenziell ein höherer Stickstoffeintrag in der Randschicht erzeugt.

Hohe Gehalte an Silizium führen durch eine Verschlechterung der Kohlenstoffübertragung aufgrund von Oxidschichten nicht zu optimalen Carbonitrierergebnissen. Auch ein hoher Anteil an Karbidbildnern, besonders Vanadium in Kombination mit Molybdän und Chrom, führt durch die Bildung von groben Ausscheidungen in der Randschicht nicht zu den gewünschten Werkstoffeigenschaften. Das Legierungselement Nickel verhält sich bezüglich der erzielten Stickstoffaufnahme indifferent und kann abhängig von Legierungskonzept längere Carbonitrierdauern verursachen. Carbonitrierte Lager zeichnen sich durch stabile Restaustenitgehalte aus. Die Stabilität gegenüber thermischer und mechanischer Belastung ist jedoch abhängig vom gewählten Legierungskonzept. Durch hohe Anteile an Karbidbildnern wird die Stabilisierung des Restaustenits negativ beeinflusst. Die Stähle mit moderaten Legierungszusätzen von Mangan, Chrom oder auch Molybdän, wie beim Stahl 32MnCrMo6-4-3, zeigten eine hohe Restaustenitstabilität. Bei der Überrollung zeichneten sich die nickellegierten Stähle durch gute Ergebnisse aus. Weiterhin wurde bei umgeschmolzenen Stählen eine verbesserte Lebensdauer festgestellt. Aber auch der lufterschmolzene Stahl 32MnCrMo6-4-3 zeigte vergleichbare oder bessere Lebensdauern sowohl bei der Scheibenüberrollung als auch bei der Lebensdauerprüfung an Schrägkugellagern. Einsatzgebiet dieser zielführenden Kombination eines optimalen Werkstoffs und einer Carbonitrierung sind Wälzlager unter Mangelschnierung mit Oberflächenkontakt und/oder in schmutzigen Umgebungen bei gleichzeitig hohen Belastungen. Aber auch bei Vollschnierung können carbonitrierte Lager Vorteile gegenüber

nur einsatzgehärteten bieten. Weitere Lebensdauersteigerungen sind durch optimale Schmiermittel sowie angepasste Beschichtungen zu erwarten.

Danksagung

Das Forschungsprojekt wurde finanziell gefördert von der Arbeitsgemeinschaft der Eisen und Metall verarbeitenden Industrie e. V. (AViF). Die Förderung erfolgte über die antragstellende Forschungsvereinigung Antriebstechnik e.V. (FVA). Die Autoren danken der AViF und der FVA für die Finanzierung und Unterstützung.

Acknowledgement

The research project was financed by the research association "Arbeitsgemeinschaft der Eisen und Metall verarbeitenden Industrie e. V." (AViF), which also guided the execution of the project. The research project was also financially supported by "Forschungsvereinigung Antriebstechnik" (FVA). The authors thank the AViF and the FVA for their support to the research project.

Literatur

- Zoch, H.-W.: Werkstoff und Wärmebehandlung – entscheidend für die Leistungsfähigkeit der Wälzlager. FAG Publikation Nr. WL 40205 DA,
- Volkmuht, J.; Wilke, F.: Wälzlagerstähle- neue Entwicklungen und Prüftechniken für hohe Lebensdauer. Stahl und Eisen 126 (2006) 8, S. 47-52
- Rösch, O.: Der Werkstoff zählt. Antriebstechnik 5 (2015), S. 54-56
- FAG Industrial Services: Senkung der Anlagenkosten durch Condition Monitoring. MDA Forum, April 2007
- N. N.: Zulieferer legt Ford lahm – Schaden von ca 40 Mio Mark/Tag. Tageszeitung Die Welt, Meldung v. 17.06.1998
- N. N.: Maschinenstillstand muß nicht sein. Dicht! 1 (2006), S. 6/7
- Bamberger, E. N.: Material for Rolling Element Bearings. In: Bearing design - historical aspects, Present technology and future problems, W. J. Anderson (Hrsg.), ASME, San Antonio, Texas, USA, 1980, S. 1-46
- Brändlein, J.; Eschmann, P.; Hasbargen, L.; Weigand, K.: Die Wälzlagerpraxis. 3. Aufl., Ver. Fachverl., Mainz, 1995
- Nierlich, W.; Volkmuht, J.: Schäden und Schadensverhütung bei Wälzlagern. Antriebstechnik 40 (2001) 1, S. 48-52
- Mitamura, N.; Scholz, A.: Unterschiedliche Arten der Werkstoffermüdung von Wälzlagern. Antriebstechnik 38 (1999) 11, S. 64-67
- Lösche, T.; Weigand, M.: Zusammenhang zwischen der Lebensdauer von Wälzlagern und der Verschmutzung des Schmierstoffs. VDI-Bericht Nr. 1207, VDI Verlag, 1995, S. 273-288
- Günther, D.; Hoffmann, E.; Mayr, P.: Steigerung der Gebrauchsdauer von wälzbeanspruchten Bauteilen unter verschmutztem Schmierstoff. HTM Härtereitechn. Mitt. 59 (2004), S. 98-112, DOI: 10.3139/105.100278
- Trojahn, W.; Janser, K.; Rösch, O.: Experiences in Using Ultrasonic Testing of Bearing Steel for Demanding Applications. J. ASTM Int. 3 (2006) 9, S. 100-423, DOI: 10.1520/jai100425
- Schlicht, H.: Einfluß der Stahlherstellung auf das Ermüdungsverhalten von Bauteilen bei kräftefreier und kräftegebundener Oberfläche. Zwf 73 (1978) 11, S. 589-598

- Trojahn, W.; Rösch, S.; Pouteau, P.; Sotirov, N.; Clausen, B.; Zoch, H.-W.: Thermochemisches Verfahren zur wirtschaftlichen Oberflächenbehandlung von größeren Bauteilen. AViF-Abschlussbericht A 209, FVA-Nr. 454 I, Heft 855, Forschungsver. Antriebstechnik, Frankfurt/M., 2008
- Norm DIN 50602 : 1985-09: Metallographische Prüfverfahren; Mikroskopische Prüfung von Edelmetallen auf nichtmetallische Einschlüsse mit Bildreihen. Beuth, Berlin, 1985
- Stahl-Eisen-Prüfblatt 1927 : 2010-8: Ultraschall-Tauchtechnik-Prüfung zur Bestimmung des makroskopischen Reinheitsgrades von gewalzten oder geschmiedeten Stäben aus Stahl. Verl. Stahleisen, Düsseldorf, 2010
- Schmalt, F.: Härtesteigerung hochstickstofflegierter martensitischer Stähle. Diplomarbeit, Fakultät Maschinenbau, Ruhr-Universität Bochum, 2000
- Lampe, T.: Plasmawärmebehandlung von Eisenwerkstoffen in Stickstoff- und Kohlenstoffhaltigen Gasgemischen. Fortschrittber. VDI, Reihe 5: Grund- und Werkstoffe, Nr. 93
- Gräfen, W.; Hoffmann, E.; Liedke, D.; Weissohn, K.-H.; Winter, K.-M.: Thermochemische Behandlung von Eisenwerkstoffen im Gas. AWT-Fachausschuss 4, Expert, Renningen, 2015
- Gravriljuk, V. G.; Berns, H.: High Nitrogen Steels. Springer, Berlin, 1999
- Yoo, S. J.; Choi, S. W.; Lee, S. K.; Han, J. S.; Jung, B. J.; Lee, J. S.; Song, B. H.; Park, C. N.: The Effect of V, Al and N on the Fatigue Life of Carburized Bearings. In: Bearing Steel Technology, STP1419, J. M. Beswick (Hrsg.), ASTM, PA, USA, 2001, DOI: 10.1520/STP108615
- Chen, Q. G.; Bing, Z. L.; Fu, S. S.: Microstructures and Mechanical Properties of the Carburized CrNiMo Steels with Added Case Nitrogen. Proc. Heat Treatment and Surface Engineering, 28.-30.09.88, Chicago, Illinois, USA, 1988, S. 1849-1851
- Beerhowe, M.; Shiratani, T.; Murakami, Y.; Abe, K.: Fighting Debris: Increasing Life with HTF Bearings for Transmission. SAE Techn. Paper 94078, 1994, DOI: 10.4271/94078
- Mouri, N.; Taguchi, K.: Improvement of Wear Resistance by Heat Treatment for Carburizing Steel. NTN Technical Report No. 76, NTN Mfg. Co., Ltd, Japan, 2008
- NTN Corp. (Hers.): Basic Characteristics of rolling bearing steel with carbonitride treatment. Tribology symposium, Tokio, Japan, 1999
- Hanke, E.; Laudenberg, H.-J.: Festigkeitsuntersuchungen im statischen Biegeversuch am gehärteten Einsatzstahl 18NiCrMo14 nach Aufkohlung und Carbonitrierung in einer Gasatmosphäre. HTM Härtereitechn. Mitt. 24 (1969) 2, S. 81-92 und Heft 3, S. 171-179
- Prenosil, B.: Eigenschaften von durch Diffusion des Kohlenstoffs und Stickstoffs im Austenit entstehenden karbonitrierten Schichten. HTM Härtereitechn. Mitt. 21 (1966) 1, S. 24-33
- Norm DIN EN ISO 642 : 1999: Stahl – Stirnabschreckversuch (Jominy-Versuch). Beuth, Berlin, 1999
- Lund, T.: Carburizing Steels: Hardenability Prediction and Is Control in Steelmaking. Industrial Heating (1985), S. 32-36

Bibliography

DOI:10.3139/105.110280

HTM J. Heat Treatm. Mat.

71 (2016) 1; page 51-63

© Carl Hanser Verlag GmbH & Co. KG

ISSN 1867-2493