

D. Günther, F. Hoffmann, M. Jung, P. Mayr

Oberflächenhärtung von austenitischen Stählen unter Beibehaltung der Korrosionsbeständigkeit durch Niederdruck- und Plasmaaufkohlung

Surface hardening of austenitic steels under maintenance (preservation) of the corrosion resistance by low pressure and plasma carburizing

Forschungsvorhaben: AiF11862

Vorhabenslaufzeit: 01.11.1998 – 30.04.2001

Fördervereinigung: AiF / BMWi

Veröffentlichung: - HTM 56 (2001) 2., S. 74-83
- Konferenzband zur 20th ASM HTSC, 09-12 Oct. 2000, St. Louis, USA
- Konferenzband: Association for Heat Treatment of Metals (Asociace pro tepelne ´ zpracova ´ ni Kovu), Brno, Tschechische Republik, 27.-28. 11.2001, ISBN80-238-7587-6, S. 7-18

Kontakt: Der Schlussbericht sowie weitere Informationen sind zu beziehen über:
Stiftung Institut für Werkstofftechnik
Dipl.-Ing. D. Günther
Badgasteiner Straße 3
D-28359 Bremen
Tel.: +49 (0) 421 / 218-5324 ; FAX: +49 (0) 421 / 218-5333
e-mail: guenther@iwt-bremen.de

Because of their excellent corrosion resistance Austenitic steels are applied in industry in a broad range. As a negative aspect they show a only poor wear resistance. So it is necessary to modify the material or the surface near regions of austenitic material if both of these properties are required. A possibility to fulfill both requirements is carburizing the material. When carburizing austenitic material chromium carbides can be formed with chromium, being dissolved interstitial in the fcc-iron-matrix. On one hand this will increase hardness and wear resistance in the surface near region, on the other hand local chromium depletion of dissolved chromium can occur and therewith a depassivation of the surface. Investigations of IWT Bremen showed, that it is possible to enhance wear resistance without loosing corrosion resistance by carburizing if process parameters are selected correctly. Especially process temperature is of highest importance. So, a microstructures has to be generated with carbon in solution to produce high strains, preferably without any carbide formation. In IWT a special low pressure carburizing process and a plasma carburizing, both with an initial plasma activation of the surface as an integral process step, was preferably used for several austenitic steel grades.

1 Einleitung

Austenitische Stähle finden aufgrund ihrer guten Korrosionsbeständigkeit industriell ein breites Anwendungsspektrum. Dieser guten Korrosionsbeständigkeit steht jedoch eine nur geringe Verschleißbeständigkeit gegenüber. Häufig werden jedoch zusätzlich zur Korrosionsbeständigkeit auch hinsichtlich der Verschleißbeständigkeit erhöhte Anforderungen an Bauteile gestellt. Hierfür ist es erforderlich, die Randschichten der

betreffenden Bauteile aus austenitischen Werkstoffen insgesamt oder partiell entsprechend zu modifizieren. Das Aufkohlen als thermochemische Randschichtbehandlung kommt hierfür grundsätzlich in Frage. Die Besonderheit bei der Aufkohlung austenitischer Stähle im üblichen Temperaturbereich ist die Abbindung des substitutionell in der austenitischen Eisenmatrix gelösten Chroms zu Chromcarbide. Dies ist einerseits zur Erhöhung der Randschichthärte und Verschleißbeständigkeit förderlich, führt andererseits aber zu einer lokalen Chromverarmung oberflächennaher Schichten und somit zur Depassivierung der Bauteiloberfläche. Im Rahmen eines AiF-Forschungsvorhabens AiF 11862 wurden am IWT in Bremen Untersuchungen durchgeführt, die zeigen, dass es möglich ist, die Bauteilrandschicht aufzukohlen, dabei eine Steigerung der Härte und damit der Verschleißbeständigkeit zu erreichen und gleichzeitig die Korrosionsbeständigkeit nicht wesentlich zu verschlechtern. Bei der Prozessführung kam der Temperatur, neben weiteren Parametern, eine wesentliche Bedeutung zu. Ziel der Untersuchungen war die Erzeugung hoher Kohlenstoffkonzentrationen durch Kohlenstoffdiffusion im Randbereich von Bauteilen (ca. 30µm), ohne dass es zur Ausscheidung von Chromcarbiden und damit zu einer Verschlechterung der Korrosionsbeständigkeit kommt. Sowohl durch ein modifiziertes Niederdruckaufkohlen mit plasmaunterstütztem Vorsputtern als auch durch ein Aufkohlen im Plasma wurden austenitische Stähle wärmebehandelt und das Eigenschaftsprofil röntgenographisch, chemisch, metallographisch und korrosiv analysiert und bewertet.

2 Experimentelle Vorgehensweise

Als Versuchswerkstoffe wurden fünf austenitische Stähle (1.4301, 1.4404, 1.4435, 1.4571 und 1.4980), die sich hinsichtlich ihres Legierungsgehaltes sowie bezüglich ihres Anwendungsgebietes unterscheiden, eingesetzt. Zusätzlich wurde ein ferritisch-austenitischer Duplexstahl (1.4462) ausgewählt, bei dem der Einfluss der durchgeführten Wärmebehandlung auf die beiden Phasen untersucht wurde.

Die Wärmebehandlungsversuche zum Niederdruck- und Plasmaaufkohlen wurden in einer Vakuumanlage mit Ölabschreckung der Bauart Ipsen in kohlenstoffabgebenden Gleichgewichtsatmosphären durchgeführt. Die Anlage ermöglicht Aufkohlungsbehandlungen mit und ohne Unterstützung durch ein gepulstes Gleichstromplasma, wodurch auch bei der Niederdruckaufkohlung eine Entfernung der Passivschicht durch einen vorgeschalteten zweistündigen Sputterprozess in einem Ar/H₂-Gemisch im Plasma möglich war. Als Prozessgase für die Plasmaaufkohlung standen Methan und Propan sowie als Trägergase Stickstoff, Wasserstoff und Argon zur Verfügung. Für die Niederdruckaufkohlung wurde Propan und Ethin eingesetzt. Die Abkühlung der aufgekohlten Bauteile von Aufkohlungstemperatur kann über ein integriertes Ölabschreckbecken bzw. einer forcierten Gasabkühlung mit Ventilatorumwälzung erfolgen. Alle Prozesse wurden in einem Temperaturbereich von 350 bis maximal 450°C durchgeführt, um eine Ausscheidungsbildung

von Chromcarbiden zu unterdrücken. Für eine ausreichende Schichtdicke sind mindestens 24 h Aufkohlungsdauer für beide Verfahren einzuhalten. Tabelle 1 gibt die möglichen Behandlungsparameter für die Durchführung der Aufkohlungsversuche wieder.

| Parameter | Vorsputtern | Plasmaaufkohlung | Niederdruckaufkohlung |
|------------------|---|--|--|
| Druckbereich | Je nach Anlagenauslegung 9 mbar < 100 mbar | | |
| Temperatur | 300 - 500°C, Schwerpunkt 350°C bis < 450°C | | |
| Behandlungsdauer | bis 120 min | 24 – 120 h | |
| Atmosphäre | H ₂ / Ar-Gemische; | C ₃ H ₈ , CH ₄ mit Ar und H ₂ -Anteilen; | C ₃ H ₈ (Propan); C ₂ H ₂ (Ethin) |
| | unter Variation der Durchflussmengen | | |
| Plasmaparameter | Stromdichte, Spannung, Puls / Pausenverhältnis | | ----- |

Tabelle 1: Prozessparameter für die Aufkohlungsversuche austenitischer Werkstoffe im Plasma und Niederdruck

Table 1: Parameters of a plasma and low pressure carburizing process of austenitic steels

Die Proben wurden nach der Aufkohlungsbehandlung zur Überprüfung ihrer werkstofflichen Eigenschaften metallographisch, röntgenographisch, chemisch, tribologisch und korrosiv untersucht.

3 Versuchsergebnisse – Diskussion

Das Vorhaben wurde in folgende Arbeitsschritte unterteilt:

1. Vorarbeiten zur Niederdruck -und Plasmaaufkohlung bei niedrigen Temperaturen
2. Vorsputtern zur Entfernung der Passivschicht
3. Niederdruckaufkohlung
4. Plasmaaufkohlung
5. Aufkohlung von ausgewählten Varianten im Plasma und Niederdruck
6. Technologische Untersuchungen

Vorsputtern zur Entfernung der Passivschicht

Auf der Oberfläche des austenitischen Werkstoffes befindet sich eine thermodynamisch sehr stabile Chromoxidschicht, deren passivierender Wirkung die gute Korrosionsbeständigkeit zu verdanken ist. Dabei ist das Vorhandensein von mehr als 12 Gew.-% substitutionell gelösten Chroms Voraussetzung für die Bildung der Passivschicht. Um den Kohlenstoff in die Randschicht einzubringen, muss die Passivschicht zerstört werden. Zur Überwindung bzw. Entfernung der Passivschicht wurde vor den Aufkohlungsbehandlungen Vorsputtern im Plasma einer Glimmentladung unter Argon / Wasserstoffgemisch durchgeführt.

Nach dem Vorsputtern erfolgte die Aufkohlungsbehandlung verschiedener austenitischer Stähle im Niederdruck durch thermischen Zerfall von Spendergasen sowie im Plasma einer Glimmentladung unter Variation der Behandlungsparameter.

Die Wärmebehandlungsversuche zum Aufkohlen im Niederdruck und im Plasma führten zu vergleichbaren Ergebnissen hinsichtlich der Randschichteigenschaften. Eine Ausscheidung von Chromcarbiden konnte dabei durch Prozesstemperaturen von 350°C unterdrückt werden, da bei diesen niedrigen Aufkohlungstemperaturen die Ausscheidungskinetik der Carbide (Typ Cr_{23}C_6) unterdrückt wird. Der Chrom liegt auch nach der Aufkohlungsbehandlung gelöst in der Matrix der austenitischen Werkstoffe vor und steht damit für die Bildung einer Chromoxidschicht, auf der die gute Korrosionsbeständigkeit beruht, weiter zur Verfügung. Wie die Korrosionsuntersuchungen zeigten, wurde der Korrosionswiderstand durch die Aufkohlungsbehandlung im Niederdruck und Plasma nicht negativ beeinflusst. Durch die Aufkohlung konnte eine geringfügige Verbesserung der Korrosionsbeständigkeit erreicht werden. Dies ist auf den durch den interstitiell in der Matrix gelösten Kohlenstoff zurückzuführen, der eine Gitterverzerrung hervorruft, die eine weitere Verbesserung der Korrosionsbeständigkeit der austenitischen Werkstoffe bewirkt.

Niederdruckaufkohlung

Üblicherweise werden Niederdruckaufkohlungsprozesse in propanhaltigen Atmosphären durchgeführt. Die Wärmebehandlungsversuche im Niederdruck haben jedoch gezeigt, dass eine Aufkohlung mit Propan bei niedrigen Temperaturen nicht zu reproduzierbaren Ergebnissen hinsichtlich der Randschichteigenschaften führt. Auch bei wiederholter Prozessführung zeigten sich unter gleichen Behandlungsparametern unterschiedliche Schichtdicken und Randschichthärten. Des Weiteren konnte keine Korrelation der Behandlungsparameter mit den Untersuchungsergebnissen erarbeitet werden. Propan zerfällt erst bei Temperaturen oberhalb 400°C vollständig in Kohlenstoff und Wasserstoff. Bei den niedrigen Behandlungstemperaturen zerfällt Propan in Wasserstoff und Methan mit geringen Anteilen an Kohlenstoff. Methan kann jedoch bei diesen Temperaturen nicht weiter dissoziieren und steht somit für eine Aufkohlung nicht zur Verfügung. Zusätzlich dazu kann ein erhöhter Methananteil an der Oberfläche adsorbieren und eine Aufkohlung behindern. Aus diesem Grunde wurde das Prozessgas Ethin eingesetzt. Ethin ist bei einer Temperatur von $T = 350^\circ\text{C}$ thermodynamisch instabil und zersetzt sich an der metallischen Oberfläche. Aufgrund des geringen Kohlenstoffgehaltes des austenitischen Stahles und des dadurch entstehenden Diffusionsgradienten kommt es zur Eindiffusion des freien Kohlenstoffes in die Oberfläche und zur Ausbildung einer Diffusionsschicht im Randbereich der Proben. Der eindiffundierte Kohlenstoff liegt im Bereich der Diffusionsschicht aufgrund der niedrigen Temperaturen interstitiell gelöst vor, da die für eine Ausscheidung notwendige Bildungskinetik unterdrückt wird. Aufgrund der durch den eindiffundierten Kohlenstoff nach

der Abkühlung hervorgerufenen Gitterverzerrungen kommt es zu einer Steigerung der Oberflächenhärte und damit zu einer Erhöhung der Verschleißbeständigkeit, die mit einer dem Grundwerkstoff vergleichbaren Korrosionsbeständigkeit verbunden ist. Da bei Einsatz von Ethin der Anteil an Kohlenstoff in der Atmosphäre unter gleichen Behandlungsparametern weitgehend konstant ist, sind die Ergebnisse reproduzierbar.

Plasmaaufkohlung


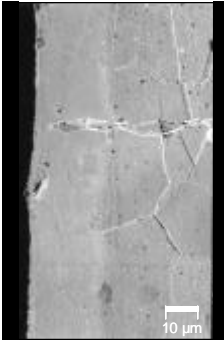
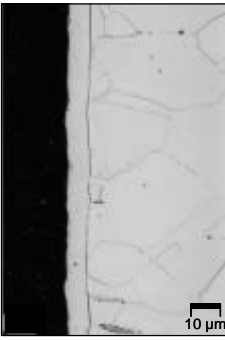
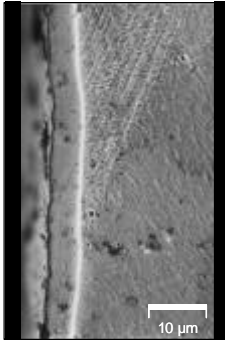
Die Wärmebehandlungsversuche zum Aufkohlen austenitischer Stähle im Plasma einer Glimmentladung führten reproduzierbar zu sehr dicken Diffusionsschichten mit hohem Randkohlenstoffgehalt, die bei wiederholter Prozessführung reproduzierbar waren. Dabei konnte eine Abhängigkeit der Randschichteigenschaften der austenitischen Stähle von der Gaszusammensetzung festgestellt werden. Mit abnehmendem Anteil an Methan im Plasma und zunehmendem Argon/Wasserstoff-Anteil konnte eine Zunahme der Diffusionsschichtdicke, der Oberflächenhärte und des Randkohlenstoffgehaltes erreicht werden. Dies ist darauf zurückzuführen, dass bei höheren Methananteilen die Stoßwahrscheinlichkeit zunimmt, was zu einer Abnahme der mittleren freien Weglänge führt. Zum einen wird bei geringerem Argon und Wasserstoffanteilen die Spaltenergie schon vor dem Dunkelraum zur Spaltung von Methan umgesetzt, was einen geringeren Anteil an freiem Kohlenstoff vor der Kathode zur Folge hat, andererseits gelangt der freie Kohlenstoff aufgrund der geringeren freien Weglängen nicht in den Kathodenraum. Mit einer Abnahme der Methananteile im Plasma wird dies überwunden, und mehr Methan kann gespalten werden und zur Kathode gelangen. Zudem bewirkt der höhere Argon/Wasserstoffanteil einen zusätzlichen Sputtereffekt der Oberfläche, was zu einer Verbesserung des Kohlenstoffeintrages und der Depassivierung beiträgt.

Aufkohlung von ausgewählten Varianten im Plasma und Niederdruck

Wie die Untersuchungen im Rahmen des Forschungsvorhabens gezeigt haben, führen Aufkohlungsbehandlungen bei Temperaturen um 350°C im Plasma und beim Niederdruckaufkohlen bei austenitischen Werkstoffen zu sehr gleichmäßigen Diffusionsschichten bis 15 µm (Niederdruck) bzw. 35 µm (Plasma) Dicke. Carbidausscheidungen werden dabei aufgrund der niedrigen Prozesstemperaturen vermieden. Durch die Aufkohlungsbehandlung kann eine Steigerung der Oberflächenhärte im Vergleich zum Grundwerkstoff erreicht werden, wobei die Ergebnisse der Universalhärtemessungen vergleichbare Oberflächenhärte für beide Aufkohlungsverfahren zeigte. Die Kohlenstofftiefenverläufe sind dabei ebenfalls für beide Verfahren und für verschiedene Werkstoffe quantitativ vergleichbar, wobei Randkohlenstoffgehalte zwischen 3 und 5 Gew.-% bestimmt werden konnten. Die röntgenographischen Phasenanalysen zeigten keine zusätzlichen Interferenzen neben Austenit. Es wurde allerdings festgestellt, dass eine

Linienlagenverschiebung aufgrund der Eindiffusion des Kohlenstoffes zu kleineren 2 Theta-Werten auftritt. Diese Verschiebung beruht auf dem in der Matrix interstitiell gelösten Anteil an Kohlenstoff. Damit belegen die röntgenographischen Untersuchungen ebenfalls, dass es nicht zu einer Bildung von Chromcarbiden während oder nach den Aufkohlungsbehandlungen kam. Eine Abbindung des Kohlenstoffes würde zu einer Entspannung des austenitischen Gitters führen. In der röntgenographischen Phasenanalysen würden dann die Interferenzlinienlagen des Austenits mit den ASTM-Linienlagen übereinstimmen. Die durch den gelösten Kohlenstoff in der austenitischen Matrix erzeugten Gitterverzerrungen führen des Weiteren zur Ausbildung von Eigenspannungen I. und II. Art. Die gemessenen Druckeigenspannungen an den aufgekohlten Proben im Randbereich liegen dabei zwischen 1500 und 2000MPa, während der Ausgangszustand bearbeitungsbedingte Zugeigenspannungen aufweist. Der hohe Druckeigenspannungszustand wirkt sich zudem günstig auf die Bauteileigenschaften bei tribologischer bzw. mechanischer Beanspruchung aus. Hierzu wurden technologische Untersuchungen durchgeführt.

Die Ergebnisse der metallographischen, rasterelektronenmikroskopischen spektrochemischen und röntgenographischen Untersuchungen, sowie der Härtemessungen an der Oberfläche sind in den nachfolgenden Bildern jeweils für drei niederdruckaufgekohlte (**EN1** bis **EN3**) und plasmaaufgekohlte (**EP1** bis **EP3**) austenitische Werkstoffe (1.4301, 1.4435 und 1.4571) zusammenfassend in Bild 1 bis Bild 4 dargestellt.

| Plasmaaufkohlung | | Niederdruckaufkohlung | |
|---|---|--|---|
| Lichtmikroskop | REM | Lichtmikroskop | REM |
|  |  |  |  |
| EP1 (Werkstoff 1.4301) | | EN1 (Werkstoff 1.4301) | |

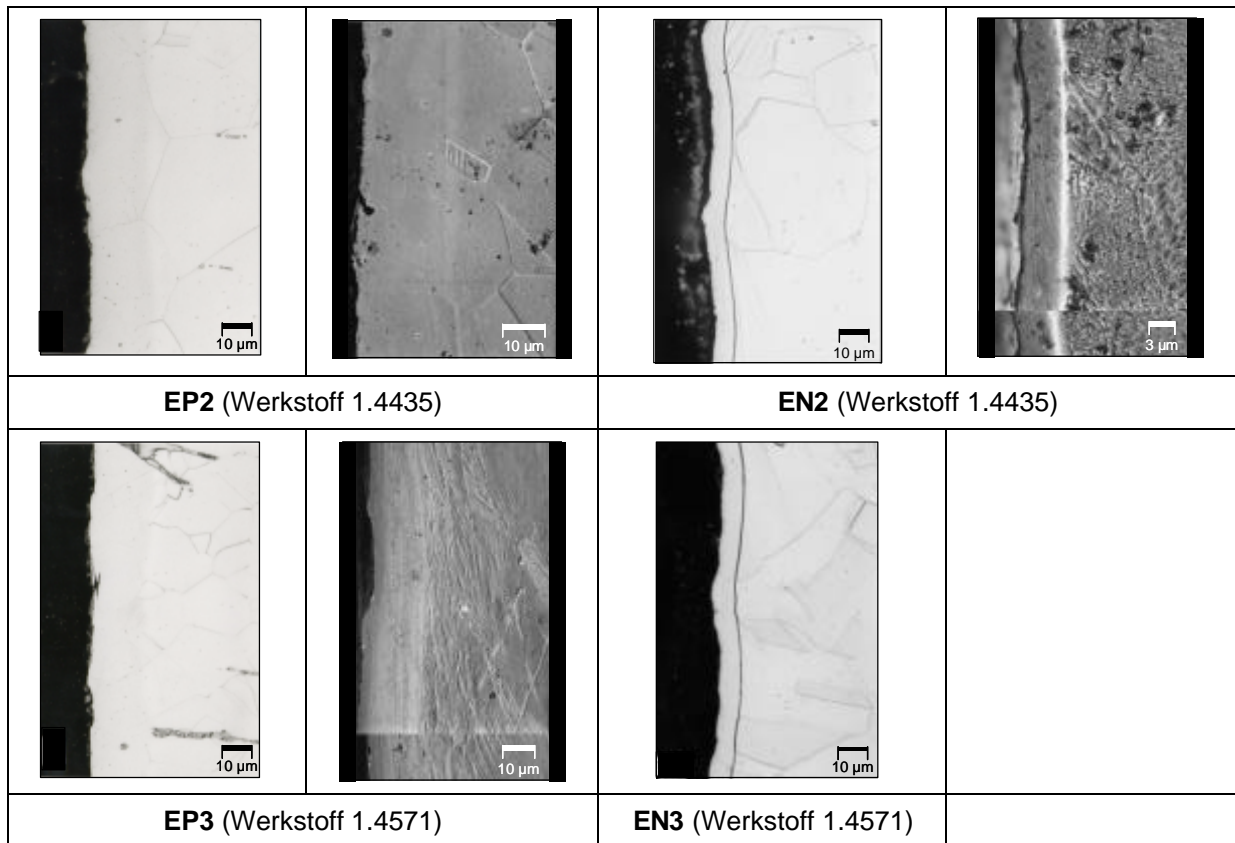


Bild 1: Metallographische und rasterelektronenmikroskopische Schliifuntersuchungen der plasma- und niederdruckaufgekohlten austenitischen Probenwerkstoffe

Fig. 1: Metallographic structure and SEM-Analyses of plasma and low pressure carburizing austenitic steels

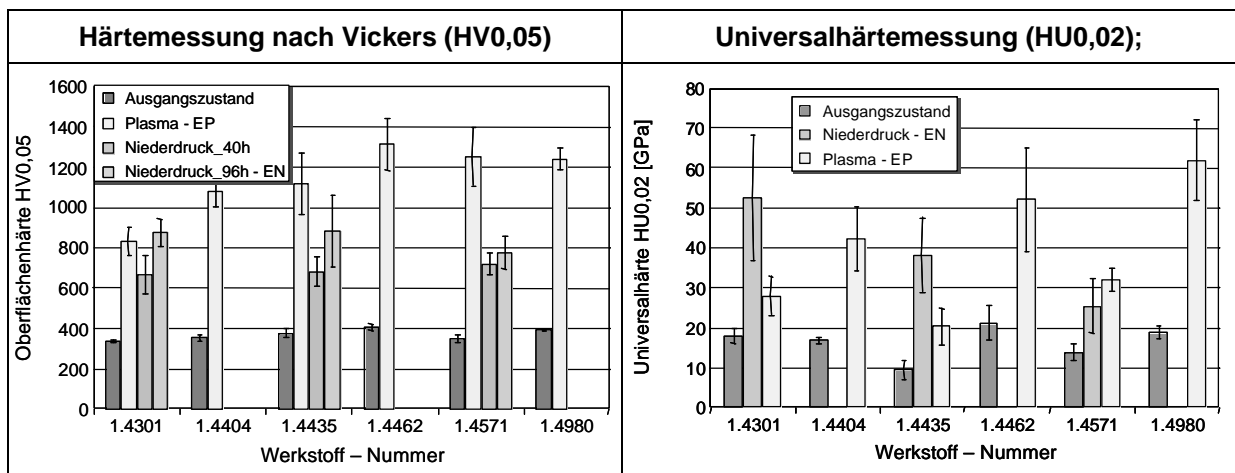


Bild 2: Ergebnisse der Härtemessung nach Vickers (HV0,05) und Universalhärtemessung (HU0,02); Vergleich des Ausgangszustandes mit den plasma- und niederdruckaufgekohlten Varianten

Fig. 2: Results of hardness measurements by Vickers (HV0,05) and universal hardness measurements (HU0,02) of the surface; base material, plasma and low pressure carburizing samples in comparison

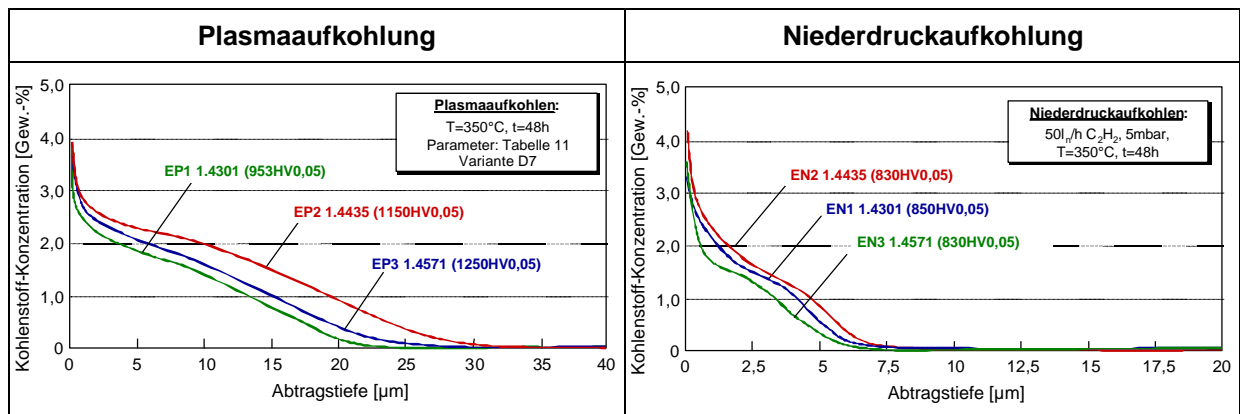


Bild 3: Elementtiefenverlauf von Kohlenstoff, Vergleich der plasma- und niederdruckaufgekohlten austenitischen Werkstoffe

Fig. 3: Chemical depth profile of the element carbon for plasma and low pressure carburizing austenitic steels

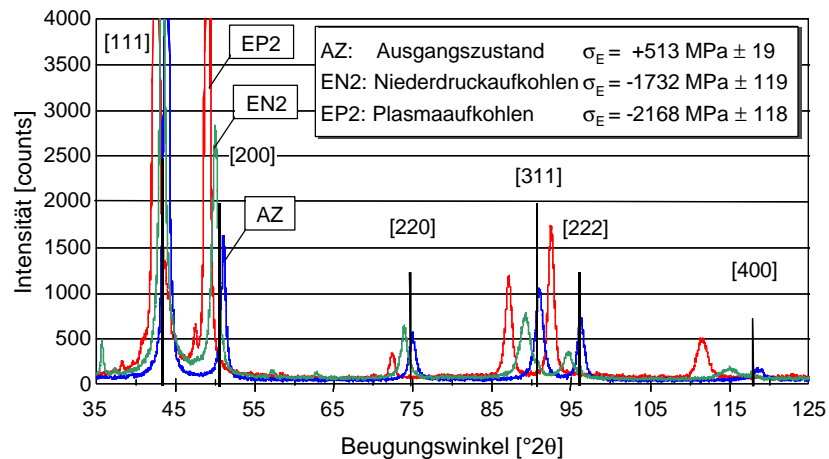


Bild 4: Röntgenographische Phasenanalysen und Eigenspannungsmessungen, Werkstoff 1.4435

Fig. 4: X-ray phase analyses and results of the residual stress measurements of the austenitic steel DIN 1.4435 as an example

Technologische Untersuchungen

Das Verschleißverhalten wurde durch tribologische Untersuchungen der Schichten der Versuchsvarianten EP1 / EN1 (1.4301) und EP3 / EN3 (1.4571) im Vergleich zu den unbehandelten Ausgangszuständen nach der Modellverschleißprüftechnik im Stift-Scheibe-Tribometer in Anlehnung an DIN 50 324 untersucht. Es wurden dabei Gleitversuche bei einer Gleitgeschwindigkeit von 0,3 m/s und 3 m/s durchgeführt, wobei der Ausgangswerkstoff aufgrund des sehr hohen Scheibenverschleiß nur bei einer Gleitgeschwindigkeit von 0,3 m/s getestet wurde. Es zeigte sich unter Trockenreibung ein deutlich reduzierter Verschleißbetrag bei den aufgekohlten Proben im Vergleich zum Ausgangszustand. Die an den austenitischen Werkstoffen gemessenen Verschleißvolumina der Ausgangszustände sowie der niederdruck- und plasmaaufgekohlten Probe mit den entsprechend zugehörige Stiftverschleiß sind in Bild 5 dargestellt.

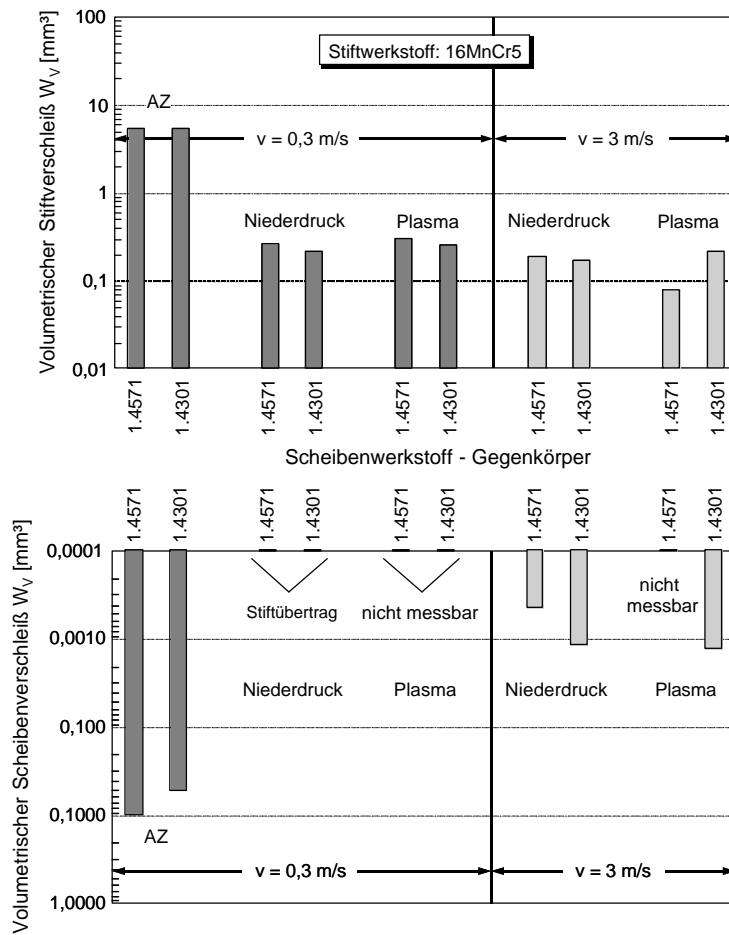


Bild 5: Verschleißvolumina der Gleitpaarung 16MnCr5 / 1.4301 bzw. 1.4571 jeweils im Ausgangs- sowie niederdruck- und plasmaaufgekocht Zustand

Fig. 5: Wear volume of slide matching 16MnCr5 / 1.4301 resp. 1.4571; base material, plasma and low pressure carburizing samples in comparison

Ziel der Verfahrensentwicklung in diesem Forschungsvorhaben war es, neben der Steigerung der Verschleißbeständigkeit durch Eindiffusion von Kohlenstoff auch, die gute Korrosionsbeständigkeit austenitischer Stähle durch die Aufkohlungsbehandlung im Plasma und im Niederdruck nicht negativ zu beeinflussen. Die Korrosionsuntersuchungen mit Stromdichte-Potential-Kurven zeigen keine Verschlechterung des Korrosionsverhaltens durch die Aufkohlungsbehandlungen. Untersuchungen an verschiedenen austenitischen Werkstoffen und einem Duplexstahl ergaben dabei vergleichbare Ergebnisse. Eine signifikante Abhängigkeit der Randschichteigenschaften, des Verschleiß- bzw. Korrosionsverhaltens der aufgekohlten Werkstoffe von den Legierungselementen konnte nicht festgestellt werden. Die Ergebnisse der Korrosionsuntersuchungen mit H_2SO_4 -Lösung sind in Bild 6 exemplarisch für den Werkstoff 1.4301 wiedergegeben.

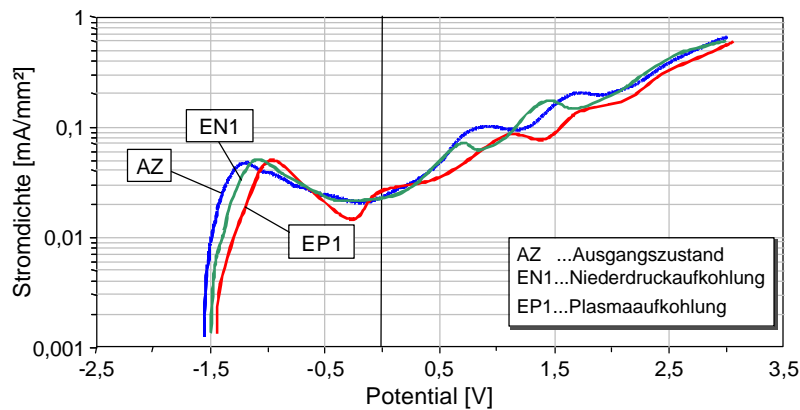


Bild 6: Vergleichende Korrosionsuntersuchungen mit Stromdichte-Potential-Kurven, 0,1n H₂SO₄-Lösung; Werkstoff 1.4301

Fig. 6: Comparative corrosion tests with Current density-Potential-Curves; 0,1n H₂SO₄-dilution; austenitic steel DIN 1.4301

4 Zusammenfassung

Im Rahmen des Vorhabens wurden die Proben in einer Vakuumaufkohlungsanlage in kohlenstoffabgebenden Gleichgewichtsatmosphären im Niederdruck bzw. im Plasma mit geeigneten kohlenstoffhaltigen Spendermedien aufgekocht. Ein vorgeschalteter Sputterprozess im Plasma einer Glimmentladung ermöglichte es, die Passivschichten des hochchromhaltigen Werkstoffes zu überwinden, dadurch den Übergang der Interstitutionsatome (hier Kohlenstoff) zu erreichen und durch diese Eindiffusion von Kohlenstoff eine Randschichtmodifikation einzustellen. Dabei wurde aufgrund der niedrigen Behandlungstemperaturen und mit geeigneten Parametern eine Chromcarbidauscheidung im Substrat unterdrückt, so dass die Korrosionsbeständigkeit weitestgehend erhalten bleibt. Der eindiffundierte Kohlenstoff liegt nach der Behandlung feinst dispers in der Matrix gelöst vor, wodurch eine starke Gitterverzerrung erzeugt wird. Diese Gitterverzerrung, die mit hohen Druckeigenstressungen einhergeht, führt zu einer Erhöhung der Oberflächenhärte und damit zu einer Zunahme der Verschleißbeständigkeit.

Die Versuche zum Plasma- und Niederdruckaufkohlung zeigen dabei, dass einer Steigerung der Verschleißbeständigkeit unter Beibehaltung der Korrosionsbeständigkeit bei geeigneter Parameterwahl bei verschiedenen austenitischen Stählen erreicht werden kann. Es können Randschicht bis zu einer Dicke von 20 bis 40 µm unter wirtschaftlichen Gesichtspunkten eingestellt werden, wobei hohe Randschichtkonzentration von Kohlenstoff, die deutlich über denen des Ausgangswerkstoffes liegen, eingestellt werden können, was aufgrund des erhöhten Konzentrationsgradienten zu einer Erhöhung der Diffusionsgeschwindigkeit führt.

Die Ergebnisse aus diesem Forschungsvorhaben bieten eine Möglichkeit der Verbesserung der Eigenschaften austenitischer Stähle und ermöglichen dadurch ein breiteres Anwendungsspektrum.

5 Danksagung

Das Forschungsvorhaben AiF11862 wird mit Mitteln der Arbeitsgemeinschaft industrieller Forschungsvereinigungen "Otto von Guericke" e.V. (AiF) und dem „Bundesministerium für Wirtschaft und Technologie“ (BMWi) gefördert, wofür an dieser Stelle ausdrücklich gedankt sei. Des weiteren möchten wir uns bei dem Arbeitskreisvorsitzenden des FA 5 / AK 4 der AWT „Herrn Dorn (INA) und den im Arbeitskreis mitarbeitenden Firmenvertretern für die sehr positive Zusammenarbeit und die fachkundige Unterstützung des Forschungsvorhabens bedanken.

6 Literatur

- [1] Billon, B.; Hendry, A.: "Nitriding of stainless steel in ammonia, 1. Phase distribution and microstructure"; Surface Engineering. 1 (1985) Nr. 2, S. 114-125
- [2] Dearnley, P.A.; Namvar, A.; Hibberd, G.G.A.; Bell, T.: "Some observations on plasma nitriding austenitic stainless steel"; Plasma Surface Eng., S. 219-226
- [3] Gräbner, H.-G.; Wahl, G.: „Einfluss der Stahlzusammensetzung und Behandlungsparameter auf die Eigenschaften von nitrocarburierten Bauteilen“; HTM 44 (1989) 6, S. 331-338
- [4] Suh, B.-S.; Lee, W.-J.: „Surface hardening of AISI 316L stainless steel using plasma carburizing“; Thin Solid Films 295 (1997) S. 185-192
- [5] Bester, H.; Lange, K. W.: „Abschätzung mittlerer Werte für die Diffusion von Kohlenstoff, Sauerstoff, Wasserstoff, Stickstoff und Schwefel in festem und flüssigem Eisen“; Archiv für das Eisenhüttenwesen 43 (1972) Nr.3, S. 207-213
- [6] Knacke, O. et al.: „Thermochemical Properties of Inorganic Substances“; Springer Verlag Heidelberg, 1991
- [7] Dorn, S.: „Plasmaaufkohlen - Aufkohlen von Einsatzstählen im Plasma einer Glimmentladung“; Forschungsvereinigung Antriebstechnik e.V., Forschungsheft 510, 1996
- [8] Spies, H.-J.: „Stand und Entwicklung des Nitrierens von Aluminium- und Titanlegierungen“; HTM 55 (2000) 3, S. 135-140