

5 Zusammenfassende Diskussion

Gegenstand der vorliegenden Arbeit war die Behandlung von austenitischem Edelstahl mit gepulsten Ionenstrahlen. Motivation und Ziel dieses Verfahrens ist die Verbesserung der Oberflächeneigenschaften, wie z.B. der mechanischen Eigenschaften ohne wesentliche Beeinträchtigung des Korrosionsverhaltens. Dies kann durch Strukturveränderungen erreicht werden, wie sie bei der Implantation von Fremdatomen in Form von Gitterdefekten, Gitteraufweitungen und der Phasenbildung entstehen. Die Art und das Ausmaß der Strukturveränderungen wird über die Strahlbedingungen gesteuert, wobei man bei Verwendung von gepulsten Ionenstrahlen neben der Ionenstromdichte, der Ionenenergie und der Dosis, auch die Pulsfrequenz, die Pulsdauer und die Pulsanzahl variieren kann. Thema und Aufgabenstellung dieser Arbeit war die Untersuchung der Strukturveränderungen der Randschicht von X2CrNi18-9 Stahl in Abhängigkeit der Strahlbedingungen bei Verwendung von gepulsten Ionenstrahlen. Besonders interessierten die Veränderungen der chemischen und mechanischen Eigenschaften.

Die morphologischen und topographischen Eigenschaften der Probenoberflächen wurden mit einem Elektronenmikroskop und einem Rasterkraftmikroskop analysiert. Dabei zeigte sich mit zunehmender Dosis ab ca. $D > 2 \cdot 10^{17} \text{ cm}^{-2}$ eine starke Zunahme der Oberflächenrauigkeiten, was auf die Bildung von Aufrauungen und Versetzungen aufgrund des größeren Sputtereffekts und der größeren Anzahl an effektiv implantierten Ionen von $D \geq 1 \cdot 10^{17} \text{ cm}^{-2}$ zurückgeführt werden kann.

Besonders interessant waren Oberflächenmodifikationen in Form von Aufschmelzungen, die sowohl bei den nitrierten, als auch bei Edelgasimplantationen beobachtet werden konnten. Bei den nitrierten Proben konnte man bei sehr hohen Energie- und Leistungsdichten von $PP > 2000 \text{ W/cm}^2$, $P > 1500 \text{ W/cm}^2$ und $EP > 40 \text{ J/cm}^2$ teilweise Aufschmelzungen der gesamten Proben beobachten, die zu starken Deformationen führten. Neben diesen totalen Aufschmelzungen konnten bei Verwendung von etwas niedrigeren Energie- und Leistungsdichten, die aber gleichzeitig noch über ca. $PP > 2000 \text{ W/cm}^2$, $P > 400 \text{ W/cm}^2$ und $EP > 4 \text{ J/cm}^2$ lagen, lokal verteilte Aufschmelzungserscheinungen beobachtet werden. Man erkennt sie unter dem Elektronenmikroskop an signifikanten Veränderungen der Oberflächenstruktur in Form von Vertiefungen, Mulden und starken Riffelungen. Querschliffe einiger ausgewählter Proben konnten den sicheren Nachweis erbringen, dass es sich dabei tatsächlich um lokale Aufschmelzungen handelt.

Für die Erklärung dieser Aufschmelzungserscheinungen wurden Temperaturabschätzungen mit Hilfe einer vereinfachten, eindimensionalen Lösung der Wärmeleitungsgleichung durchgeführt. Dabei zeigte sich, dass bei den vorliegenden Versuchsbedingungen nur bei sehr hohen Energie- und Leistungsdichten innerhalb eines Pulses Temperaturgradienten entstehen können, die mit deutlich über 1000°C im Bereich des Schmelzpunktes

des Stahls liegen (ca. 1400⁰C). Bei den übrigen Proben kann man sich die Überschreitung des Schmelzpunktes nur im Zusammenhang mit vielen aufeinanderfolgenden Pulsen erklären, wobei neben der Pulsanzahl auch die Pulsdauern und Pulsphasen entscheidend für den Aufheizungsgrad der Randschicht während der Pulsbestrahlung sind.

Bei der Bildung von lokalen Aufschmelzungen handelt es sich offensichtlich um ein Vorstadium zu totalen Aufschmelzungen, wobei die totalen Aufschmelzungen aufgrund von niedrigeren Energie- und Leistungsdichten oder zu geringen Pulsanzahlen nicht erreicht werden. Die lokale Verteilung der Aufschmelzungen kann man sich durch eine inhomogene Wärmeleitung auf der Probenoberfläche erklären, was zum Beispiel durch inhomogene Substratzusammensetzungen, Defektstrukturen oder Verunreinigungen hervorgerufen werden kann, wodurch auch eine Absenkung des Schmelzpunktes möglich ist. Weiterhin zeigte sich bei den Querschliffen und mikroskopischen Aufnahmen, dass die Korngrenzen offensichtlich eine Barriere für die Ausbreitung der aufgeschmolzenen Bereiche darstellen, da die lokal aufgeschmolzenen Bereiche häufig an ihnen enden. Auch dies wird auf eine andere Wärmeleitung an den Korngrenzen zurückgeführt.

Interessant bei den lokalen Aufschmelzungen war ihre Tiefenausbreitung, die sich bis in sehr hohe Tiefen von bis zu 200 μ m erstreckt, wie man anhand der Querschliffe beobachten kann. Diese Tiefe geht weit über die Eindringtiefe der Ionen, in denen sie ihre Energie an das Substrat abgeben und die Randschicht aufheizen, hinaus. Dies erklärt man sich durch die Bildung von Schmelzkeimen, die sich zunächst in der oberflächennahen Schicht von der Größenordnung der Eindringtiefe der Ionen bilden und dann unter der Wirkung der hohen Temperaturgradienten bis in deutlich tiefere Bereich ausdehnen. Für diese Interpretation sprechen auch Vergleiche mit den Edelgasimplantationen, bei denen die Bildung von lokalen Aufschmelzungen bereits bei niedrigeren Energie- und Leistungsdichten auftreten. Dies liegt an der geringeren Eindringtiefe der Edelgasionen, wodurch die kinetische Energie in einer dünneren Schicht abgegeben wird, was in diesem Randschichtbereich zu einer stärkeren Erwärmung und Bildung von Schmelzkeimen führt.

Die Schichtzusammensetzung und die Verteilungsprofile der implantierten Ionen wurden bei den nitrierten Proben mit der Kernreaktionsanalyse und bei den Neon- und Argonimplantationen mit Rutherford Rückstreuung durchgeführt. Bei den nitrierten Proben ergeben sich im wesentlichen drei verschiedene Typen von Stickstoffverteilungsprofilen, deren Form insbesondere von der Pulsanzahl, bzw. der implantierten Dosis, und den verwendeten Energie- und Leistungsdichten abhängt, wie es auch bei den Oberflächenmodifikationen der Fall war. Bei Proben, die mit geringen Energie- und Leistungsdichten und niedrigen Dosen bestrahlt worden waren, und bei denen kaum sichtbare Oberflächenmodifikationen erkennbar waren, beobachtet man bei den Stickstoffverteilungsprofilen nur moderate Abweichungen von einer Gaußverteilung. Dies lässt auf geringe Diffusionseffekte schließen, was zum einen an den niedrigeren Randschichttemperaturen von <200⁰C liegt, und zum anderen durch fehlende Ionenstrahlinduzierte Diffusionseffekte verursacht wird,

die bei niedrigen Dosen von $D < 2 \cdot 10^{17} \text{ cm}^{-2}$ aufgrund der relativ geringen Defektkonzentrationen sehr klein sind.

Der zweite Profiltyp tritt bei höheren Dosen von $D > 2 \cdot 10^{17} \text{ cm}^{-2}$ auf und es sind deutliche Abweichungen vom Gaußprofil sichtbar, die im Zusammenhang mit einer stärkeren Defektbildung auf eine deutliche Zunahme der Ionenstrahlinduzierten Diffusion hindeuten. Die interessantesten Profile erhält man bei Verwendung von hohen Dosen bis $D \approx 5 \cdot 10^{18} \text{ cm}^{-2}$ und mittleren Energie- und Leistungsdichten, die bei ca. $P \geq 5 \text{ W/cm}^2$, $EP \geq \text{J/cm}^2$ und $PP \geq 200 \text{ W/cm}^2$ liegen. Bei diesen Proben treten starke Diffusionseffekte auf, so dass man Stickstoffverteilungsprofile bis in Tiefen von einigen hundert Nanometern bis einigen Mikrometern erhält. Eine Ursache für diese starken Diffusionseffekte liegt in den wesentlich höheren Proben Temperaturen, die bei diesen Strahlbedingungen zwischen $400\text{-}600^\circ\text{C}$ liegen können und somit eine signifikante thermische Diffusion erwarten lassen. Eine weitere Erklärungsmöglichkeit für die Stickstoffverteilungsprofile ist die Diffusion durch Teilcheneinfang in Fallen (engl. trapping). Dabei werden die implantierten Teilchen in energetisch niedrigeren Zuständen gebunden, wodurch sie dem Diffusionsprozess nicht mehr zur Verfügung stehen. Nachfolgende Teilchen strömen im folgenden schneller durch die bereits besetzten Zustände in Richtung des Materialinneren, bis sie dort auf freie Zustände stoßen. Bei höheren effektiv implantierten Dosen und einer großen Absättigung der freien Zustände in den oberen Schichten ist dadurch eine beträchtliche Tiefendiffusion der implantierten Teilchen möglich. Solche energetisch tieferen Zustände stellen für Stickstoff die Bindungsstellen zu Eisennitriden und Chromnitriden dar, die bei der Phasenanalyse bei den Proben mit hohen Eindringtiefen beobachtet werden können (s.u.). Weiterhin erkennt man deutlich, dass die konkave Form der Stickstoffverteilungsprofile dieser Proben denen entspricht, die man aufgrund theoretischer Überlegungen bei trapping erwartet (siehe Kapitel 2.2.3). Somit lässt sich festhalten, dass man bei der Implantation von Stickstoff drei Diffusionsarten beobachten kann, die Ionenstrahlinduzierte Diffusion, z.B. über Strahlendefekte, die thermische Diffusion und die Diffusion durch Teilcheneinfang in Fallen. Dabei ist bei hohen Konzentrationen die letztere Diffusionsart für die hohen Eindringtiefen der Stickstoffteilchen entscheidend.

Überraschenderweise erhält man bei Proben, die mit sehr hohen Energie- und Leistungsdichten bestrahlt worden waren, keine größeren Tiefen der Stickstoffverteilungsprofile und keine höheren effektiv implantierten Dosen, die man aufgrund der höheren Proben Temperaturen und den dadurch größeren Diffusionsgeschwindigkeiten erwarten könnte. Vielmehr findet sich in diesen Proben deutlich weniger effektiv implantierter Stickstoff, bzw. in den lokal aufgeschmolzenen Proben ist teilweise gar kein Stickstoff mehr nachzuweisen. Dies deutet einerseits auf eine starke Diffusion aus der Materialoberfläche hin, was durch einen höheren Sputterkoeffizienten aufgrund der hohen Proben Temperaturen verursacht werden kann. Ein höherer Sputterkoeffizient führt nämlich neben einem höheren Schichtabtrag auch zu einem starken Abbau der Oxidschicht, die als Diffusionssperre für den implantierten Stickstoff wirkt. Andererseits ist davon auszugehen, dass

eine starke Diffusion ins Materialinnere die Stickstoffkonzentration unter die Nachweisgrenze absenken kann.

Bemerkenswert ist das deutlich andere Verhalten bei den Neon- und Argonimplantationen, bei denen man bei hohen Energie- und Leistungsdichten und bei lokal aufgeschmolzenen Proben größere Mengen an implantierten Neon- und Argonionen beobachten kann. Als Erklärungsmöglichkeit kommt eine Clusterbildung der implantierten Edelgase im Substrat in Frage, wodurch der Diffusionsverlust aus der Materialoberfläche deutlich verringert wird. Die maximal nachweisbaren Tiefen liegen bei den Edelgasimplantationen bei ca. 100nm, wobei die Neonionen aufgrund ihrer höheren Diffusionsgeschwindigkeit tendenziell etwas tiefer in das Substrat eindringen. Dabei muss man beachten, dass die Verteilungsprofile anders als bei den nitrierten Proben mit RBS gemessen worden sind, wodurch die Nachweisgrenze mit 10-15 At.% viel höher liegt (Stickstoff: ca. 1 At.%) und daher nur qualitative Aussagen möglich sind.

Mit Hilfe von röntgenspektroskopischen Untersuchungen (GXR) und der Mößbauerspektroskopie (CEMS) konnten Phasenbildungen in den Ionenpulsbehandelten Stahlsubstraten untersucht werden. Es wurde die Entstehung von sechs Phasen nachgewiesen, wobei fünf neue Phasen bei den Nitrierungsexperimenten und eine neue Phase bei den Edelgasimplantationen auftraten. Die Bildung der jeweiligen Phasen hängt mit den verwendeten Strahlbedingungen und den Stickstoffverteilungsprofilen zusammen, wobei insbesondere neben den Energie- und Leistungsdichten und den damit im Zusammenhang stehenden Proben Temperaturen, die maximalen Stickstoffkonzentrationen und die effektiv implantierte Dosis D_{ret} für die Phasenbildung entscheidend sind.

Es zeigt sich insbesondere, dass bei niedrigen Energie- und Leistungsdichten der Stickstoff vollständig auf Zwischengitterplätzen eingebaut wird. Dabei entsteht zunächst eine paramagnetische Phase, die als γ_{N_2} -Austenit bezeichnet wird und eine feste Lösung des Stickstoffs in der Substratmatrix darstellt. Die Fittparameter in den Mößbauerspektren variieren hier stark, was auf eine nicht definierte stöchiometrische Zusammensetzung, bzw. breite Phasengrenze hindeutet. Aufgrund der starken Variationen ist es sinnvoll, eine Einteilung in einen γ_{N_2} (klein)- und γ_{N_2} (groß)-Austenit vorzunehmen. Von dem γ_{N_2} (klein)-Austenit spricht man, wenn die Fittparameter sehr nahe beim ursprünglichen γ -Austenit liegen, während sich die Fittparameter beim γ_{N_2} (groß)-Austenit deutlich vom γ -Austenit unterscheiden. Hinsichtlich der eingangs skizzierten Diskussion in der Literatur, ob man beim γ_{N} -Austenit von einer Phasenbildung oder einer festen Lösung mit einem aufgeweiteten Austenitgitter sprechen sollte, bietet es sich an, bei dem γ_{N_2} (klein)-Austenit von einem aufgeweiteten Gitter zu sprechen, und beim γ_{N_2} (groß)-Austenit von einer Phasenbildung im strengeren Sinne. Es zeigt sich weiterhin, dass die beiden Phasen nicht gemeinsam auftreten und dass der γ_{N_2} (groß)-Austenit erst bei größeren D_{ret} -Werten ab $1 \cdot 10^{17} \text{ cm}^{-2}$ und maximalen Stickstoffkonzentrationen von 10At.% in Erscheinung tritt. Daher erklärt man sich die Entstehung von γ_{N_2} (groß)-Austenit durch eine Umwandlung des γ_{N_2} (klein)-Austenits, wenn die Eigenspannung aufgrund der Ionenstrahl nitrierung deutlich zunimmt.

Bei höheren Energie- und Leistungsdichten kann sich auch eine magnetische Phase von interstitiell eingelagertem Stickstoff bilden, der als γ_{N1} -Austenit bezeichnet wird. Bei Betrachtung seiner Fittparameter fällt auf, dass sie teilweise in einem großen Bereich variieren, wie es auch beim γ_{N2} -Austenit der Fall war, was wieder auf eine breite Phasengrenze aufgrund der interstitiellen Einlagerung des Stickstoffs zurückzuführen ist. Beim γ_{N1} -Austenit fällt weiterhin auf, dass er sich nur in Verbindung mit dem γ_{N2} -Austenit bildet, der eine notwendige Voraussetzung für die Entstehung des γ_{N1} -Austenits ist, was auch bei Experimenten anderer Autoren beobachtet werden konnte /Sche 98/. Auch die Beobachtung dieser Autoren, dass er bevorzugt bei höheren maximalen Stickstoffkonzentrationen von $\geq 20 \text{ At.}\%$ auftritt, konnte hier zum Teil bestätigt werden. Darin dürfte auch der Grund liegen, dass der γ_{N1} -Austenit im allgemeinen in Schichten unter der Probenoberfläche gebildet wird, da sich dort die höchsten Stickstoffkonzentrationen befinden, während der γ_{N2} -Austenit bereits bei geringeren Konzentrationen entsteht und dementsprechend auch in tieferen Schichten anzutreffen ist /Will 98, Müll 02/.

Die inhomogene Verteilung der Phasen innerhalb der Randschicht macht auf eine Schwierigkeit bei der quantitativen Interpretation der Ergebnisse aus den Mößbauermessungen deutlich. Es muss nämlich bei einer inhomogenen Phasenverteilung in der Tiefe beachtet werden, dass mit der Mößbauerspektroskopie, wie sie hier durchgeführt worden ist, nur Phasen in den oberen ca. 300 nm der Randschicht erfasst werden können. Daher kommt es insbesondere bei Proben mit stärkerer Tiefendiffusion des Stickstoffs und einer Phasenbildung bis in Bereiche von mehreren hundert Nanometern bis einigen Mikrometern zu Verfälschungen der gemessenen Phasenanteile. Phasen, die sich näher an der Probenoberfläche befinden, wie z.B. γ_{N1} -Austenit, werden bei den Mößbauermessungen stärker berücksichtigt, als Phasen, deren maximale Konzentrationen sich tiefer im Substrat befinden. Daher ist damit zu rechnen, dass beispielweise der γ_{N1} -Austenit mit eher zu hohen Phasenanteilen angegeben wird und dass Phasen, die in sehr tiefen Bereichen entstehen, zu gering detektiert werden.

Neben dem interstitiell eingelagerten Stickstoff kommt es bei höheren Energie- und Leistungsdichten auch zur Bildung von Eisen- und Chromnitriden (Fe_2N , Cr_2N). Dabei stellt man fest, dass auch das Eisennitrid Fe_2N , wie der γ_{N1} -Austenit, bevorzugt bei sehr hohen Stickstoffkonzentrationen von über 20% auftritt. Er kann sich zu hohen Anteilen von bis zu 45% bilden. Die Phase wird wie der γ_{N1} -Austenit nur im Zusammenhang mit dem γ_{N2} -Austenit beobachtet, wobei die sehr ähnliche Mikrostruktur beider Phasen darauf hindeutet, dass sich das Eisennitrid aus dem γ_{N2} -Austenit heraus bei hohen Stickstoffkonzentrationen bildet. Ab Temperaturen von ca. 350-400⁰C nimmt die Tendenz zur Chromnitridbildung stark zu, wodurch Cr_2N entstehen kann. Die Bildung von Cr_2N hat zwei wichtige Folgen. Zum einen treten starke Diffusionseffekte auf, die sich durch den Ionenfang durch Fallen erklären lassen. Bei genügend hohen Stickstoffkonzentrationen, die zu einer Absättigung der Fallen in den oberen Schichten führen, kann der Stickstoff da-

durch bis in sehr hohe Tiefen von einigen Mikrometern diffundieren. Zum anderen bewirkt die Bildung von Cr_2N eine Ausfällung des Chroms aus der Austenitmatrix, wodurch der Austenit instabil wird. Es findet häufig eine Phasenumwandlung des $\gamma(\text{Fe,Ni,Cr})$ -Austenits in den $\alpha(\text{Fe,Ni})$ -Martensit statt, wobei der $\alpha(\text{Fe,Ni})$ -Martensit mit Anteilen zwischen 10-79% nachgewiesen werden kann. Dadurch erwartet man signifikante Veränderungen der chemischen und mechanischen Eigenschaften (s.u.).

Die einzige Phase, die sich bei den Edelgasimplantationen bildet, ist der stressinduzierte α' -Martensit. Dabei ist zunächst erstaunlich, dass er sich nur bei den Edelgasimplantationen bildet, obwohl auch bei den nitrierten Proben Ionen mit einer vergleichbar hohen maximalen Konzentration implantiert worden sind und daher auch die Eigenspannungen in der gleichen Größenordnung liegen sollten. Offensichtlich treten aber bei den Edelgasimplantationen höhere Eigenspannungen auf, was zum einen an den größeren Atommassen und damit stärkeren Defekterzeugung, und zum anderen an einer Edelgasclusterbildung liegen kann, die auch aus der Fusionsforschung bekannt ist. Für die Clusterbildung spricht, dass auch die Tiefenverteilungsprofile im Zusammenhang mit einer geringen Ausdiffusion bei hohen Probertemperaturen auf ihre Entstehung hinweisen.

Zur Charakterisierung der mechanischen Eigenschaften wurden die Proben dynamischen Mikrohärtmessungen unterzogen und ihre Reibungskoeffizienten bestimmt. Dabei fielen insbesondere die Proben mit hohen Anteilen an Cr_2N und $\alpha(\text{Fe,Ni})$ -Martensit positiv auf. Sie weisen eine Härtezunahme von bis zu 100% in 50nm, sowie Zunahmen von ca. 30% bis in Tiefen von ca. $1\mu\text{m}$ auf. Dies kann auf das Chromnitrid zurückgeführt werden, dessen Härte ca. das 7-fache des Austenits beträgt. Mit diesen Härtezunahmen korrelieren auch die Messungen der Reibungskoeffizienten, die bei diesen Proben im Randschichtbereich eine deutliche Abnahme von bis zu 50% zeigten. Korrosionsmessungen, die mit Hilfe elektrochemischer Untersuchungen der gleichmäßigen Korrosion in einer 5N H_2SO_4 -Lösung durchgeführt wurden, zeigen, dass sich der Korrosionswiderstand bei diesen Proben im Vergleich zu den unbestrahlten Proben erwartungsgemäß deutlich verschlechtert. Dies liegt an der Chromsegregation und dem damit im Zusammenhang stehenden Abbau der schützenden Passivschicht.

Die Proben mit Eisennitridanteilen und Anteilen an γ_{N1} -Austenit zeigen nach den Proben mit Chromnitridbildung die höchsten Härtezunahmen auf. Sie sind mit bis zu 80% in Tiefen von 50nm immer noch relativ hoch. Nachteilig wirkt sich bei ihnen allerdings aus, dass die Härtezunahme in höheren Tiefen stark abnimmt, da die Stickstoffverteilungsprofile nur bis in maximale Tiefen von höchstens 600-800nm reichen. Allerdings zeigen diese Proben ein besseres Korrosionsschutzverhalten, als die Proben mit Anteilen an Chromnitrid, obwohl es immer noch etwas unter dem der unbestrahlten Proben liegt, was wiederum mit dem partiellen Abbau der schützenden Oxidschicht zusammenhängt.

Bei Betrachtung der Korrosionseigenschaften heben sich insbesondere die Proben mit hohen Anteilen an paramagnetischem γ_{N2} -Austenit, ohne gleichzeitige Bildung von Nitriden, und die Proben mit Edelgasimplantationen positiv von den übrigen Proben ab.

Bei ihnen beobachtet man meistens keine Verschlechterung und teilweise sogar eine leichte Verbesserung der Korrosionseigenschaften. Während die Härtewerte bei Proben mit Anteilen an γ_{N_2} -Austenit mit bis zu 60% in 50nm Tiefe befriedigende Werte annehmen, erreichen sie bei den Edelgasimplantationen allerdings nur bis zu 20%, was auf die Bildung von Defekten zurückgeführt werden kann. Problematisch sind bei diesen Proben die niedrigen Eindringtiefen der implantierten Ionen, die dazu führen, dass die Härtezunahmen nur auf geringe Tiefen von bis maximal 100nm beschränkt bleiben. Auch das Korrosionsverhalten der lokal aufgeschmolzenen Proben zeigt keine signifikanten Verschlechterungen im Vergleich zu den unbestrahlten Proben, wobei allerdings ihre Härtewerte in der oberen Randschicht aufgrund der hohen Rauigkeiten nicht gemessen werden konnten.

Die in dieser Arbeit erlangten Befunde zeigen, dass durch die Ionenpulsbestrahlung Modifizierungen der Randschicht von austenitischem Stahl hinsichtlich einer Verbesserung seiner mechanischen und chemischen Eigenschaften möglich sind. Dabei sind insbesondere die Proben, die mit niedrigen Energie- und Leistungsdichten bestrahlt worden sind, vielversprechend, da bei ihnen eine befriedigende Härtezunahme bei gleichzeitig verbesserten Korrosionseigenschaften festgestellt wird. Weiterhin können durch die geeignete Wahl der Bestrahlungsparameter signifikante Modifizierungen in Form von lokalen Aufschmelzungen bis in hohe Tiefen von 200 μ m erreicht werden. Somit zeigen die Ergebnisse, dass eine Randschichtmodifikation von austenitischem Stahl durch kurze, energiereiche Ionenpulse im ms-Bereich zu einer Verbesserung der mechanischen und chemischen Eigenschaften führen können und somit eine Alternative zu den herkömmlich angewendeten Verfahren mit kontinuierlichen Ionenstrahlen oder Plasmanitrierung darstellt.