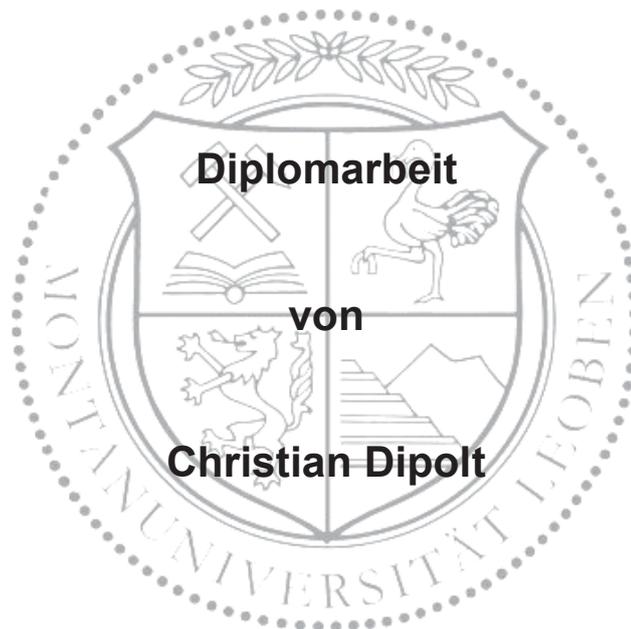


Montanuniversität Leoben

“Ultra hochfester Stahl und optimierte Wärmebehandlungen für
Motorsportanwendungen”



Die vorliegende Arbeit wurde am Department Metallkunde und Werkstoffprüfung der Montanuniversität Leoben in Kooperation mit der Fa. Pankl Drivetrain Systems durchgeführt.

Leoben, 06.01.2008

Eidesstattliche Erklärung

Ich erkläre an Eides statt, dass ich die vorliegende Arbeit selbständig verfasst, andere als die angegebenen Quellen nicht benützt und mich auch sonst keiner unerlaubten Hilfsmittel bedient habe.

Datum

Unterschrift

*Für meine Eltern
Anneliese und Walter*

I. Inhaltsverzeichnis

I.	Inhaltsverzeichnis.....	4
II.	Abbildungsverzeichnis.....	5
III.	Tabellenverzeichnis.....	7
IV.	Abkürzungsverzeichnis	8
1.	Einleitung	9
2.	Mechanismen der Festigkeitssteigerung in Stählen	11
2.1.	Kornfeinung.....	11
2.2.	Kaltverfestigung.....	13
2.3.	Mischkristallhärtung.....	14
2.4.	Dispersionshärtung.....	15
2.5.	Ausscheidungshärtung.....	16
3.	Legierungselemente im Stahl	17
3.1.	Eisenbegleiter.....	18
3.2.	Einfluss der Legierungselemente auf die Eigenschaften.....	20
4.	Wärmebehandlung von höchstfesten Stählen für Wechselbelastungen.....	22
4.1.	Härten (Vergüten)	22
4.2.	Einsatzhärten	24
4.3.	Auslagern.....	26
4.4.	Unterdruck Aufkohlen (low pressure carburizing)	27
5.	Mechanische Eigenschaften hochfester Stähle.....	28
5.1.	Zugfestigkeit.....	28
5.2.	Bruchdehnung.....	29
5.3.	Schwingfestigkeit	29
5.3.1.	Wöhlerlinie	30
5.3.2.	Makroskopische Ausbildungsform von Dauerbrüchen	32
5.3.3.	Einflussgrößen auf die Schwingfestigkeit.....	33
6.	Experimentelles.....	43
6.1.	Werkstoffe und Bauteilgeometrien	43
6.2.	Dauerfestigkeitsversuche.....	43
6.4.	Werkstoffe.....	44
6.4.1.	NC310YW – 40SiNiCrMoV 10-7	44
6.4.2.	W360 – (VIM – VAR – VAR)	46
6.5.	Probenmatrix.....	52
7.	Ergebnisse	53
7.1.	NC310 YW – vergütet	53
7.2.	NC310YW – einsatzgehärtet.....	57
7.3.	NC310YW – Unterdruck aufgekühlt (UDAK).....	62
7.4.	W360 – vergütet.....	66
7.5.	W360 – Unterdruck aufgekühlt (UDAK)	70
8.	Diskussion der Untersuchungsergebnisse	76
9.	Zusammenfassung.....	86

II. Abbildungsverzeichnis

Abb. 1: Prinzipskizze integrierte Antriebswelle	9
Abb. 2: Ein Versetzungsaufstau in Korn 1 hervorgerufen durch die Versetzungsquelle S1, aktiviert eine Versetzungsquelle S2 in Korn 2 [2].....	12
Abb. 3: Schematische Verfestigungskurve von kfz – Einkristallen, die für Einfachgleitung orientiert sind [2].....	14
Abb. 4: Prinzipielle Darstellung kohärenter, teilkohärenter und inkohärenter Ausscheidungen [2]	17
Abb. 5: Schneidet eine Versetzung ein Teilchen, so schert das Teilchen ab. a) schematisch; b) Beobachtet in Ni-19%Cr-6%Al [2]	17
Abb. 6: Einfluss der Abkühlgeschwindigkeit auf die Lage der Umwandlungspunkte eines unlegierten Stahls [3]; v_{uk} ... untere kritische Abkühlgeschwindigkeit, v_{ok} ... oberer kritische Abkühlgeschwindigkeit	23
Abb. 7: a) Lattenmartensit; b) Plattenmartensit [3].....	24
Abb. 8: Mögliche Härteverfahren a) Direkthärten: Abschrecken von Einsatztemperatur;	26
Abb. 9: Härtekurve beim Anlassen von Werkzeugstählen [3]	27
Abb. 10: Spannungs – Dehnungskurven eines Vergütungsstahles mit unterschiedlichen Behandlungszuständen: 1) gehärtet 2) vergütet 3) normalgeglüht [3].....	29
Abb. 11: Wöhlerdiagramm mit linearer Skalierung [5].....	30
Abb. 12: Wöhlerdiagramm für Stahl und Aluminium in logarithmischer Skalierung [5]	31
Abb. 13: Wöhlerdiagramm mit den drei Größen σ_{ad} , N_D und k [5]	31
Abb. 14: Kennwerte der Wöhlerlinie [5]	32
Abb. 15: Ausbildungsformen von Dauerbrüchen [5]	33
Abb. 16: Abhängigkeit des Oberflächenfaktors b_s von der Zugfestigkeit und der Oberflächengüte [5]	36
Abb. 17: Dauerfestigkeit unterschiedlicher metallischer Werkstoffe [5].....	38
Abb. 18: Schematische Darstellung von Extrusion und Intrusion an parallelen Gleitebenen [9]	41
Abb. 19: Rißvorgänge bei Ermüdung [5]	41
Abb. 20: Rissvorgänge in den Bereichen der Wöhlerkurve [5].....	42
Abb. 21: Probengeometrie für die Dauerfestigkeitsversuche	43
Abb. 22: Prüfkörper DIN 50125 B8x40	44
Abb. 23: Übersichtsaufnahme Gefüge W360 - gasnitriert.....	48
Abb. 24: Diffusionszone (0,1mm – 0,23mm von Rand) Ausscheidungen parallel zur Oberfläche	48
Abb. 25: Randgefüge, punktförmige Ausscheidungen.....	48
Abb. 26: Kerngefüge Martensit.....	48
Abb. 27: Übersichtsaufnahme Gefüge W360 - plasmanitriert	49
Abb. 28: Diffusionszone (0,1mm bis 0,23mm von Rand) keine Ausscheidungen.....	49
Abb. 29: Randgefüge keine Ausscheidungen.....	49
Abb. 30: Kerngefüge Martensit.....	49
Abb. 31: Übersichtsaufnahme Gefüge W360 - Unterdruckaufgekühlt.....	51
Abb. 32: Diffusionszone (0,1mm bis 0,23mm von Rand) vereinzelt punktförmige Ausscheidungen	51
Abb. 33: Randzone Gefüge, punktförmige Karbide	51
Abb. 34: Kerngefüge Martensit.....	51
Abb. 35: Gefügaufnahme NC310YW – vergütet – Martensitische Grundstruktur	53
Abb. 36: Gefügaufnahme NC310YW – vergütet – Martensitische Grundstruktur	53
Abb. 37: Wöhlerkurve NC310YW – vergütet: die eingezeichneten Geraden sind Ausgleichskurven.....	55
Abb. 38: Stereomikroskopische Aufnahme: NC310YW – vergütet. Bruchausgang unterhalb der Oberfläche	56
Abb. 39: REM Aufnahme: NC310YW vergütet. Bruchausgang unterhalb der Oberfläche.....	56
Abb. 40: Stereomikroskopische Aufnahme: NC310YW – vergütet. Bruchausgang unterhalb der Oberfläche (rot markiert)	56
Abb. 41: REM Aufnahme NC310YW – vergütet. Bruchausgang unterhalb der Oberfläche.....	56
Abb. 42: Stereomikroskopische Aufnahme: NC310YW – vergütet. Bruchausgang an der Oberfläche.....	57
Abb. 43: REM Aufnahme: NC310YW – vergütet. Bruchausgang an der Oberfläche.....	57
Abb. 44: Stereomikroskopische Aufnahme: NC310YW – vergütet. Bruchausgang an der Oberfläche.....	57
Abb. 45: REM Aufnahme: NC310YW – vergütet. Bruchausgang an der Oberfläche von Mikrokerb ausgehend	57
Abb. 46: Gefügaufnahme NC310YW –einsatzgehärtet. Martensitische Grundstruktur.....	58
Abb. 47: Randgefüge: Martensitische Grundstruktur, keine Karbide, kein Restaustenit.....	58
Abb. 48: Gefügaufnahme NC310YW – einsatzgehärtet. Martensitische Grundstruktur.....	58
Abb. 49: Härteverlaufskurve der konv. einsatzgehärteten Biegeumlaufproben	59
Abb. 50: Wöhlerkurve NC310YW – einsatzgehärtet: die eingezeichneten Geraden sind Ausgleichskurven	60
Abb. 51: Stereomikroskopische Aufnahme: NC310YW – einsatzgehärtet: Bruchausgang unterhalb der Oberfläche	61
Abb. 52: REM Aufnahme: NC310YW – einsatzgehärtet: Bruchausgang unterhalb der Oberfläche.....	61
Abb. 53: Stereomikroskopische Aufnahme: NC310YW – einsatzgehärtet: Bruchausgang unterhalb der Oberfläche (rot markiert)	61
Abb. 54: REM Aufnahme: NC310YW –einsatzgehärtet: Bruchausgang unterhalb der Oberfläche.....	61
Abb. 55: Stereomikroskopische Aufnahmen NC310YW – Einsatzgehärtet: Bruchausgang an Einschluss.....	62
Abb. 56: REM Aufnahme: NC310YW – Einsatzgehärtet: Bruchausgang an einem Einschluss.....	62
Abb. 57: Stereomikroskopische Aufnahmen NC310YW – Einsatzgehärtet: Bruchausgang an Einschluss.....	62
Abb. 58: REM Aufnahme: NC310YW – Einsatzgehärtet: Bruchausgang an einem Einschluss.....	62
Abb. 59: Gefügaufnahme NC310YW – UDAK: Martensitische Grundstruktur.....	63
Abb. 60: Gefügaufnahme NC310YW – UDAK: Martensitische Grundstruktur.....	63
Abb. 61: Gefügaufnahme NC310YW – UDAK: Martensitische Grundstruktur.....	63
Abb. 62: Härteverlaufskurve der Unterdruckaufgekühlten Biegeumlaufproben	64
Abb. 63: Wöhlerkurve NC310YW –UDAK: die eingezeichneten Geraden sind Ausgleichskurven.....	65
Abb. 64: Stereomikroskopische Aufnahme NC310YW – UDAK: Bruchausgang an der Oberfläche.....	66
Abb. 65: Stereomikroskopische Aufnahme NC310YW – UDAK: Bruchausgang an der Oberfläche.....	66
Abb. 66: REM Aufnahme: NC310YW – UDAK: Bruchausgang an der Oberfläche.....	66
Abb. 67: REM Aufnahme: NC310YW – UDAK: Bruchausgang an der Oberfläche.....	66
Abb. 68: Gefügaufnahme: W360 - vergütet	67

Abb. 69: Gefügeaufnahme: W360 - vergütet	67
Abb. 70: Wöhlerkurve W360 - vergütet: die eingezeichneten Geraden sind Ausgleichskurven	68
Abb. 71: Stereomikroskopische Aufnahme: W360 - vergütet: Bruchausgang an der Oberfläche	69
Abb. 72: REM Aufnahme: W360 vergütet: Bruchausgang an der Oberfläche	69
Abb. 73: Stereomikroskopische Aufnahme: W360-vergütet: Bruchausgang an der Oberfläche	69
Abb. 74: REM Aufnahme: W360 vergütet: Bruchausgang an der Oberfläche	69
Abb. 75: Stereomikroskopische Aufnahme: W360 - vergütet: Bruchausgang an einem Einschluss	70
Abb. 76: REM Aufnahme W360 – vergütet: Bruchausgang an NME	70
Abb. 77: Stereomikroskopische Aufnahme: W360-vergütet : Bruchausgang an einem Einschluss	70
Abb. 78: Gefügeaufnahme: W360 – UDAK: Martensitische Grundstruktur	71
Abb. 79: Kerngefüge: W360 – UDAK: Martensitische Grundstruktur	71
Abb. 80: Randgefüge: W360 – UDAK: Martensitische Grundstruktur	71
Abb. 81: Härteverlaufskurve der unterdruckaufgekohlten Biegeumlaufproben.....	72
Abb. 82: Wöhlerkurve W360 Vergütet: Geraden sind Ausgleichskurven.....	73
Abb. 83: Stereomikroskopische Aufnahme W360 – UDAK: Bruchausgang an der Oberfläche	74
Abb. 84: REM Aufnahme – W360 – UDAK: Bruchausgang an der Oberfläche	74
Abb. 85: Stereomikroskopische Aufnahme W360 – UDAK: Bruchausgang an der Oberfläche	74
Abb. 86: REM Aufnahme – W360 – UDAK: Bruchausgang an der Oberfläche	74
Abb. 87: Stereomikroskopische Aufnahme – W360 UDAK - Bruchausgang unterhalb der Oberfläche	75
Abb. 88: REM Aufnahme – W360 UDAK – Bruchausgang unterhalb der Oberfläche	75
Abb. 89: Stereomikroskopische Aufnahme – W360 UDAK - Bruchausgang unterhalb der Oberfläche	75
Abb. 90: REM Aufnahme – W360 UDAK – Bruchausgang unterhalb der Oberfläche an NME.....	75
Abb. 91: Übersicht Härteverlaufskurven: Man erkennt deutliche Unterschiede bei den einzelnen Verfahren und den beiden Stählen	77
Abb. 92: Wöhlerkurven von NC310YW der unterschiedlichen Wärmebehandlungen unterzogen wurde	78
Abb. 93: Wöhlerkurven von W360, vergütet und UDAK.....	79
Abb. 94: Eigenspannungsverlauf nach der Bearbeitung. Mit und ohne überlagerter Lastspannung [5]	81
Abb. 95: Anrissbildung durch Versetzungstau [5]	81
Abb. 96: Verhindern des Rißfortschritts durch Druckeigenspannungen [5]	82
Abb. 97: Dauerfestigkeitsvergleich W360 – NC 310 YW – vergütet.....	83
Abb. 98: Dauerfestigkeitsvergleich W360 – NC310YW: Die Wärmebehandlungszustände sind im Insert angegeben	84
Abb. 99: Risslinse NC310YW.....	84
Abb. 100: Risslinse W360	84

III. Tabellenverzeichnis

Tab. 1: Konstanten der Hall – Patch - Beziehung für verschiedene Metalle und Legierungen [1].....	12
Tab. 2: Für die Abgrenzung der legierten von den unlegierten Stählen maßgebliche Gehalte von verschiedenen Elementen nach DIN EN 10020 [3].....	20
Tab. 3: Dauerfestigkeitsfaktoren bei unterschiedlichen Beanspruchungstendenzen [7].....	35
Tab. 4: Grenzen der chemischen Zusammensetzung für NC310YW lt. Hersteller	45
Tab. 5: Werkstoffkennwerte nach der Wärmebehandlung	45
Tab. 6: chemische Zusammensetzung W360.....	46
Tab. 7: Probenmatrix	52
Tab. 8: statische Werte NC310YW vergütet.....	54
Tab. 9: Ergebnisse der Härteprüfung NC310YW - vergütet.....	54
Tab. 10: Ergebnisse der Härteprüfung NC310YW - einsatzgehärtet.....	58
Tab. 11.: EDX Analyse – NME Einschluss [Mass%].....	62
Tab. 12: Ergebnisse der Härteprüfung NC310YW - UDAK.....	63
Tab. 13: Statische Kennwerte aus Zugversuch – W360	67
Tab. 14: Ergebnisse Härteprüfung – W360 vergütet.....	67
Tab. 15: EDX Analyse des Einschlusses.....	70
Tab. 16: Ergebnisse der Härteprüfung W360 - UDAK	71
Tab. 17: EDX Analyse des nichtmetallischen Einschlusses.....	75
Tab. 18: chemische Zusammensetzung NC310 YW	76
Tab. 19: chemische Zusammensetzung W360.....	76
Tab. 20: Probenmatrix, gelb hinterlegt: SOLL – Werte der Härteprüfung, grün hinterlegt: IST – Werte der Härteprüfung	76

IV. Abkürzungsverzeichnis

kfz	kubisch flächenzentriert
krz	kubisch raumzentriert
mass%	Massen Prozent
v_{uk}	untere kritische Abkühlgeschwindigkeit
v_{ok}	obere kritische Abkühlgeschwindigkeit
M_s	Martensitstarttemperatur
M_f	Martensitendtemperatur
UDAK	Unterdruckaufkohlen
R_m	Zugfestigkeit
$R_{p0,05}$	0,05% Streckgrenze
R_{p01}	0,1% Streckgrenze
$R_{p0,2}$	0,2% Streckgrenze
A_g	Gleichmaßdehnung
A	Bruchdehnung
σ_w	Dauerfestigkeit bei wechselnder Zugbelastung
σ_{sch}	Dauerfestigkeit bei schwellender Zugbelastung
σ_{bw}	Dauerfestigkeit bei wechselnder Biegebelastung
σ_{bsch}	Dauerfestigkeit bei schwellender Biegebelastung
T_w	Dauerfestigkeit bei wechselnder Torsion
T_{sch}	Dauerfestigkeit bei schwellender Torsion
NME	Nichtmetallische Einschlüsse
VIM	Vacuum induction melted
VAR	Vacuum arc remelted
WBH	Wärmebehandlung
PWBH	Pankl - Wärmebehandlung
REM	Rasterelektronenmikroskop
OFH	Oberflächenhärte
KH	Kernhärte
EHT	Einsatzhärte tiefe
NHT	Nitrierhärte tiefe
EDX	Energie Dispersive Röntgenspektroskopie

1. Einleitung

Die Automobil – Rennserien sind ständig bestrebt leichtere, schnellere und besserer Fahrzeuge zu entwickeln. Dies wird nur möglich gemacht in dem die Werkstoffentwicklung neue Materialien entwickelt, oder Verfahren verbessert um bestehende Materialien zu verbessern.

Die Rennserie mit der höchsten spezifischen Beanspruchung (Last/Eigengewicht) ist die Formel 1. Im Antriebsstrang ist die integrierte Antriebswelle das kritischste Bauteil. Eine integrierte Antriebswelle hat Teile der Gelenke an ihren Enden bereits integriert. Eine solche Antriebswelle ist in Abb. 1 schematisch dargestellt. Sie überträgt das Moment vom sequentiellen Getriebe zu der Radnabe und im weiteren die Kraft über die Reifen auf die Rennstrecke.

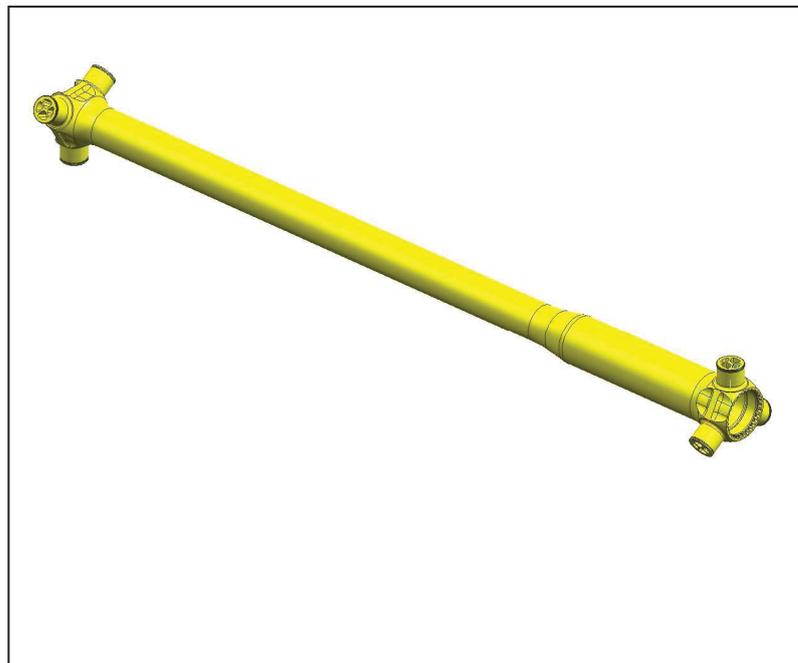


Abb. 1: Prinzipskizze integrierte Antriebswelle

Typische Drehmomente für eine Formel 1 Antriebswelle sind 2.500Nm und die Drehzahl bei einer Fahrzeuggeschwindigkeit von ca. 300km/h liegt bei 2.500 U/min. Durch das Drehmoment und den typischen Wandstärken von wenigen Millimetern ergibt sich eine Torsions- Spannung im Schaft von ungefähr 460N/mm².

Als statische Belastung mag das nicht hoch erscheinen, jedoch wirkt diese Spannung dynamisch auf das Bauteil und führt dazu, dass das Bauteil je nach Einsatz nur eine Lebensdauer zwischen 1.000km und max. 5.000km aufweist.

Ein weiterer großer Faktor, der die Lebensdauer dieses Bauteils begrenzt, ist der Verschleiß auf den Gelenkzapfen, auf den wurde aber im Rahmen dieser Arbeit nicht näher eingegangen.

Um die Trägheitsmomente bei rotierenden Massen klein zu halten, wird an der Entwicklung neuer Materialien gearbeitet, die es ermöglichen die Querschnitte des Bauteils bei gleichen Lasten zu verkleinern.

Das derzeitige in der Formel 1 verwendete Material, ist ein Mischkristallhärtender Stahl von Aubert & Duval, mit dem Markennamen NC310YW. Das Material wird Vakuumerschmolzen und danach noch einmal Vakuum umgeschmolzen, um eine hohe Reinheit zu erhalten.

Nach der Fertigung wird das Bauteil auf >2000MPa vergütet und spezielle Bereiche an den Gelenken anschließend einsatzgehärtet.

Dadurch hat die Antriebswelle Bereiche, die hoch verschleißbeständig sind, und Bereiche, die sehr hohe Dauerfestigkeiten von 900 – 1000MPa aufweisen (an Biegeumlaufproben $R=-1$ und $N=10^7$ Zyklen gemessen).

Ziel der vorliegenden Diplomarbeit ist es, die Einflüsse auf die Dauerfestigkeit bei höchstfesten Materialien zu charakterisieren und das Material NC310YW mit einem hochfesten Stahl, dem W360 aus dem Hause Böhler zu vergleichen.

Das Material W360 ist ein ausscheidungshärtender Warmarbeitsstahl, der aufgrund seiner Legierungselemente und speziellen Karbidausbildung ausgezeichnete dynamische Eigenschaften besitzt. Das Material wird auf >2000MPa vergütet. Eine Herausforderung ist die Wärmebehandlung der Gelenkzapfen für die Verschleißbeständigkeit. Im Rahmen dieser Arbeit werden die Möglichkeiten zur Oberflächenbehandlung erläutert.

Wie schon erwähnt, ist es das ständige Ziel die rotierenden Massen niedrig zu halten und somit den Rennteams den entscheidenden Vorsprung auf der Ziellinie zu sichern.

2. Mechanismen der Festigkeitssteigerung in Stählen

Die im Motorsport für diese Beanspruchungen verwendeten Stähle, wie NC310YW oder Maraging Stähle, wurden größtenteils für die Luftfahrtindustrie (militärisch und zivil) entwickelt. Grundsätzlich ist zu sagen, dass bei den eingesetzten Stählen immer eine sehr hohe Zugfestigkeit (~2000MPa) mit einer hohen Bruchdehnung einhergeht (>8,5%). Meist sind diese Stähle über die Vakuummetallurgie hergestellt und somit hochrein. Das Gefüge wird über die entsprechende Wärmebehandlung an die gestellten Anforderungen eingestellt. Grundvoraussetzungen für diese Materialien sind somit eine hohe Reinheit und ein ausgezeichnetes Bruchverhalten im Bezug auf Ihre Festigkeiten.

Vertreter aus dieser Stahlgruppe sind: NC310YW (keine Werkstoffnummer), 300M (1.6928), und Maraging C350 (1.6365).

Diese oben genannten Materialien erreichen ihre Festigkeit durch folgende Mechanismen.

2.1. Kornfeinung

Die Kornfeinung spielt insbesondere bei Materialien eine Rolle, wo andere festigkeitssteigernde Maßnahmen nicht angewendet werden können. Als Grundlage für die Festigkeitssteigernde Wirkung bei der Kornfeinung dient die Hall – Petch – Beziehung [Glg. 2.1].

$$\sigma = \sigma_0 + \frac{k_y}{\sqrt{D}} \quad (2.1)$$

σ_0 ...kritische Normalspannung des Einkristalls

k_y ...Hall – Petch Konstante

D ...Korndurchmesser

Die Konstante k_y wird als Hall – Petch – Konstante bezeichnet und ist für verschiedene Materialien unterschiedlich, wie es in Tab. 1 veranschaulicht ist.

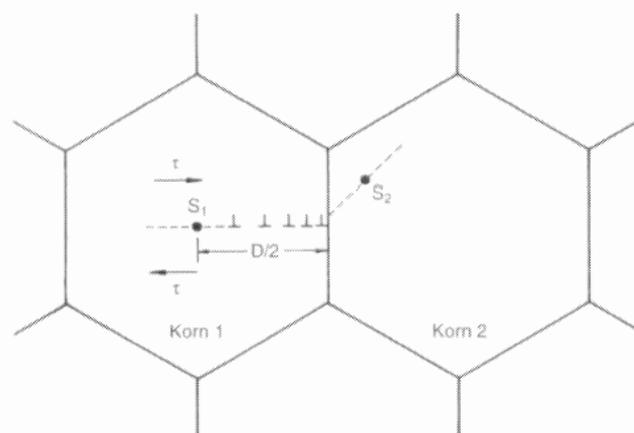
Tab. 1: Konstanten der Hall – Petch - Beziehung für verschiedene Metalle und Legierungen [1]

	Gitter	σ_0 [MPa]	k_y [Mpa. \sqrt{m}]
Cu	Kfz	25	0,11
Ti	Hex	80	0,4
Kohlenstoffarmer Stahl	Krz	70	0,74
Ni ₃ Al	L1 ₂	300	1,7

Die Verformung eines einzelnen Korns führt zu einer Formänderung, die von der sich nicht plastisch verformenden Umgebung nicht geteilt wird. Die Formänderung wird daher unterdrückt, und zwar elastisch, was zu hohen inneren Spannungen führt. Erst wenn alle Körner des Vielkristalls sich plastisch verformen, ist die Streckgrenze erreicht [2].

Wird ein Gleitsystem eines Korns angeregt, so werden Versetzungen auf diesem Gleitsystem erzeugt und bewegt. Die Korngrenzen sind jedoch ein unüberwindbares Hindernis für die Versetzungsbewegung, denn der Burgersvektor muss ein Translationsvektor des Kristalls sein, was für das Nachbarkorn nicht zutrifft. Daher stauen sich die Versetzungen an der Korngrenze auf. Diese aufgestauten Versetzungen weisen nicht den gleichen Abstand zueinander auf, sondern haben mit steigender Entfernung zur Korngrenze einen größeren Abstand. Grund dafür ist, dass die aufgestauten Versetzungen eine Rückspannung ausüben [2].

Die Aufstaulänge in einem Korn ist begrenzt durch den halben Korndurchmesser $D/2$, da auf der gegenüberliegenden Seite des Korn ebenfalls ein Aufstau entsteht (Abb.2).

**Abb. 2:** Ein Versetzungsaufstau in Korn 1 hervorgerufen durch die Versetzungsquelle S1, aktiviert eine Versetzungsquelle S2 in Korn 2 [2]

Die verwendeten Materialien weisen, nach der Herstellung ein sehr feines Gefüge auf. Jedoch ist es nicht immer möglich dieses feine Gefüge bis zum Einsatz am Fahrzeug zu erhalten. Die Bauteile müssen einer oder auch mehreren Wärmebehandlungen unterzogen werden, wobei es immer wieder zu Kornwachstum kommt. Deswegen wird auch im Rahmen dieser Diplomarbeit auf die Möglichkeiten einer optimierten Wärmebehandlung für die getesteten Stähle eingegangen.

2.2. Kaltverfestigung

Für Einkristalle, die sich durch Einfachgleitung verformen, erhält man eine idealisierte Verfestigungskurve. Abgesehen vom elastischen Bereich, können drei Bereiche unterschieden werden [2].

Die schematische Verfestigungskurve ist in Abb. 3 dargestellt.

Bereich 1: (Easy Glide Bereich) Geringer Verfestigungskoeffizient

Bereich 2: Große lineare Festigkeitszunahme

Bereich 3: Abnahme des Verfestigungskoeffizienten (dynamische Erholung)

Die Verfestigungskurve ist wie folgt zu interpretieren:

Bereich 1 ist dadurch gekennzeichnet, dass Versetzungen nach Erreichen einer Schubspannung τ_0 lange Wege zurücklegen können und teilweise den Kristall verlassen. Nur wenige Versetzungen werden im Kristall gespeichert. Durch die gespeicherten Versetzungen kommt es lokal zur Versetzungsbewegung in sekundären Gleitsystemen, zwar ohne Beitrag zur Dehnung, aber mit großem Einfluss auf die Festigkeit. Dadurch wird das Ende des Bereiches 1 eingeleitet [2].

Der **Bereich 2** ist dadurch gekennzeichnet, dass die Versetzungen auf den sekundären Systemen mit den primären Versetzungen reagieren und unbewegliche Versetzungen erzeugen können. Nachfolgende Versetzungen bleiben daher im Kristall gespeichert und tragen zur weiteren Erhöhung der inneren Spannung bei. Für jede unbewegliche Versetzung muss aber eine neue Versetzung gebildet werden, um die Verformungsgeschwindigkeit im Zugversuch aufrechtzuerhalten. Daher steigt die Versetzungsdichte im Kristall stark an. Nach Erreichen einer Schubspannung τ_{III} nimmt die Festigkeit zwar weiter zu, aber der Verfestigungskoeffizient wird kleiner [2].

Bereich 3 ist der längste Bereich der Verfestigungskurve. Der Grund für die Verringerung des Verfestigungskoeffizienten ist hauptsächlich das Quergleiten von Schraubenversetzungen [2].

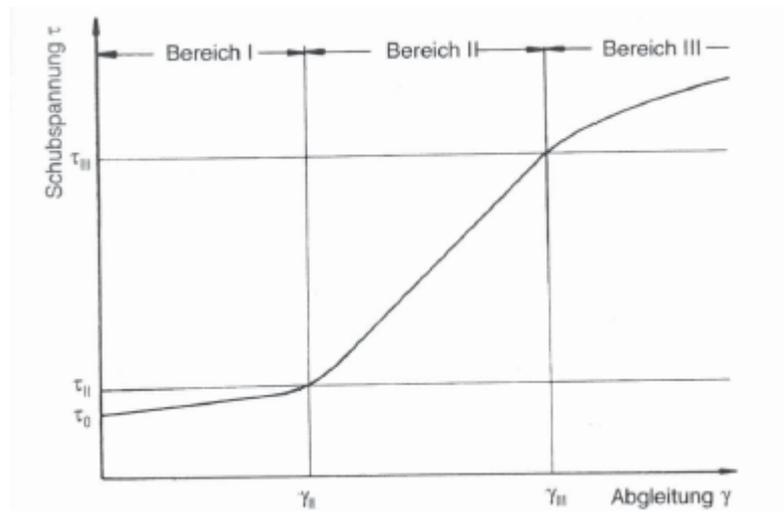


Abb. 3: Schematische Verfestigungskurve von kfz – Einkristallen, die für Einfachgleitung orientiert sind [2]

Die Kaltverfestigung spielt bei unseren Bauteilen insoweit eine Rolle, da alle integrierten Antriebswellen kugelgestrahlt werden. Durch das Kugelstrahlen wird die Oberfläche kaltverfestigt, und Druckeigenstressungen in die Oberfläche eingebracht, diese verhindern oder verzögern die Rissbildung und den Rissfortschritt

2.3. Mischkristallhärtung

Eine der wesentlichen Möglichkeiten die Festigkeit von Stahl zu erhöhen, besteht im Legieren. Liegt die Legierung im festen Zustand vor, so bezeichnet man die erreichte Erhöhung von τ_0 gegenüber dem Reinmetall als Mischkristallhärtung [2].

Das Material NC310YW ist ein typischer Vertreter, der unter anderem über die Mischkristallhärtung seine Festigkeitseigenschaften erhält.

Die Mischkristallhärtung ist eine Folge der Wechselwirkung der Legierungsatome mit den Versetzungen, die zur Behinderung der Versetzungsbewegung führt. Fremdatome können auf dreierlei Weise mit den Versetzungen wechselwirken [2]:

- Parelastische Wechselwirkung
- Dielastische Wechselwirkung
- Chemische Wechselwirkung

Parelastische Wechselwirkung: Fremdatome haben eine andere Atomgröße als die Matrixatome. Ihr Einbau in das Kristallgitter verursacht daher Druckspannungen oder Zugspannungen.

Da es an einer Stufenversetzung geweitete und komprimierte Bereiche gibt, wird die mit der elastischen Verzerrung verbundene Energie der Fremdatome verringert, wenn diese sich an der Versetzung statt im perfekten Gitter aufhalten. Bei Bewegung der Versetzung werden aber Versetzung und Fremdatom getrennt, was sich in einer rücktreibenden Kraft auf die Versetzung auswirkt. Zur Überwindung dieser Kraft muss eine zusätzliche Spannung aufgebracht werden. Dadurch wird die kritische Schubspannung des Mischkristalls gegenüber derjenigen der reinen Matrix erhöht [2].

Dielastische Wechselwirkung: Die dielastische Wechselwirkung beruht darauf, dass die Energie einer Versetzung dem Schubmodul G proportional ist. Hat ein Fremdatom einen anderen Schubmodul als die Matrix, so bewirkt das Volumen des Fremdatoms eine Änderung der Gesamtenergie der Versetzung. Daraus resultiert ein Energieunterschied zum reinen Metall [2].

Chemische Wechselwirkung: Dieser nach Suzuki [2] benannte Effekt beruht darauf, dass die Stapelfehlerenergie von der Zusammensetzung abhängt, und zwar mit zunehmender Fremdatomkonzentration gewöhnlich abnimmt. Mit abnehmender Stapelfehlerenergie erhöht sich aber die Aufspaltungsweite der Versetzungen, wodurch sich die Gesamtenergie verringert. Fremdatome wandern daher bevorzugt zu den Versetzungen, um durch Konzentrationserhöhung die Stapelfehlerenergie zu verringern. Bei Bewegung der Versetzungen verändern sich die Konzentrationsverhältnisse, so dass eine rücktreibende Kraft auf die Versetzung wirkt [2].

2.4. Dispersionshärtung

Enthält ein Material nichtmetallische Einschlüsse, beispielsweise Oxide oder Boride, die häufig zur Kornfeinung beim Vergießen, oder aber auch bewusst zur Verbesserung der mechanischen Eigenschaften der Schmelze zugegeben werden, so können Festigkeitssteigerungen erzielt werden.

Der Grund für die Dispersionshärtung ist die Hinderniswirkung der inkohärenten Dispersoide für die Versetzungsbewegung. Die Versetzungen können die Partikel nicht durchschneiden, vielmehr müssen sie sich zwischen den Teilchen auswölben. Beim Weiterbewegen der Versetzung wird der Krümmungsradius wieder vergrößert, wozu keine weitere Spannungserhöhung notwendig ist. Schließlich werden sich antiparallele Versetzungsteile hinter den Teilchen

berühren, und eine freie Versetzung kann sich von dem Teilchen ablösen. Allerdings bleibt ein Versetzungsring um das Teilchen zurück. Dieser Mechanismus zur Umgehung von Teilchen wird als Orowan – Mechanismus bezeichnet. Die kritische Schubspannung hängt vom mittleren Teilchenabstand ab. Dieser ist sehr schwer bestimmbar, er hängt mit dem *Volumenbruchteil* f und der *Teilchengröße* r zusammen. Die Fließspannung hängt entscheidend vom *Dispersionsgrad* f/r ab. Besonders wirksam ist eine Dispersion mit kleinen Teilchen.

Die Versetzungsringe werden durch die Schubspannung fest an das Teilchen gepresst. Durch das von den Versetzungen selbst erzeugte Spannungsfeld wird eine nachfolgende zweite Versetzung beeinflusst. Die zweite Versetzung benötigt mehr Energie (Spannung) als die erste Versetzung um das Teilchen zu überwinden [2].

2.5. Ausscheidungshärtung

Ausscheidungen, die sich bei der Abkühlung eines homogenen Mischkristalls in einem Zweiphasengebiet bilden, tragen zur Festigkeitssteigerung bei. Ausscheidungen sind von der Matrix durch Phasengrenzen getrennt. Dabei kann zwischen drei Arten von Phasengrenzen unterschieden werden, nämlich kohärente, teilkohärente oder inkohärente (Abb. 4) [2].

Inkohärente Phasengrenzen wirken auf Versetzungen wie Korngrenzen, sie sind unüberwindliche Hindernisse. Durch Abschrecken aus dem Einphasengebiet und anschließendem Auslagern bei tiefen Temperaturen entstehen metastabile Phasen mit kohärenten oder teilkohärenten Phasengrenzen. Kristallographische Ebenen und Richtungen der Matrix setzen sich in der Ausscheidung mit leichter Verzerrung fort. In diesem Fall können sich Versetzungen durch die Ausscheidung hindurchbewegen. Allerdings sind dazu Kräfte zu überwinden, die die Ausscheidung auf die Versetzung ausübt (Abb. 5).

Bewegt sich eine Versetzung durch eine kohärente Ausscheidung, so wird das Teilchen abgeschert, weil die Versetzung die Atome oberhalb der Gleitebene um einen Burgers Vektor verschiebt. Dadurch entstehen zusätzliche Phasengrenzflächen, deren Energie beim Schneiden des Teilchens durch die angelegte Spannung aufgebracht werden muss [2].

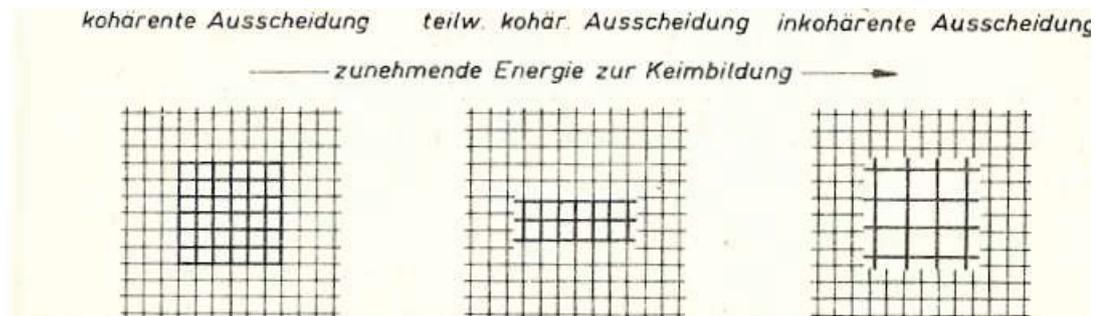


Abb. 4 Prinzipielle Darstellung kohärenter, teilkohärenter und inkohärenter Ausscheidungen [2]

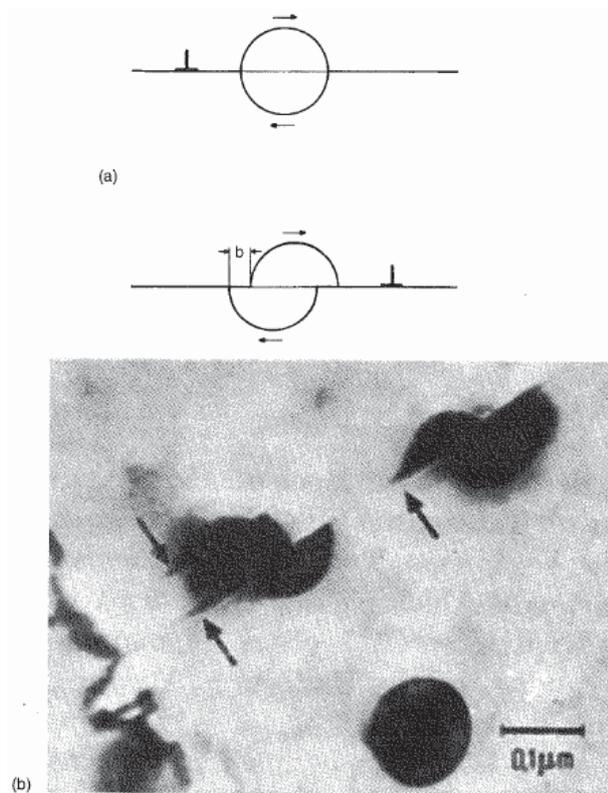


Abb. 5 Schneidet eine Versetzung ein Teilchen, so scheidet das Teilchen ab. a) schematisch; b) Beobachtet in Ni-19%Cr-6%Al [2]

3. Legierungselemente im Stahl

Reineisen kann die Anforderungen, die durch die Industrie an die Bauteile und Werkstoffe gerichtet werden, nicht erfüllen. Durch das Zulegieren von weiteren Elementen kann das Eigenschaftsspektrum von Eisen aber sehr stark erweitert werden. Im Weiteren wird auf die Legierungselemente eingegangen, die den Stählen für unsere Anwendung zulegiert werden.

3.1. Eisenbegleiter

Für viele Stahlqualitäten sind in vielen Fällen nicht so sehr die Gehalte der „erwünschten“ Legierungselemente, sondern die der unerwünschten, der Stahlbegleiter, maßgebend. Das sind die während der Stahlherstellung unbeabsichtigt aus den Erzen, der Ofenausmauerung und dem Schrott aufgenommenen Bestandteile wie Silizium, Mangan, Phosphor, Schwefel, Stickstoff und nichtmetallische Einschlüsse sulfidischer, oxidischer und silikatischer Art.

Insbesondere die Art ihrer Verteilung (gleichmäßig oder örtlich konzentriert) kann bei sonst gleicher chemischer Zusammensetzung zu sehr unterschiedlichen Stahleigenschaften führen [3].

3.1.1. Mangan

α -Eisen löst bei Raumtemperatur etwa 10 Mass.% Mangan, d.h. in mit Mangan legierten Stählen tritt keine besondere Phase auf. Der Mangangehalt kann deshalb nicht mit metallografischen Methoden bestimmt werden. Unlegierte Stähle können bis zu 1,6% Mangan enthalten, darüber hinaus gelten sie als manganlegiert. Mangan führt den Schwefel in die ungefährliche Form MnS über, wodurch der Stahl warmverformbar wird. MnS wird beim Walzen zeilenförmig in Walzrichtung gestreckt, und das beeinflusst deutlich die Zähigkeitseigenschaften quer zur Walzrichtung [3].

3.1.2. Silizium

α -Eisen löst bei Raumtemperatur etwa 14 Mass.% Silizium, so dass abgesehen von den Silikaten keine spezielle Phase auftritt. Silizium ist ein wirksames Desoxidationsmittel. Es entstehen rundliche, meistens harte und spröde Silikate, die beim Walzen nicht verformt, aber in Zeilenform angeordnet werden. In unlegierten Stählen kann bis zu 0,5 Mass% Silizium enthalten sein [3].

3.1.3. Phosphor

Phosphor bildet mit Eisen Substitutionsmischkristalle. Von allen bisher untersuchten Elementen vermindert Phosphor neben Zinn die Zähigkeit am stärksten. Die Übergangstemperatur der Kerbschlagzähigkeit kann durch Zugabe von 0,6 Mass% Phosphor um bis zu 300°C erhöht werden. Es treten

vorwiegend Korngrenzenbrüche auf. Der Höchstgehalt bei Qualitätsstählen beträgt nach DIN EN 10083 0,045 Mass.% [3].

3.1.4. Schwefel

Die Schwefellöslichkeit des α -Eisen ist bei Raumtemperatur so gering, dass eine charakteristische Phase im Gefüge auftritt, das Eisensulfid FeS.

Das bei 1200°C schmelzende FeS verursacht zwischen 800° und 1000°C Warm- und Rotbrüche bei der Warmformgebung, und oberhalb von 1200°C führt FeS zu Heißbruch. Der Schwefelgehalt wird daher wegen seiner stark schädigenden Wirkung auf Höchstwerte begrenzt. Für Qualitätsstähle liegt der maximale Schwefelgehalt bei 0,045 Mass.% [3].

3.1.5. Stickstoff

Stickstoff schädigt die mechanischen Eigenschaften der Stähle in großem Umfang. Einige hundertstel Prozent Stickstoff erhöhen die Streckgrenze und die Festigkeit, verringern aber stark das Verformungsvermögen, insbesondere die Kerbschlagzähigkeit. Der Stickstoffgehalt wird daher als Beurteilungsmaßstab für die Qualität von Stählen herangezogen.

Bei 590°C löst α -Eisen 0,1 Mass% Stickstoff, bei Raumtemperatur ist Stickstoff nahezu unlöslich. Durch rasches Abkühlen bleibt der Stickstoff aber zwangsgelöst. Stickstoff im Stahl führt zu Reckalterung und Blausprödigkeit [3].

3.1.6. Wasserstoff

Wasserstoff ist das kleinste Element, deshalb ist die Diffusionsgeschwindigkeit im Eisen sehr viel höher als die von Kohlenstoff.

Es kann daher bei gegebener Temperatur größere Werkstückbereiche schädigen als andere Elemente. Wasserstoff kann nur atomar gelöst werden, weiters kann auch nur atomarer Wasserstoff diffundieren. Molekularer Wasserstoff bleibt als Pore oder Schlacke im Werkstoff eingeschlossen, wo er zu einem lokalen dreiachsigen Spannungszustand führt.

Wasserstoff führt zur Verringerung der Verformungsarbeit in einem Werkstoff und in weiterer Folge zu Sprödbrüchen in Bauteilen (Wasserstoffversprödung hochfester Legierungen) [3].

3.2. Einfluss der Legierungselemente auf die Eigenschaften

An keinem anderen Werkstoff lassen sich die Eigenschaften durch Legieren in einem solch großen Umfang ändern wie bei Stahl. Der legierte Stahl enthält außer Eisen und Kohlenstoff noch mehrere Legierungselemente. Wegen der komplexen Wechselwirkung zwischen den Legierungselementen und ihrer nicht additiven Wirkung lassen sich Eigenschaftsänderungen nur in sehr allgemeiner Form angeben. Um bestimmte Eigenschaften zu erzeugen, werden die Elemente in genau definierten Mengen dem Eisen zugegeben. Als legiert gelten diejenigen Stähle, wo zumindest ein Element einen definierten Grenzwert überschreitet (Tab. 2) [3]. Legierte Stähle werden in „niedriglegierte (der Gehalt jedes Legierungselements <5%) und „hochlegierte“ Stähle unterteilt [3].

Niedriglegierte Stähle haben prinzipiell ähnliche Eigenschaften wie Unlegierte. Ihre wichtigste Eigenschaft ist die verbesserte Härbarkeit, aber auch andere Verbesserungen werden erreicht. Die Warmfestigkeit wird beispielsweise durch Zugabe von Molybdän verbessert, oder die Anlassbeständigkeit wird durch die Bildung von Karbiden verbessert. Wenn die Eigenschaften von un- oder niedriglegierten Stählen nicht mehr ausreichen, ist der Einsatz von hochlegierten Stählen mit Sondereigenschaften notwendig [3].

Tab. 2: Für die Abgrenzung der legierten von den unlegierten Stählen maßgebliche Gehalte von verschiedenen Elementen nach DIN EN 10020 [3]

Legierungselement	Grenzgehalt in Massen- prozent
Aluminium	0,10
Bismut	0,10
Blei	0,40
Bor	0,0008
Chrom	0,30
Kobalt	0,10
Kupfer	0,40
Lanthanide	0,05
Mangan	1,60
Molybdän	0,08
Nickel	0,30
Niob	0,05
Selen	0,10
Silicium	0,50
Tellur	0,10
Titan	0,05
Vanadium	0,10
Wolfram	0,10
Zirkon	0,05
Sonstige (mit Ausnahme von Kohlenstoff, Phosphor, Schwefel, Stickstoff und Sauerstoff) jeweils	0,05

Im weiteren wird auf den Einfluss der wichtigsten Legierungselemente auf Rein - Eisen eingegangen.

Kohlenstoff

Ist das wichtigste Element für Stahl, es beeinflusst am stärksten die Eigenschaften. Mit zunehmendem Kohlenstoffgehalt steigen die Festigkeit und die Härte, Dehnung und Verformbarkeit werden dagegen verringert [4].

Aluminium

Ist das häufigste angewendete Desoxydationsmittel und unterstützt in kleinen Zugaben die Feinkornbildung [4].

Chrom

Macht den Stahl härtbar, da es die kritische Abkühlgeschwindigkeit für die Martensitbildung herabsetzt. Im Gegenzug wird aber die Kerbschlagzähigkeit verringert. Chrom ist ein Karbidbildner, seine Karbide steigern die Schnitthaltigkeit und die Verschleißbeständigkeit [4].

Kobalt

Kobalt bildet keine Karbide, sondern hemmt das Kornwachstum bei höheren Temperaturen. Zudem verbessert Kobalt die Anlassbeständigkeit und die Warmfestigkeit [4].

Mangan

Mangan setzt die Abkühlgeschwindigkeit sehr stark herab und erhöht damit die Härtbarkeit. Streckgrenze und Festigkeit werden erhöht [4].

Molybdän

Molybdän wird meist mit anderen Elementen legiert. Die Feinkornbildung und die Härtbarkeit werden verbessert, damit steigt die Streckgrenze und die Festigkeit [4].

Nickel

Nickel bewirkt eine deutliche Erhöhung der Kerbschlagzähigkeit und wird deshalb zu Erhöhung der Zähigkeit in Einsatz-, Vergütungs- und kaltzähen Stählen eingesetzt [4].

Silizium

Silizium erhöht die Festigkeit und Verschleißfestigkeit, gleichzeitig wird die Elastizitätsgrenze stark erhöht [4].

Vanadin

Vanadin verfeinert das Primärkorn und ist ein starker Karbidbildner, dadurch erhöht sich der Verschleißwiderstand [4].

4. Wärmebehandlung von höchstfesten Stählen für Wechselbelastungen

Die Wärmebehandlung ist ein Verfahren oder die Kombination mehrerer Verfahren, bei denen ein Werkstück im festen Zustand Temperaturänderungen unterworfen wird, um bestimmte Werkstoffeigenschaften zu erzielen.

Dabei kann durch die Umgebung eine Änderung der chemischen Zusammensetzung erfolgen (Aufkohlen, Nitrieren).

Es können folgende Eigenschaftsänderungen erzielt werden [3].

- Spanende Bearbeitung verbessern (Weichglühen, Grobkornglühen)
- Festigkeit erhöhen/verringern (Härten, Normal- und Weichglühen)
- Auswirkung von Kaltverformung beseitigen (Normalglühen, Rekristallisationsglühen)
- Beseitigung von Seigerungen (Diffusionsglühen)
- Änderung der Korngröße (Grobkornglühen, Rekristallisationsglühen)
- Beseitigen von Eigenspannungen (Spannungsarmglühen)
- Erzeugen bestimmter Gefügestände (Normalglühen und Weichglühen)

In weiterer Folge wird auf die in dieser Arbeit relevanten Wärmebehandlungen eingegangen. Dies sind: Aufkohlen und Vergüten für Vergütungsstähle, Auslagern für Warmarbeitsstahl und eine noch durch Versuche zu definierende Wärmebehandlung zur Erhöhung des Verschleißbeständigkeit.

4.1. Härten (Vergüten)

Beim Härten, in diesem Fall das Umwandlungshärten, wird der Stahl soweit erwärmt, dass das gesamte Gefüge als Austenit vorliegt. Austenit kann mehr Kohlenstoff lösen als Ferrit. Kühlt man den Austenit rasch ab, kann der Kohlenstoff nicht mehr aus dem Gitter herausdiffundieren. Die Eisenatome ordnen sich kubisch-raumzentriert an, die Kohlenstoffatome setzen sich auf die

Oktaederlücken und es kommt zu einer tetragonalen Verzerrung des Gitters (Martensit).

Ein zunehmender Kohlenstoffgehalt im Stahl bewirkt

- Umwandlungsbeginn des Martensit (M_s) und dessen Ende (M_f) werden zu tieferen Temperaturen verschoben
- Kritische Abkühlgeschwindigkeit wird erniedrigt
- Anteil an Restaustenit nimmt zu

Bei Stählen mit Kohlenstoffgehalten $< 0,2\%$ ist die kritische Abkühlgeschwindigkeit nicht, oder nur mit sehr großem Aufwand erreichbar. Daher beträgt bei härtbaren Stählen der Mindestkohlenstoffgehalt $0,2 - 0,25\%$ C.

Ab einem C-Gehalt von $0,5 - 0,6\%$ bleibt zunehmend mehr Restaustenit im Gefüge zurück, da die Martensit – Finish – Temperatur nicht mehr unterschritten wird. Das bedeutet, dass die Härte nicht mehr zunimmt [3]. Abb. 6 zeigt den Einfluss unterschiedlicher Abkühlgeschwindigkeiten auf die Umwandlungspunkte und die Gefügeausbildung.

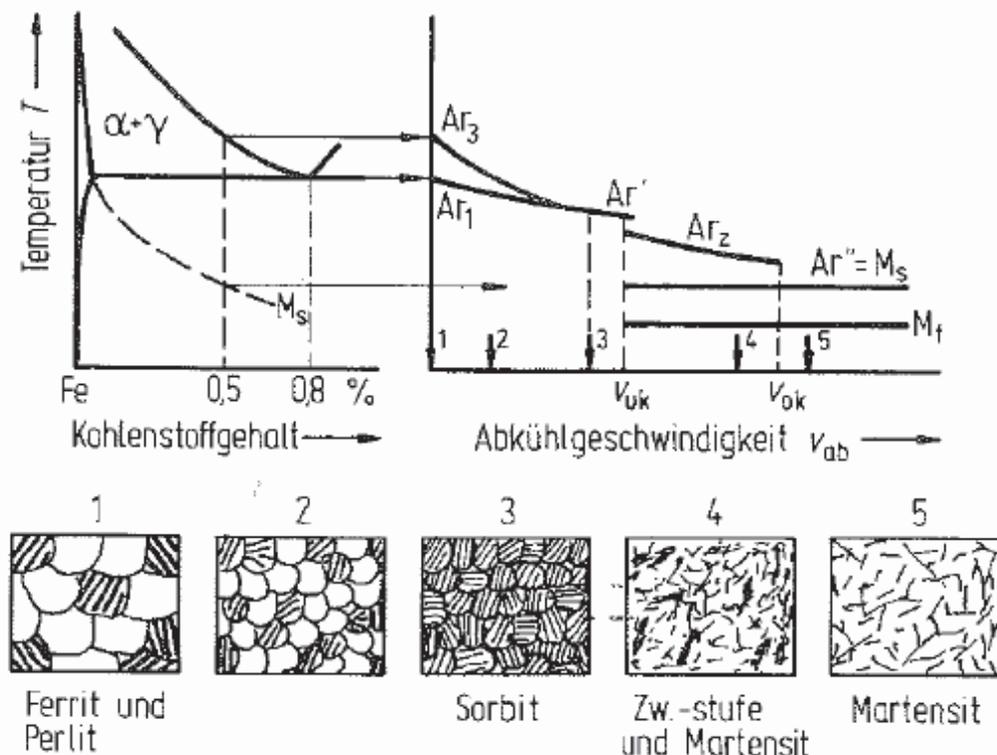


Abb. 6: Einfluss der Abkühlgeschwindigkeit auf die Lage der Umwandlungspunkte eines unlegierten Stahls [3]; v_{uk} ...untere kritische Abkühlgeschwindigkeit, v_{ok} ...oberer kritische Abkühlgeschwindigkeit

Die Erscheinungsform des Martensit wird durch den Kohlenstoffgehalt und die Legierungselemente beeinflusst. Bei geringen Kohlenstoffgehalten im Bereich von 0,5 Mass% C und geringen Mengen von Legierungselementen bildet sich der Lattenmartensit, bei einem Kohlenstoffgehalt von 0,8 - 1 Mass.% Kohlenstoff bildet sich der Plattenmartensit (Abb. 7) [3].

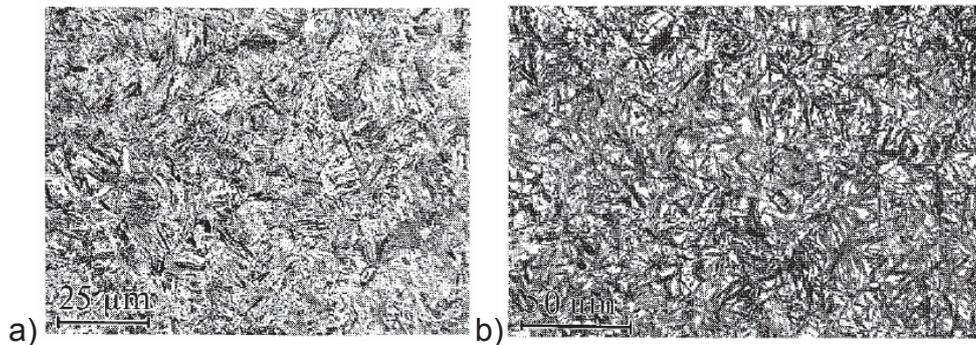


Abb. 7: a) Lattenmartensit; b) Plattenmartensit [3]

4.2. Einsatzhärten

Einsatzhärten ist eine Wärmebehandlung, bei der von außen Kohlenstoff an die Bauteiloberfläche abgegeben wird und anschließend das Bauteil gehärtet wird. Durch Diffusion wird Kohlenstoff in atomarer Form in die Oberfläche eingebracht. Dieser Vorgang wird als Aufkohlen bezeichnet, die Tiefe der Diffusion ist durch die Haltezeit auf Aufkohlungstemperatur bestimmt.

Die Temperatur bei der Kohlenstoffdiffusion muss so hoch gewählt werden, dass:

- die Bildung von Fe_3C vermieden wird
- der erforderliche C – Gehalt im Eisen gelöst werden kann (<0,8%)

Der Werkstoff muss austenitisiert werden da die Diffusion ein thermisch aktivierter Prozess ist. Da die Diffusionsgeschwindigkeit im γ – Eisen ist geringer ist als im α – Eisen, ist die Aufkohlungsdauer trotz hoher Temperaturen sehr lange. Die mittlere Eindringtiefe kann mittels dem Einsteinschen Diffusionsweg (Glg. 4.1) abgeschätzt werden [3]. Der Diffusionskoeffizient ist durch Glg. 4.2 gegeben.

$$x_m = \sqrt{Dt} \quad (4.1)$$

$$D = D_0 \times e^{\frac{-Q}{RT}} \quad (4.2)$$

D...Diffusionskoeffizient

D_0 ...Frequenzfaktor

t...Zeit

x_m ...Einstein'sche Diffusionsweg

Q...Aktivierungsenergie

R...Gaskonstante

T...Temperatur

Für unlegierte Kohlenstoffstähle ist bei einer Aufkohlungstiefe von 2 mm und bei einer Temperatur von ca. 940°C mit einer Aufkohlungszeit von 16 h zu rechnen. Der Diffusionsprozess erfordert eine metallisch blanke Oberfläche, partielles Härten ist mittels spezieller Abdeckpasten oder durch partielles Aufbringen von Kupfer als Diffusionsbarriere möglich. Der atomare Kohlenstoff kann nur über die Gasphase in die Werkstoffoberfläche eindiffundieren. Als Aufkohlungsmittel können feste, flüssige und gasförmige Mittel verwendet werden [3].

Im Rahmen dieser Arbeit wurden nur gasförmige Aufkohlungsmittel verwendet.

In der Regel ist eine verschleißfeste Oberfläche erwünscht, d.h. das Gefüge soll martensitisch sein. Die Schwierigkeit liegt im unterschiedlichen C-Gehalt von Rand und Kern. Aus dem Verlauf der Härteverteilung kann die Einsatzhärtungstiefe ermittelt werden (DIN 50190 Teil 1).

Das Härten direkt von der Einsatztemperatur ist am einfachsten und billigsten, führt aber zu ausgeprägten grobkörnigen Martensit mit großen Restaustenitgehalten (Abb. 8) [3]. In der vorliegenden Diplomarbeit wird das Einfachhärten durchgeführt, da es hier zu sehr geringen Restaustenitgehalten kommt. Es wird von der Aufkohlungstemperatur, im Ofen auf Raumtemperatur abgekühlt, anschließend wird auf Härtetemperatur aufgeheizt und das Bauteil vollständig austenitisiert. Nach dem Abschrecken auf Raumtemperatur wird das Bauteil tiefgekühlt um den Restaustenitgehalt zu minimieren. Danach wird zwei Mal angelassen um die richtigen Werkstoffkennwerte einzustellen.

Die exakten Verfahrensparameter sind unter Punkt 6 – Experimentelles zu finden.

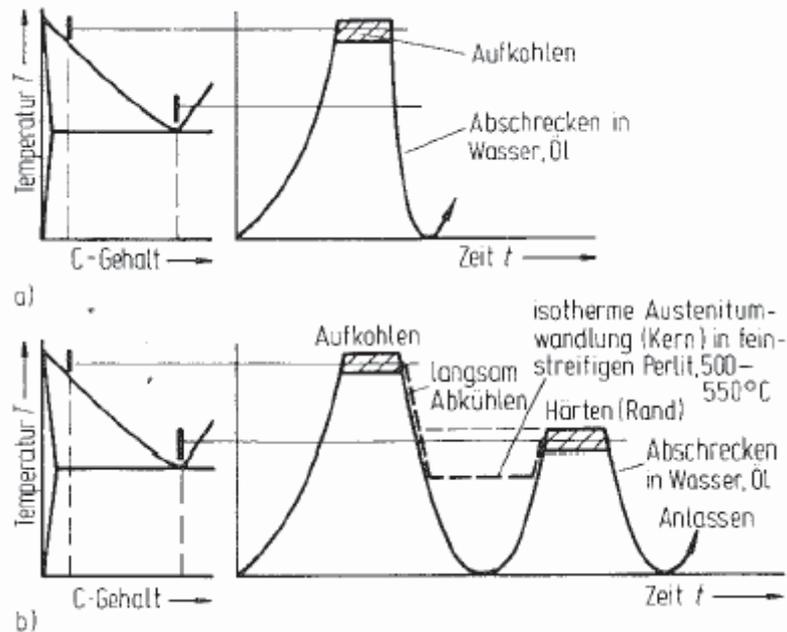


Abb. 8: Mögliche Härteverfahren a) Direkthärten: Abschrecken von Einsatztemperatur;
b) Einfachhärten nach langsamer Abkühlung [3]

4.3. Auslagern

Warmarbeitsstähle und Maraging Stähle erreichen ihre Festigkeiten durch die Wärmebehandlung mittels Auslagern (Abb. 9).

Der Warmarbeitsstahl bildet ein martensitisches Grundgefüge in dem und feinverteilte Karbide und Sonderkarbide eingelagert sind.

Bei Maraging Stählen besteht das Gefüge nach der Wärmebehandlung aus dem so genannten Nickelmartensit und ausgeschiedenen intermetallischen Phasen. Maraging Stähle haben eine hohe Zugfestigkeit. Der hohe Gehalt an Nickel bewirkt aber eine hohe Dichte des Materials. Maraging Stähle weisen zwar ein sehr gutes Dauerfestigkeitsverhalten auf. Dem steht aber die höhere Dichte und somit das höhere Gewicht des Materials gegenüber.

Beim Auslagern wird die begrenzte Löslichkeit von Legierungselementen mit sinkender Temperatur ausgenutzt. Ausgelagert wird immer nach dem Härteprozess, d.h. vor dem Auslagern liegt ein übersättigter Mischkristall vor. Mit der richtig gewählten Wärmebehandlungstemperatur und -zeit kann man gezielt bestimmte Legierungselemente aus dem Mischkristall ausscheiden lassen. So entsteht ein zweiphasiges Gefüge, eine zähe martensitische Matrix in der homogen und fein verteilt sehr harte karbidische Ausscheidungen, oder intermetallischen Ausscheidungen vorliegen [3].

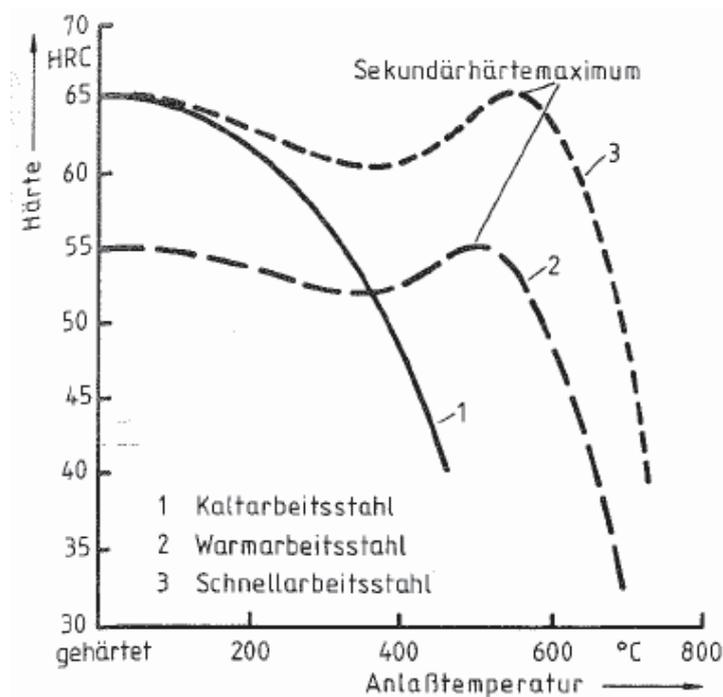


Abb. 9: Härtekurve beim Anlassen von Werkzeugstählen [3]

4.4. Unterdruck Aufkohlen (low pressure carburizing)

Das Unterdruckaufkohlen verdrängt immer mehr das konventionelle Einsatzhärten bei Stählen, die kein Ölbad zum Abschrecken benötigen.

Ziel ist es, wie beim Einsatzhärten, Kohlenstoff in die Oberfläche des Stahls eindiffundieren zu lassen.

Dies geschieht jedoch im Vakuum, der grundsätzliche Prozessablauf ist wie folgt:

- Evakuieren des Ofens (modifizierter Vakuumhärteofen)
- Aufheizen auf Aufkohlungstemperatur
- Fluten des Ofens mit Trägergas
- Diffusion
- Evakuieren
- Fluten des Ofens mit Trägergas
- Diffusion
- Evakuieren
- Hochdruck – Abschrecken mit Stickstoff

Das Verfahren kann ein- bzw. mehrstufig ausgeführt werden. Die wesentlichen Vorteile dieses Prozesses liegen in der Durchlaufzeitverkürzung und der geringeren Aufkohlungstemperatur, damit einhergehend ein

geringeres Kornwachstum und ein gleichmäßigeres Gefüge. Weiters ist es möglich einen höheren Gehalt an Kohlenstoff in das Bauteil einzubringen.

5. Mechanische Eigenschaften hochfester Stähle

Zur Charakterisierung hochfester Stähle für den Motorsportbereich sind drei Werkstoffkennwerte vorrangig: spezifische Zugfestigkeit, Bruchdehnung und spezifische Dauerfestigkeit.

5.1. Zugfestigkeit

Die Zugfestigkeit ist die Spannung die im Zugversuch aus der maximal erreichten Zugkraft bezogen auf den ursprünglichen Querschnitt der Probe errechnet wird. Die Streckgrenze ist die Grenze bis zu der duktile Werkstoffe ohne bleibende plastische Verformung gedehnt werden können. Die Zugfestigkeit und die Streckgrenze sind statische Festigkeitswerte.

Im Zugversuch wird der Spannungs- Dehnungsverlauf aufgenommen und als charakteristische Kurve für das entsprechende Material ausgegeben.

Je nach Werkstoffverhalten gibt es unterschiedliche Kurvenverläufe. Hochfeste Stähle weisen keine ausgeprägte Streckgrenze mehr auf. Ausgeprägte Streckgrenzen weisen weiche Werkstoffe auf die bei gleich bleibender Prüfkraft fließen und im Spannungs- Dehnungsdiagramm zu Unstetigkeiten führen. Die Zugfestigkeiten der untersuchten, hochfesten Stählen liegt bei >2000 MPa und Bruchdehnungen liegen bei 8,5% [3].

In Abb. 10 sind unterschiedliche Spannungs-Dehnungskurven eines Stahles mit unterschiedlichen Wärmebehandlungszuständen aufgetragen. Kurve 1 zeigt den Stahl im gehärteten Zustand mit sehr geringer Bruchdehnung, Kurve 2 ist das selbe Material im vergüteten Zustand und Kurve 3 zeigt das Material im geglühten Zustand. Man kann sehr gut erkennen, dass mit sinkender Zugfestigkeit die Bruchdehnung ansteigt.

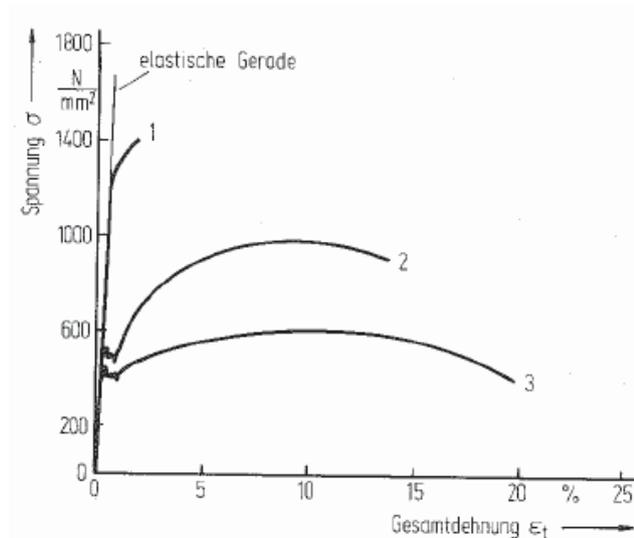


Abb. 10: Spannungs – Dehnungskurven eines Vergütungsstahles mit unterschiedlichen Behandlungszuständen: 1) gehärtet 2) vergütet 3) normalgeglüht [3]

5.2. Bruchdehnung

Die Bruchdehnung ist die plastische Dehnung der Probe nach dem Bruch und wird in Prozent angegeben [3]. Sie wird entsprechend Glg. 5.1 berechnet.

$$A = \frac{L_u - L_0}{L_0} \quad (5.1)$$

A... Bruchdehnung

L_u ... Länge nach dem Zugversuch

L_0 ...Länge vor dem Zugversuch

5.3. Schwingfestigkeit

Unter Schwingfestigkeit versteht man die Festigkeit eines Werkstoffes unter zyklischer Beanspruchung.

Eine solche Schwingbeanspruchung kann auf mechanische und thermische Betriebslasten zurückgeführt werden. Eine Sie überlagert meist eine statische Grundbelastung des Bauteils.

In der vorliegenden Arbeit wurden nur mechanische Wechselbeanspruchungen betrachtet, da die Temperaturbelastung der Antriebselemente während des Betriebes bei 250°C liegt.

Für die festigkeitsmäßige Auslegung schwingend beanspruchter Teile ist von entscheidender Bedeutung, dass bereits Spannungen im elastischen Bereich zu einem Bruch führen können [5].

5.3.1. Wöhlerlinie

Die bekanntesten Möglichkeit zur Beschreibung der Schwingfestigkeit sind die Wöhlerlinien. Wöhlerversuche werden üblicherweise durch sinusförmigen Lastverlauf mit konstanter Spannungsamplitude durchgeführt. Dies stellt eine Idealisierung der praktischen Lastfälle dar. Werden die Ergebnisse aus den Wöhlerversuchen in Form der ertragbaren Spannungsamplitude in Abhängigkeit der Lastwechselzahlen aufgetragen, ergibt sich der in Abb. 11 dargestellte Verlauf [5].

Aus dem Verlauf der Wöhlerlinie können folgende Aussagen getätigt werden:

- Bruch tritt unterhalb der statischen Festigkeit auf, wenn die Belastung wiederholt auftritt
- Je kleiner die Amplituden sind, desto höher ist die ertragbare Schwingspielzahl
- Unterhalb der Dauerfestigkeit treten keine Brüche auf, d.h. die ertragbare Schwingspielzahl wird unendlich groß.

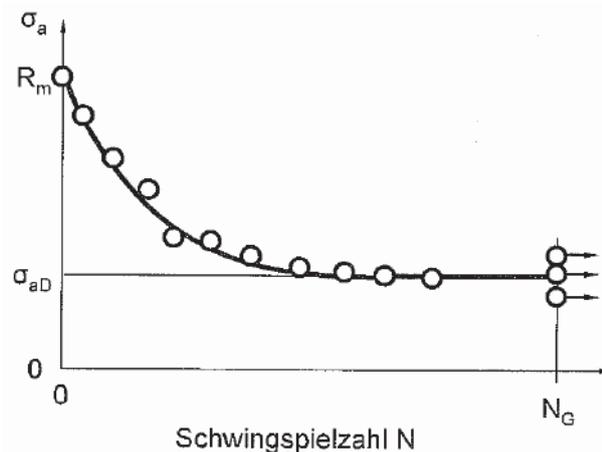


Abb. 11: Wöhlerdiagramm mit linearer Skalierung [5]

Die Wöhlerlinie kann linear oder doppellogarithmisch dargestellt werden. Meist wird die Wöhlerlinie doppellogarithmisch dargestellt, da es eine Aufteilung in Geradenabschnitte zulässt.

Manche Werkstoffe weisen eine ausgeprägte Dauerfestigkeit auf (normale Stähle). Andere Werkstoffe wie Aluminium und höchstfeste Stähle haben keine

ausgeprägte Dauerfestigkeit, sondern einen langen Übergang mit leicht fallender Kurve (Abb. 12) [5].

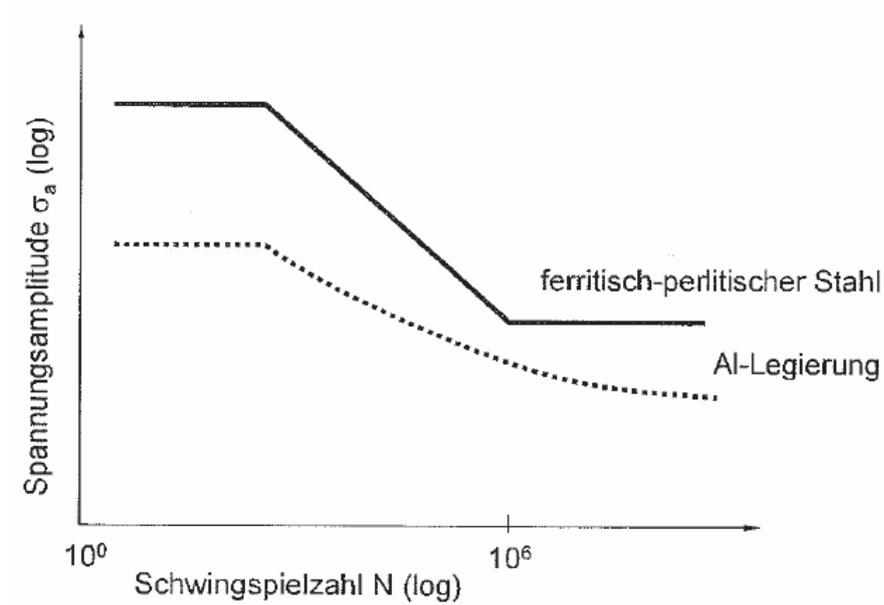


Abb. 12: Wöhlerdiagramm für Stahl und Aluminium in logarithmischer Skalierung [5]

Die Wöhlerlinie (Dauerfestigkeit, Zeitstandgerade) kann mit den drei Größen σ_{aD} (Dauerfestigkeit), N_D (Lastamplituden) und k (Steigung) der Geraden, beschrieben werden (Abb. 13).

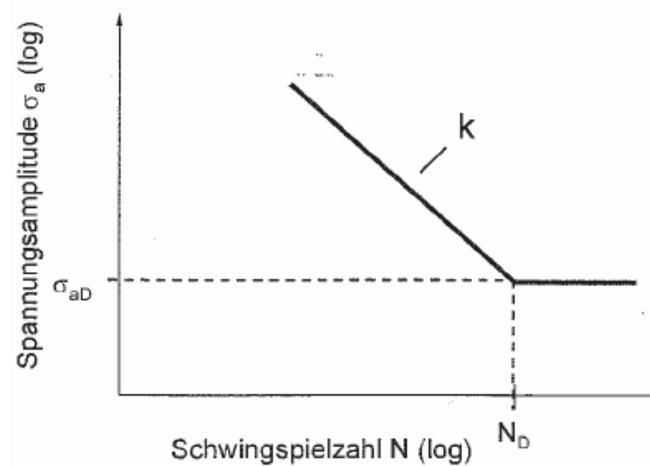


Abb. 13: Wöhlerdiagramm mit den drei Größen σ_{aD} , N_D und k [5]

Weiters kann die Wöhlerlinie in drei Bereiche unterteilt werden, Dauerfestigkeit (D), Zeitfestigkeit (Z) und Kurzzeitfestigkeit (K) (Abb. 14).

Die Dauerfestigkeit ist die Belastungsgrenze, die ein dynamisch belasteter Werkstoff ohne nennenswerte Ermüdungserscheinung ertragen kann. Die Zeitfestigkeit ist der Bereich, wo die Wöhlerkurve in doppellogarithmischer Darstellung nahezu gerade verläuft (zwischen 10^4 und ca. 10^6 Lastwechsel). Die Kurzzeitfestigkeit ist meist unterhalb von 10^4 Lastwechseln. Diese Art der Ermüdung tritt meist bei hohen plastischen Dehnungsamplituden, die zu frühzeitigem Versagen führen, auf [5].

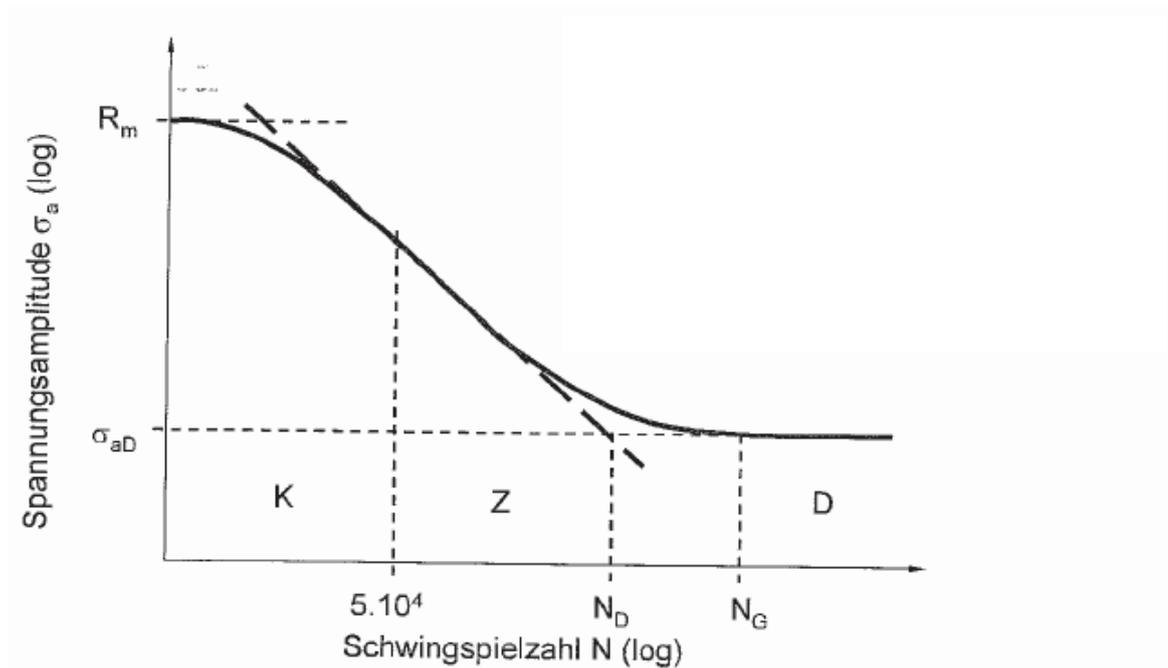


Abb. 14: Kennwerte der Wöhlerlinie [5]

5.3.2. Makroskopische Ausbildungsform von Dauerbrüchen

Durch das Aussehen eines Dauerbruches kann man eindeutig auf die Art und Größe der Beanspruchung und ihren zeitlichen Verlauf rückschließen. Typische Ausbildungsformen sind in Abb. 15 zu sehen. Es ist das zu erwartende Bruchaussehen der Dauerfestigkeitsproben (ungekerbt, mild und scharf gekerbt) in Abhängigkeit der Beanspruchungshöhe und der Belastungsart aufgetragen.

Weißer Zone: Glatte Schwingbruchfläche mit Rastlinien. Die Pfeile geben die Ausbreitungsrichtung an.

Graue Zone: Restbruchfläche (Trennbruch). Eine große Restbruchfläche bedeutet immer eine hohe Nennspannung [5].

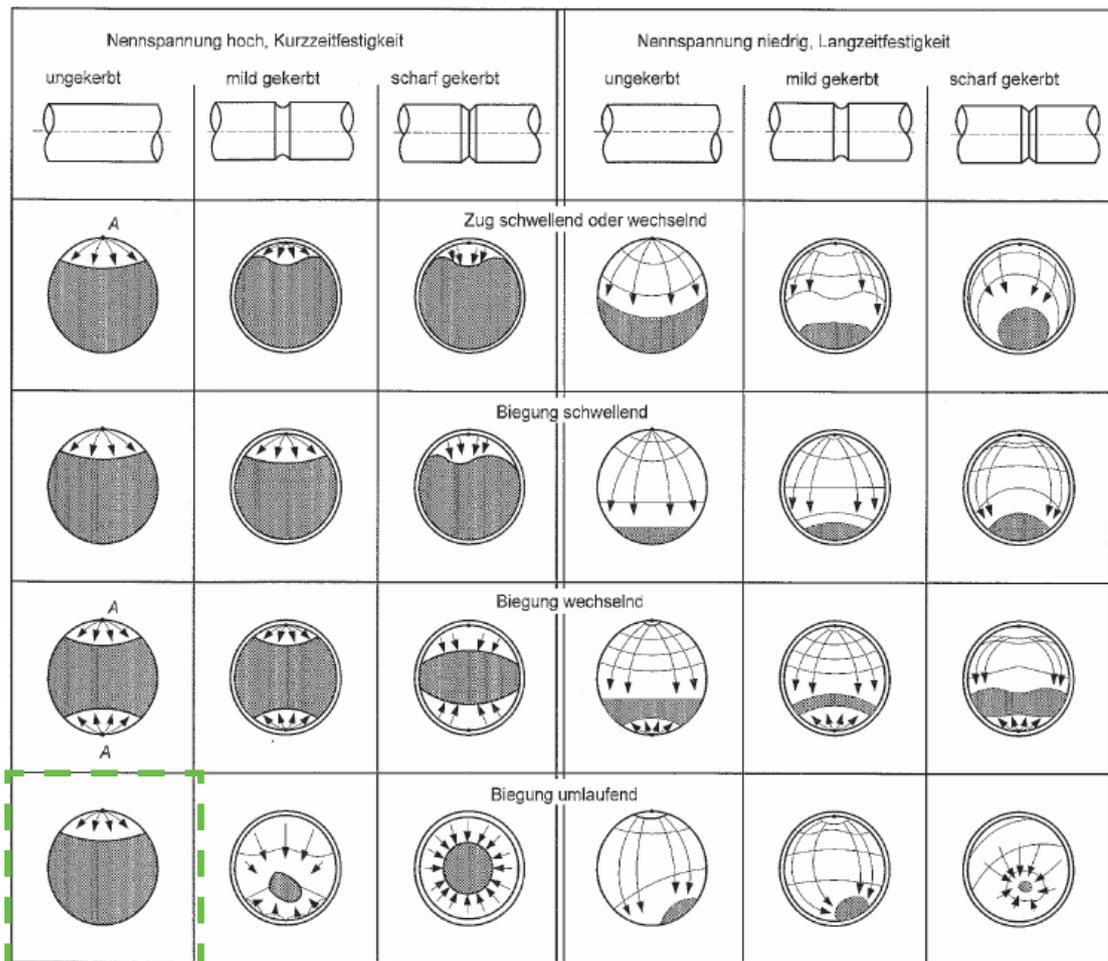


Abb. 15: Ausbildungsformen von Dauerbrüchen [5]

In der vorliegenden Arbeit wurden ungekerbte Proben für die Dauerfestigkeitsuntersuchung verwendet und mittels „Biegung umlaufend“ geprüft. Es wird daher ein Bruchaussehen entsprechend des grün markierten Bereiches erwartet.

5.3.3. Einflussgrößen auf die Schwingfestigkeit

Die Dauerfestigkeit einer Probe hat meistens eine sehr weite Streubreite. Sie ist abhängig von der Oberflächenqualität, dem Werkstoff- und Wärmebehandlungszustand, der Proben- und Bauteilgröße, der Belastungsart, der Temperatur, der Mittelspannung, der Eigenspannung und der Spannungskonzentration. Die Variationsbreite kann 1 – 70% der Zugfestigkeit betragen [5]. Im Weiteren wird auf die wichtigsten Einflussfaktoren eingegangen.

a) Einfluss von Kerben

Kerben setzen die Dauerfestigkeit von Werkstoffen stark herab. Die Kerbwirkung K_f wird mittels dem Verhältnis von der Dauerfestigkeit der ungekerbten Probe zur Dauerfestigkeit der gekerbten Probe beschrieben (Glg. 5.1) [7].

$$K_f = \frac{\sigma_{aD}}{\sigma_{aDK}} \quad (5.1)$$

σ_{aD} ... Dauerfestigkeit der ungekerbten Probe

σ_{aDK} ... Dauerfestigkeit der gekerbten Probe

Die Formzahl K_t beschreibt das Aussehen der Kerbe.

Es könnte erwartet werden, dass die Kerbwirkung K_f genauso groß ist, wie es durch die Formzahl K_t vorgegeben ist.

$$1 \leq K_f \leq K_t$$

K_f ist eine empirische Größe.

Der Zusammenhang zwischen K_t und K_f wird mit der Stützziffer n (Glg. 5.2) und der Kerbempfindlichkeitsziffer η (Glg. 5.3) beschrieben.

$$n = \frac{K_t}{K_f} \quad (5.2)$$

$$\eta = \frac{K_f - 1}{K_t - 1} \quad (5.3)$$

Die Stützziffer n ist abhängig vom Werkstoff, der Größe des Bauteils, der Form der Kerbe und dem Spannungsverlauf. Die Stützziffer kann nur experimentell am Bauteil ermittelt werden.

b) Beanspruchungsart

Die Schwingfestigkeit hängt wesentlich von der Beanspruchungsart, Zug/Druck, Biegung oder Torsion ab. In Tab. 3 sind Richtwerte angegeben, wie man die Dauerfestigkeit in Abhängigkeit der Belastung und des Materials abschätzen kann.

Tab. 3: Dauerfestigkeitsfaktoren bei unterschiedlichen Beanspruchungstendenzen [7]

Werkstoff	ZUG		BIEGUNG			TORSION		
	σ_W	σ_{Sch}	σ_{bW}	σ_{bSch}	σ_{bF}	τ_W	τ_{Sch}	τ_F
Baustahl	0,45 R_m	1,3 σ_W	0,49 R_m	1,5 σ_{bW}	1,5 $R_{p0,2}$	0,35 R_m	1,1 τ_W	0,7 $R_{p0,2}$
Vergütungsstahl	0,41 R_m	1,7 σ_W	0,44 R_m	1,7 σ_{bW}	1,4 $R_{p0,2}$	0,30 R_m	1,6 τ_W	0,7 $R_{p0,2}$
Einsatzstahl	0,40 R_m	1,6 σ_W	0,41 R_m	1,7 σ_{bW}	1,4 $R_{p0,2}$	0,30 R_m	1,4 τ_W	0,7 $R_{p0,2}$
Grauguß	0,25 R_m	1,6 σ_W	0,37 R_m	1,8 σ_{bW}		0,36 R_m	1,6 τ_W	
Leichtmetall	0,30 R_m		0,40 R_m			0,25 R_m		

R_m ...Zugfestigkeit

$R_{p0,2}$...0,2%Streckgrenze

σ_w ...Dauerfestigkeit bei wechselnder Zugbelastung

σ_{sch} ...Dauerfestigkeit bei schwellender Zugbelastung

σ_{bw} ...Dauerfestigkeit bei wechselnder Biegebelastung

σ_{bsch} ...Dauerfestigkeit bei schwellender Biegebelastung

τ_w ...Dauerfestigkeit bei wechselnder Torsion

τ_{sch} ...Dauerfestigkeit bei schwellender Torsion

Die unterschiedlichen Dauerfestigkeitswerte werden durch die unterschiedliche Spannungsverteilung im Probenquerschnitt verursacht. Bei Umlaufbiegung von Rundproben oder reine Biegung bei Flachproben ist die Spannungsverteilung stark inhomogen. Es gibt eine Null-Faser in der Probenmitte, die nicht belastet ist, und eine Höchstspannung an der Probenaußenseite, dazwischen ist ein linearer Anstieg der Spannung. Die anfangs niedrig beanspruchten Bereiche in der Probenmitte wirken auf die Risseinleitung und das Risswachstum hemmend (Stützwirkung), dadurch wird die Festigkeit erhöht.

Bei Zug – Druckbelastung fällt diese Stützwirkung weg, der gesamte Querschnitt ist von Anfang an hoch beansprucht. Im Torsionsversuch liegt anstelle der einachsigen eine zweiachsige Beanspruchung vor. Die Festigkeit folgt daher einer der Festigkeitshypothesen bei mehrachsiger Beanspruchung [7].

c) Oberflächenrauigkeit

Technisch hergestellte Oberflächen haben einen gewissen Rauigkeitsgrad. Es kann technisch keine perfekt glatte Fläche hergestellt werden. Diese Rauigkeit oder Oberflächentopographie stellt Mikrokerben dar, die die Schwingfestigkeit beeinflussen.

Im Zusammenhang mit der Schwingfestigkeit wird die Oberfläche meistens mittels der gemittelten Rauhtiefe R_z beschrieben.

Die Auswirkung kann mittels dem Oberflächenfaktor b_s ($b_s=1$ für polierte Flächen) beschrieben werden. Je höher die Rauigkeit der Probe ist umso geringer ist die Dauerfestigkeit, da an großen Oberflächenriefen die Risseinleitung leichter erfolgen kann. Abb. 16 zeigt die Abhängigkeit des Oberflächenfaktors von der Zugfestigkeit und der Oberflächengüte.

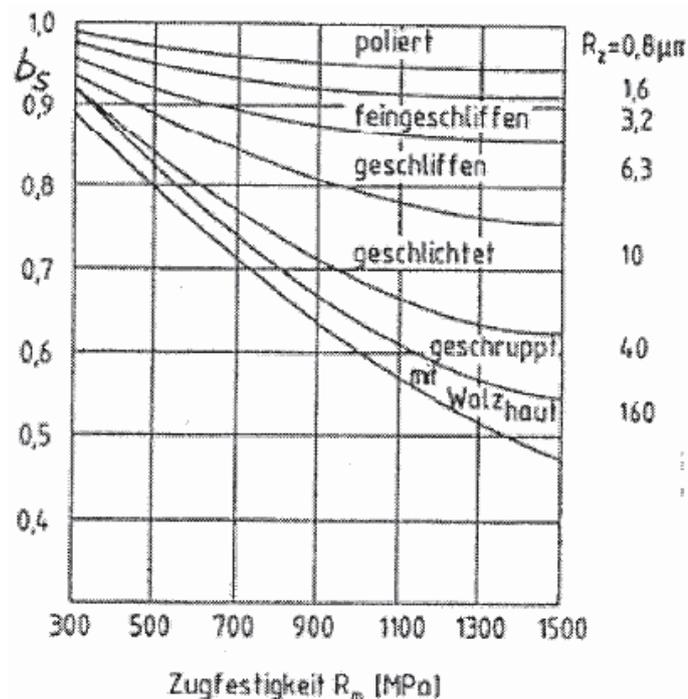


Abb. 16: Abhängigkeit des Oberflächenfaktors b_s von der Zugfestigkeit und der Oberflächengüte [5]

d) Oberflächeneigenspannungen

Jede Oberfläche eines Werkstückes besitzt aufgrund seiner Bearbeitung Eigenspannungen. Manche Eigenspannungen sind zur Verbesserung der Eigenschaften gewollt eingebracht, manche ungewollt, da sie das Bauteil schwächen. Im Weiteren wird auf einige Möglichkeiten zur gewollten Erhöhung der Eigenspannungen, besonders der Druckeigenspannungen, in den oberflächennahen Bereichen eingegangen.

Kugelstrahlen der Oberfläche

Kugelstrahlen zählt zu den Kaltverfestigungsverfahren und ist für die meisten Materialien anwendbar. Die Oberfläche wird mit Stahl-, Keramik- oder Glas-kugeln bombardiert (Aufprallgeschwindigkeit etwa 50m/s). Die Kugeln müssen härter als die Oberfläche sein. Die Kugeln hinterlassen Dellen auf der Oberfläche, deren Tiefe aber gering ist. Die erzielte Druckeigenschicht ist je nach Kugelgröße 0,02 – 0,2mm tief. Der Druckeigenspannungshöchstwert tritt knapp unterhalb der Oberfläche auf und erreicht etwa die Hälfte der Fließgrenze des Werkstoffes. Höherfeste Stähle sind besonders geeignet, da man mit ihnen sehr hohe Eigenspannungswerte erreichen kann. Durch optimiertes Kugelstrahlen lassen sich Steigerungen der Dauerfestigkeit bis zu einem Faktor 2 erzielen [5,7].

Oberflächenhärten

Das Oberflächenhärten wurde ursprünglich zur Verschleißverminderung entwickelt, es kann aber auch die Dauerfestigkeit wesentlich steigern. Das Härten beruht auf der Austenit – Martensit Umwandlung bei schneller Abkühlung (siehe Kap. 4.1). Die Martensitumwandlung ist mit einer Volumszunahme von 3 – 4% verbunden. Je nach Zusammensetzung des Stahls werden aber nur 1 – 2% wirksam. An der Oberfläche entstehen dadurch hohe Druckeigenspannungen, der Kern stützt die Oberfläche ab, was in Zugeigenspannungen resultiert. Eine Erhöhung der Dauerfestigkeit bis zu einem Faktor von 2 ist bei ungekerbten Proben möglich [5,7].

Aufkohlen

Härtbar sind nur Stähle mit höherem C-Gehalt (>0,3%). Enthält der Stahl weniger Kohlenstoff, so kann er durch eine Glühbehandlung in kohlenstoffabgebender Atmosphäre behandelt werden (Eindringtiefe 0,7 – 2,5mm). Die Oberfläche ist danach härtbar. Die Steigerung der Dauerfestigkeit hängt von der vorgegebenen Härte und Härtetiefe ab. Es ist eine Steigerung bis zu einem Faktor 2 möglich [5,7].

e) Größeneinfluss

Die Festigkeit von Bauteilen und insbesondere die Bauteilschwingfestigkeit ist abhängig von der Bauteilgröße. Vergrößert man ein Bauteil, so wird bei geometrischer Ähnlichkeit ein mehr oder weniger großer Festigkeitsabfall auftreten. Dieser Größeneinfluss spielt insbesondere eine Rolle bei der

Übertragbarkeit der an Proben gemessenen Festigkeitseigenschaften auf das reale Bauteil.

Weiters ist die Stützwirkung bei Umlaufbiege – Proben indirekt von der Bauteilgröße abhängig, denn je höher der Spannungsgradient im Bauteil ist, umso höher ist auch die Stützwirkung. Der Spannungsgradient ist bei großen Proben aufgrund des größeren Querschnitts niedriger.

Bei großen Proben wird ein größeres Volumen geprüft, dadurch steigt die Wahrscheinlichkeit an, dass in dem Volumen Defekte vorhanden sind [5,7].

f) Einfluss des Werkstoffs

Schwingfestigkeitskennwerte von metallischen Werkstoffen sind primär von der Zugfestigkeit und der Fließgrenze abhängig. Um einen Werkstoff für den Leichtbau deklarieren zu können, wird das Verhältnis von Dauerfestigkeit und Zugfestigkeit/Fließgrenze auf die Dichte bezogen, und man erhält so einen spezifischen Wert, mit dem sich Werkstoffe sehr gut untereinander vergleichen lassen.

Die Wechselfestigkeit ist deutlich kleiner als die Zugfestigkeit. Sie steigt innerhalb einer Werkstoffgruppe proportional mit der Zugfestigkeit. Diese lineare Abhängigkeit geht bei hochfesten Materialien innerhalb einer Werkstoffgruppe verloren. Vor allem der Oberflächenzustand entscheidet darüber wann diese Abweichung startet. Die Abweichung kann bei Stählen aus der Mikrokerbwirkung von Karbideinschlüssen erklärt werden. Diese Karbide entstehen zum Beispiel beim Anlassen von Martensit.

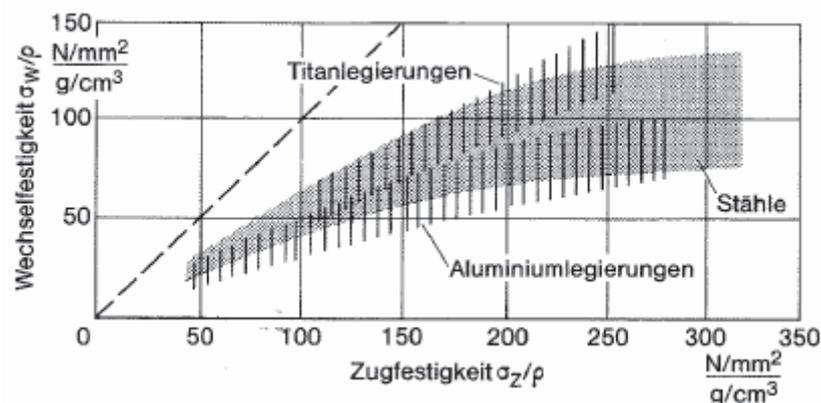


Abb. 17: Dauerfestigkeit unterschiedlicher metallischer Werkstoffe [5]

Abb. 17 gibt einen Überblick zur Wechselfestigkeit unterschiedlicher metallischer Werkstoffe und deren Übergang in eine Sättigung.

Da die Wechselfestigkeit polierter, ungekerbter Proben von der Zugfestigkeit abhängig ist, kann diese durch Anheben der Zugfestigkeit bis zu einer bestimmten Obergrenze erhöht werden.

Dies kann durch folgende Maßnahmen geschehen:

- Kornfeinung: Mit abnehmender Korngröße erhöht sich die Fließgrenze, gleichzeitig verbessert sich die Duktilität.
- Verformungsverfestigung: Durch Kaltverformung verfestigt der Werkstoff, verliert aber gleichzeitig an Duktilität.
- Mischkristallbildung: Durch Legierungsmaßnahmen wird die Zugfestigkeit und/oder Fließgrenze erhöht.
- Ausscheidungshärtung: Durch fein verteilte, harte Teilchen einer zweiten Phase können Zugfestigkeit und Fließgrenze gesteigert werden.

Bei Bauteilen steht aber nicht immer die Dauerfestigkeit der ungekerbten und polierten Probe im Vordergrund des Interesses, sondern die Zeit- und Betriebsfestigkeit unter Einfluss von Kerbwirkung und Rissfortschritt. Hierzu ist ausreichende Duktilität ein wichtigerer Gesichtspunkt als eine sehr hohe Zugfestigkeit oder Fließgrenze.

g) Nichtmetallische Einschlüsse (NME)

Die Menge, Art und Verteilung von NME bestimmt weitgehend das Verformungs- und Bruchverhalten sowie die Festigkeitseigenschaften der Stähle. In grober Vereinfachung lassen sich NME in runde, eckige (hart und meistens wenig bis nicht verformbar) und längliche (meist verformbare) Formen unterteilen. Zumeist führen NME zu einer Anisotropie in den Zähigkeitseigenschaften [3].

NME senken stark die Dauerfestigkeit, da sie Mikrokerben im Werkstoff darstellen. Nichtmetallische Einschlüsse können nicht vollständig vermieden werden. Durch die Prozessführung bei der Herstellung und der Wärmebehandlung kann ihre Form und ihre Verteilung aber maßgeblich beeinflusst werden. Ziel bei der Herstellung unserer Stähle ist es, so wenig wie möglich fein verteilte NME zu haben.

5.3.4. Ermüdungsvorgang

Der Ermüdungsvorgang lässt sich in drei Phasen einteilen: die Risseinleitung, den stabilen zyklischen Rissfortschritt und den instabilen Restbruch. Die Risseinleitung umfasst Versetzungsbewegung in den Gleitebenen. Aufgrund dieser Versetzungsbewegungen kann es in den Gleitbändern zu Mikrorissen kommen. Die Länge der Mikrorisse ist kleiner als die Korngröße.

Gleitbänder entstehen bevorzugt an Stellen mit Spannungsüberhöhungen, d.h. Kerben, Werkstoffimperfektionen, Einschlüsse, Hohlräume und evtl. schon vorhandene Anrisse.

Ein fortschrittsfähiger Mikroriss wird spätestens dann erreicht, wenn die Risslänge die Korngröße erreicht hat. Dieser Riss vergrößert sich stabil mit jeder Lastspielzahl und kann sich dabei mit benachbarten Mikrorissen vereinigen. Ab einer Größenordnung von ca. 1mm spricht man von einem Makroriss. Der größte Teil der Lebensdauer wird im Kurzrisstadium verbracht, nur ein kleiner Teil im Langrisstadium [9].

Bei hinlänglich langer Risslänge tritt der Restbruch auf. Auf den Ermüdungsvorgang haben folgende Faktoren einen Einfluss.

Plastische Verformung

Für feste Körper gibt es einen eindeutigen Zusammenhang zwischen Spannung und Dehnung. Die einfachste Beziehung ist das Hooksche Gesetz. Körper zeigen unter mechanischer Belastung jedoch Abweichungen von der Elastizitätstheorie.

Diese Abweichungen kann man in zwei Gruppen unterteilen:

- Bleibende Verformungen: nach Einwirkung einer Belastung bleibt auch nach beliebig langer Zeit eine Formänderung bestehen.
- Anelastische Erscheinung: nach Entlastung geht allmählich die Verformung auf Null zurück

Plastische Verformungen entstehen durch Gleitung und Zwillingsbildung. Bei der Gleitung gleiten benachbarte Kristallteile auf bestimmten kristallografischen Ebenen (Gleitebenen) längs ausgezeichneter kristallografischer Richtungen (Gleitrichtungen) ab. Die Kristallstruktur wird durch die Gleitung nicht verändert.

Extrusion/Intrusion

An freien Oberflächen summieren sich diese Gleitungen und es kommt zu so genannter Extrusion und Intrusion. Zwischen diesen persistenten Gleitbändern liegen relativ unbeeinflusste Zonen.

An den Extrusion und Intrusion kann Wasserstoff und Sauerstoff in die Matrix diffundieren. Dies kann zu Versprödung führen und im weiteren Folge zu Anrissen (Bild 22) [9].

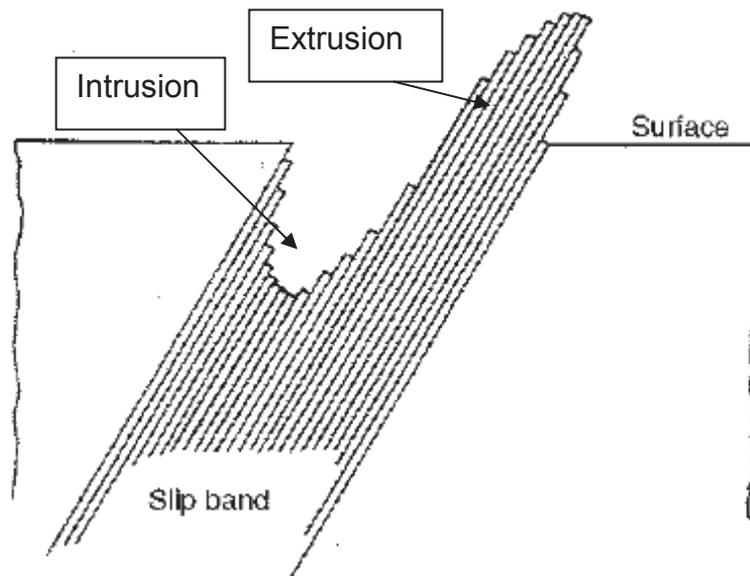


Abb. 18: Schematische Darstellung von Extrusion und Intrusion an parallelen Gleitebenen [9]

Rissbildung

Abb. 19 zeigt die unterschiedlichen Stadien der Rissbildung. Stufe 1 ist die Mikrorissbildung durch Intrusion/Extrusion an Einschlüssen oder an Oberflächenriefen. Der Mikroriss breitet sich entlang der Gleitebenen aus und stoppt an der Korngrenze. Stufe 2 ist die Makrorissbildung, hier haben sich die Mikrorisse vereinigt und wachsen senkrecht zur Belastungsrichtung.

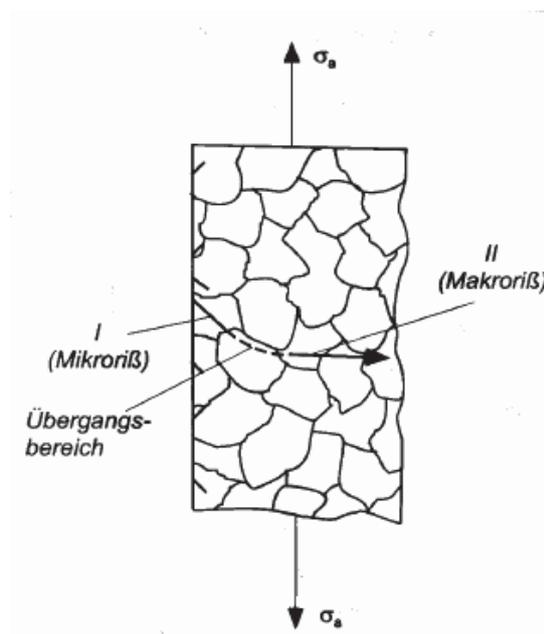


Abb. 19 Rißvorgänge bei Ermüdung [5]

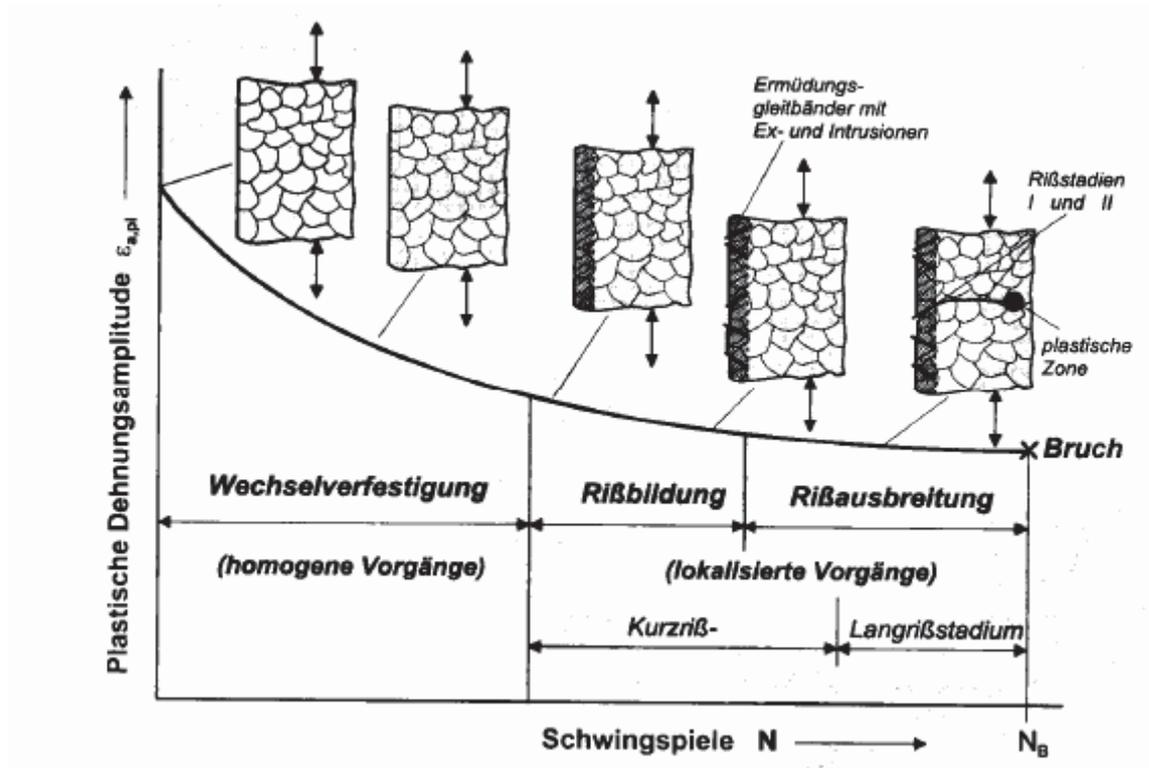


Abb. 20 Rissvorgänge in den Bereichen der Wöhlerkurve [5]

Abb. 20 zeigt die einzelnen Stadien des Ermüdungsvorgangs im Wöhlerdiagramm - von der Wechselverfestigung bis zur Hälfte der Schwingspielzahl. Im darauf folgenden Viertel der Lastspielzahl erfolgt die Mikrorißbildung durch Intrusion/Extrusion und bis zur Schwingspielzahl N_B die Rißausbreitung bis zum Versagen der Probe oder bis zum Erreichen der Dauerfestigkeit [5].

6. Experimentelles

6.1. Werkstoffe und Bauteilgeometrien

Für die Versuchsdurchführung wurde neben dem derzeitig verwendeten Stahl „NC310YW“ der Stahl „W360“ ausgewählt.

Der Stahl W360 in der „Elektro – Schlacke - Umschmelz – Qualität (ESU)“ zeigte bei Voruntersuchungen schon sehr gute Dauerfestigkeitskennwerte, jedoch aufgrund von Verunreinigungen durch die Herstellung weist dieses Material sehr große Streuungen auf.

Daher wurde das Material in einer VIM – VAR - VAR Qualität (VIM ... Vacuum induction melted; VAR... Vacuum arc remelted) hergestellt und getestet.

Diese Qualität sichert eine hohe Reinheit des Stahles, was für eine hohe Dauerfestigkeit maßgeblich ist.

6.2. Dauerfestigkeitsversuche

Für den Dauerfestigkeitsnachweis wurde der Umlaufbiegeversuch nach DIN 50113 gewählt. Es wurde der Drei – Punkt – Biegeumlaufversuch gewählt, da alle bisher durchgeführten Untersuchungen bei der Fa. Pankl mit diesem Versuch durchgeführt wurden und somit die Ergebnisse vergleichbar sind. Die Probengeometrie ist in Abb. 21 zu sehen [17].

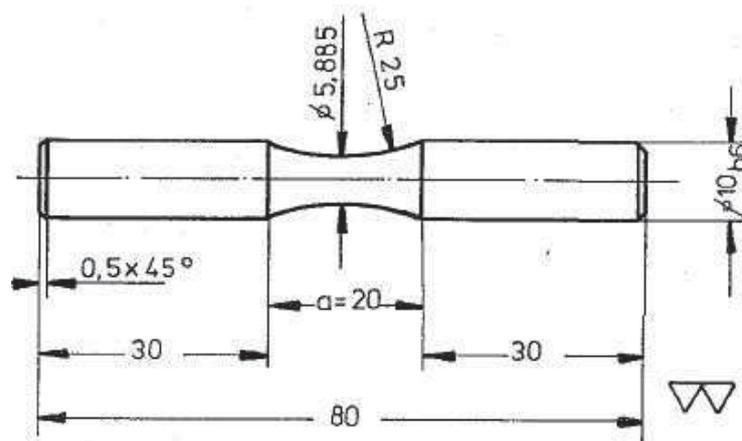


Abb. 21: Probengeometrie für die Dauerfestigkeitsversuche

Die Umlaufbiegemaschine „Rapid“ PUNN am Department Metallkunde und Werkstoffprüfung kann ein Biegemoment von 27.000 Nmm aufbringen. Bei

einem Durchmesser von 5,885mm entspricht das einer rechnerischen Biegespannung von 1.349N/mm².

Für jede Wöhlerkurve wurden 20 Proben verwendet. Die Proben wurden mit denselben Wärmebehandlungen und Bearbeitungszugaben wie die Antriebswelle hergestellt.

6.3. Zugfestigkeit

Für die Zugfestigkeitsprüfung wurden für jedes Material 5 Proben nach DIN 50125 B8x40 (Abb. 22) hergestellt und am Department Metallkunde und Werkstoffprüfung geprüft. Für die Versuchsdurchführung wurde eine Zugprüfanlage von der Fa. Zwick Roell vom Typ Universalprüfmaschine (250kN) verwendet [15].

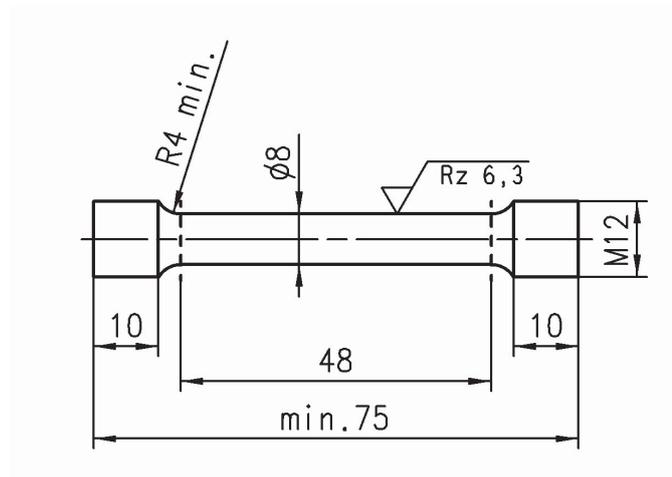


Abb. 22: Prüfkörper DIN 50125 B8x40

6.4. Werkstoffe

Im Weiteren wird auf die untersuchten Stähle eingegangen. Weiters werden die Verfahrensparameter für die Wärmebehandlung angeführt.

6.4.1. NC310YW – 40SiNiCrMoV 10-7

Der Stahl NC310YW wurde von „Aubert & Duval“ für Luftfahrtanwendungen entwickelt. Es ist eine Weiterentwicklung vom Stahl „300M“ (DIN 1.6928) mit höherem V und Si Gehalt.

Die typische Grenzen der chemische Zusammensetzung sind in Tabelle 4 aufgelistet

Tab. 4: Grenzen der chemischen Zusammensetzung für NC310YW lt. Hersteller

Element	C	Si	Mn	S	P	Ni	Cr	Mo	V
Mass%	0,39 – 0,42	2,60 – 2,80	0,55 – 0,85	<0,005	<0,01	1,6 – 1,95	0,70 – 0,95	0,30 – 0,50	0,18 – 0,23

a) Wärmebehandlung

Für die Wärmebehandlungsauswahl wurden die Literaturstellen [13] und [14] zur Hilfe genommen.

Das Material wird im normalisierten Zustand zugekauft. Bauteile die Einsatzgehärtet werden, werden wie folgt wärmebehandelt.

- Aufkohlen bei 940°C auf eine Einsatzhärtetiefe von 0,75 – 0,95mm
- Luftabkühlen auf Raumtemperatur
- Vakuumhärten bei 940°C, Abkühlen mit N₂
- Tiefkühlen
- Anlassen 2x300°C für je 2h

Daraus ergeben sich folgende Werkstoffkennwerte (Tab. 5):

Tab. 5: Werkstoffkennwerte nach der Wärmebehandlung

	Minimum	Maximum
Oberflächenhärte	>700 HV10	
Zugfestigkeit	1995 MPa	2180MPa
Einsatzhärtetiefe	0,75mm	0,95mm

Bauteile, die nicht Einsatzgehärtet werden, werden wie folgt vergütet:

- Zweistufiges Aufheizen auf 690° und 790°C bis zur Austenitisierungstemperatur von 940°C
- Stickstoffabkühlen (Überdruck von 4,8bar) auf Raumtemperatur
- Tiefkühlen
- Anlassen 2x300°C für je 2h

Daraus ergibt sich eine Zugfestigkeit von >2049N/mm².

Bauteile die bei Unterdruck aufgekühlt werden, werden wie folgt wärmebehandelt:

- Zweistufiges Aufheizen auf 690° und 790° bis zur Austenitisierungstemperatur von 900°C
- Mehrstufiges Aufkohlen auf eine Einsatzhärtetiefe von 0,75 – 0,95mm
- Abkühlen mit N₂ (Überdruck von 4,8bar) auf Raumtemperatur
- Tiefkühlen
- Anlassen 2x300°C für je 2h

Daraus ergeben sich die gleichen Werkstoffkennwerte wie beim konventionellen Einsatzhärten

6.4.2. W360 – (VIM – VAR – VAR)

Dieser Stahl wurde von Fa. Böhler als Werkstoff für Matrizen und Stempel in der Warm- bzw. Halbwarmumformung entwickelt. Es wird überall dort eingesetzt, wo eine Kombination von hoher Härte und guter Zähigkeit gefragt ist.

Die typische chemische Zusammensetzung ist in nachfolgender Tabelle angeführt (Tab. 6). Das Material besitzt keine Werkstoffnummer.

Tab. 6: chemische Zusammensetzung W360

Element	C	Si	Mn	Cr	Mo	V
Mass%	0,50	0,20	0,25	4,50	3,00	0,55

Einziger Unterschied zum konventionellen W360 ist die Herstellroute über die Vakuummetallurgie und Sekundärmetallurgie, um die geforderte Reinheit zu erhalten.

a) Wärmebehandlung

Das Material wird im weichgeglühten Zustand zugekauft und wie folgt gehärtet und ausgelagert.

- Stufenweises Aufheizen auf 700°C und 900°C auf die Austenitisierungstemperatur von 1050°C, 40 min halten
- Abschrecken mit N₂, (Überdruck von 4,8bar)
- 3xAuslagern bei 585°C für je 1h

Daraus ergibt sich eine Härte von 2105N/mm² bis 2180N/mm².

b) Wärmebehandlungsversuche

Zur Erhöhung des Verschleißschutzes kann das Material nitriert oder Unterdruck – aufgekühlt werden. Um die optimale Wärmebehandlung und die richtigen Prozessparameter für dieses Material zu definieren, wurden bei der Fa. Rübigen – Härtetechnik in Wels Wärmebehandlungsversuche an Proben durchgeführt.

▪ Nitrierversuche

Das Material W360 wurde mit unterschiedlichen Temperaturen und Zeiten „gasnitriert“. Die Anforderungen waren eine Härtetiefe von $> 0,3\text{mm}$ und eine Oberflächenhärte von mind. 750HV_1 .

Es wurden Versuche mit 520°C bis 540°C und einer Z eitdauer von 70h durchgeführt. Das Gefüge musste nach der Wärmebehandlung ausscheidungsfrei und nitridfrei sein. Das Material wurde vor dem Nitrieren vergütet und ausgelagert, da die Nitriertemperatur unterhalb der Auslagerungstemperatur liegt.

Bei den Versuchen zeigte sich, dass das Material nicht ausscheidungsfrei nitriert und gleichzeitig eine entsprechende Nitrierhärtetiefe erreicht werden kann.

Die nachfolgenden Abbildungen sind repräsentative Gefügaufnahmen vom Material W360 - gasnitriert. Abb. 23 ist eine Übersichtsaufnahme der Randzone mit geringer Vergrößerung. Der dunkle Saum im oberen Bildrand ist die Diffusionszone des Stickstoffs. Abb. 24 ist eine Aufnahmen mit höherer Vergrößerung aus dieser Diffusionszone ($0,1\text{mm}$ bis $0,23\text{mm}$ von der Oberfläche entfernt). Es sind eine martensitische Grundmatrix (bläulich) und längliche Nitritauscheidungen (weiß) zu sehen.

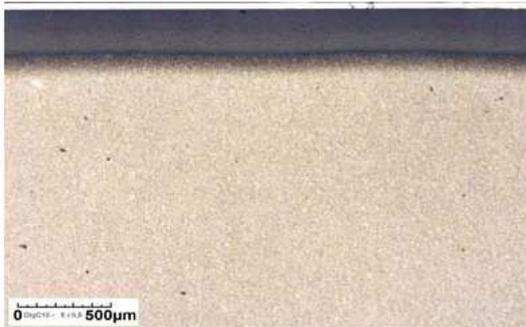


Abb. 23: Übersichtsaufnahme Gefüge W360 - gasnitriert

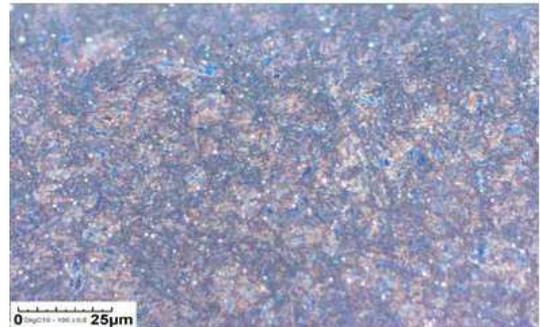


Abb. 25: Randgefüge, punktförmige Ausscheidungen

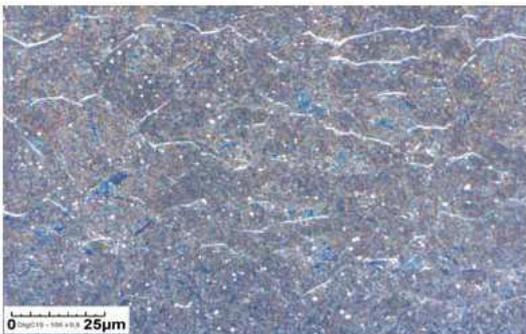


Abb. 24: Diffusionszone (0,1mm – 0,23mm vom Rand) Ausscheidungen parallel zur Oberfläche

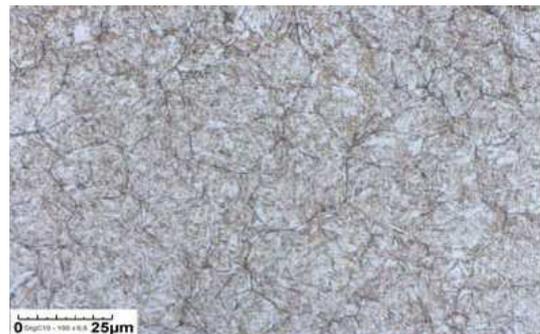


Abb. 26: Kerngefüge Martensit

Abb. 25 ist eine Aufnahme mit höherer Vergrößerung aus dem Endbereich der Diffusionszone. Es sind keine Ausscheidungen vorhanden. Abb. 26 zeigt das martensitische Kerngefüge.

Die Härtewerte der Oberfläche liegen bei 1000HV10, die Kernhärte bei 560HV10.

Aufgrund der Ausscheidungen unterhalb der Oberfläche und der geringen Kernhärte kommt für den Stahl W360 Nitrieren nicht als Wärmebehandlung in Frage.

- Plasmanitrieren

Es wurde ein Versuch in einer Plasmanitrieranlage durchgeführt, um einen Vergleich zum konventionellen Gasnitrieren zu erhalten.

Es wurden die gleichen WBH – Vorgaben wie für das Gasnitrieren gewählt.

Die Wärmebehandlungstemperatur beträgt 540°C, die Dauer 70h.

Das Material wurde vor dem Nitrieren vergütet und ausgelagert, da die Nitriertemperatur unterhalb der Auslagerungstemperatur liegt.

Die folgenden Aufnahmen sind repräsentative Gefügeaufnahmen des Materials W360 – plasmanitriert. Abb. 27 ist eine Übersichtsaufnahme der Randzone. Der dunkle Saum am oberen Bildrand ist die Diffusionszone des Stickstoffes. Abb. 28 ist eine Aufnahme mit höherer Vergrößerung aus der Diffusionszone (0,1mm bis 0,23mm von der Probenoberfläche). Es sind keine Ausscheidungen vorhanden und das Gefüge besteht aus Martensit. Abb. 29 ist eine Aufnahme mit höherer Vergrößerung aus dem Ende der Diffusionszone. Es sind keine parallelen Ausscheidungen wie beim Gasnitrieren zu sehen. Abb. 30 ist eine Aufnahme mit höherer Vergrößerung aus dem martensitischen Kerngefüge.

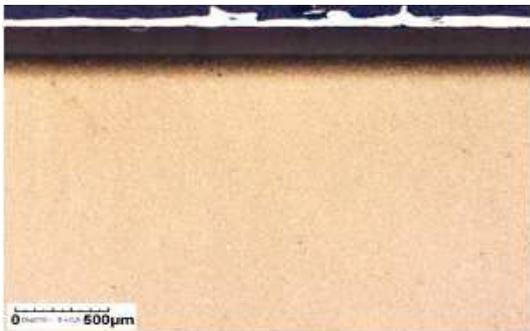


Abb. 27: Übersichtsaufnahme Gefüge W360 - plasmanitriert

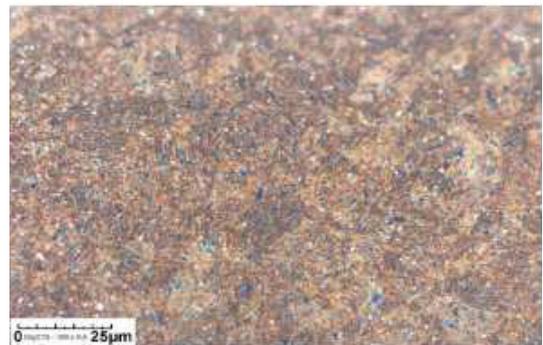


Abb. 29: Randgefüge keine Ausscheidungen

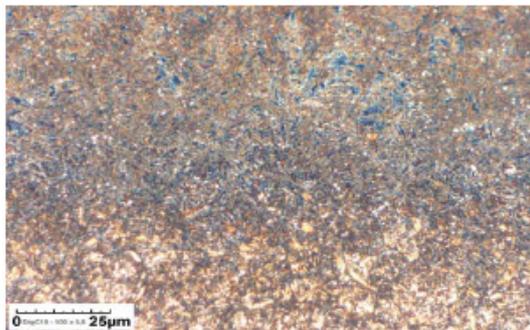


Abb. 28: Diffusionszone (0,1mm bis 0,23mm vom Rand) keine Ausscheidungen



Abb. 30: Kerngefüge Martensit

- Unterdruckaufkohlen

Das Unterdruckaufkohlen unterscheidet sich vom konventionellen Aufkohlen dadurch, dass es im Vakuum geschieht. Die Vakuumkammer wird entlüftet und evakuiert. Wenn die Charge auf Temperatur gebracht wurde, wird mit dem Trägergas geflutet und der Prozess beginnt. Das

Trägergas spaltet sich auf, bis von den unterschiedlichen Kohlewasserstoffen nur mehr Kohlenstoff, CO sowie CO₂ vorhanden ist. Während des Haltens auf Temperatur wird eine gewisse Menge an Kohlenstoff auf der Oberfläche deponiert und danach evakuiert. Während der Haltezeit hat der Kohlenstoff die Möglichkeit in den Werkstoff zu diffundieren.

Der Prozess kann bei wesentlich tieferen Temperaturen und geringeren Prozesszeiten gefahren werden. Dies hat den Vorteil, dass das Gefüge feiner ist und die Aufkohlungszone homogener ist. Weiters kann ein höherer Gehalt an Kohlenstoff in die Oberfläche eindiffundieren, wodurch eine höhere Härte erzielt werden kann

Das Unterdruckaufkohlen wurde bei 900°C durchgeführt. Die Prozesszeiten ergaben sich aus dem „Diffusionsrechner“, wobei diese abhängig von der aufzukohlenden Oberfläche, der Temperatur und den Legierungselementen des Materials ist. Für die gewünschte Tiefe wurde eine Flutungszeit des Kohlenstoffs von 1min und eine Diffusionszeit von 60min errechnet. Der Prozess wurde 4-stufig durchgeführt, die erreichte Einsatzhärtetiefe ist 0,7mm.

Abb. 31 ist eine Übersichtsaufnahme der unterdruckaufgekohlten Randzone. Der dunkle Saum im oberen Bildrand ist die Diffusionszone des Kohlenstoffs. Abb. 32 ist eine Gefügaufnahme mit höherer Vergrößerung aus der Diffusionszone (0,1mm bis 0,23mm von der Oberfläche). Es sind punktförmige Karbidausscheidungen zu sehen (weiße Punkte), die Matrix besteht aus Martensit. Abb. 33 zeigt eine Aufnahme mit höherer Vergrößerung aus dem Ende der Diffusionszone, es sind keine Karbidausscheidungen wie in Abb. 32 vorhanden. Abb. 34 zeigt eine Gefügaufnahme mit höherer Vergrößerung von dem martensitischen Kerngefüge.

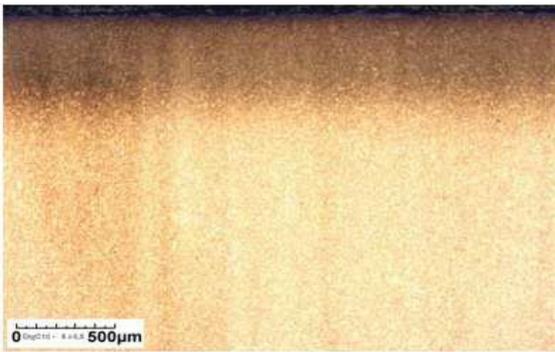


Abb. 31: Übersichtsaufnahme Gefüge W360 - Unterdruckaufgekühlt

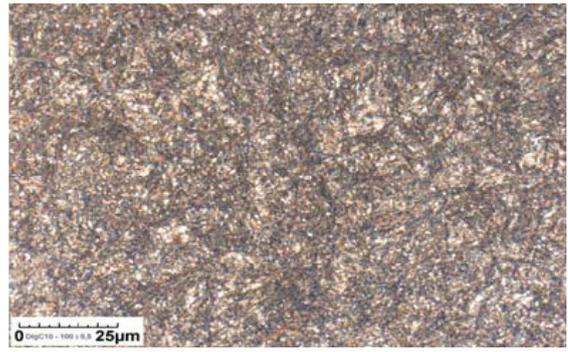


Abb. 33: Randzone Gefüge, punktförmige Karbide

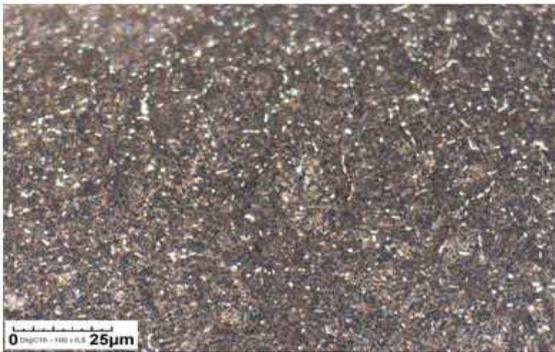


Abb. 32: Diffusionszone (0,1mm bis 0,23mm vom Rand) vereinzelt punktförmige Ausscheidungen

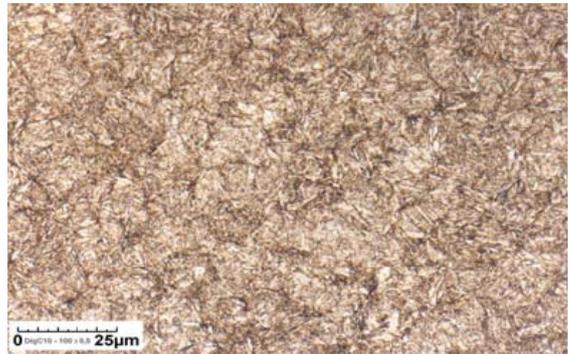


Abb. 34: Kerngefüge Martensit

c) Zusammenfassung kann zu den WBH – Versuchen folgendes gesagt werden:

Es zeigte sich, dass mittels Nitrieren kein akzeptables Ergebnis in Sachen Ausscheidungsfreiheit erreicht werden kann. Plasmanitrieren und Unterdruckaufkohlen zeigten verwertbare Ergebnisse. Der Nachteil des Plasmanitrierens ist die Prozesszeit von insgesamt 80h. Dadurch ergeben sich sehr hohen Wärmebehandlungskosten und lange Lieferzeiten. Daher wurde das Verfahren des Unterdruckaufkohlens für den W360 ausgewählt. Da beim Unterdruckaufkohlversuch noch Karbide an der Oberfläche ausgeschieden werden, wurde die Einsatzhärte auf 0,5mm und die Oberflächenhärte auf 720HV1 verringert. Dies bewirkt, dass bei dem Kohlungsprozess weniger Kohlenstoff an der Oberfläche des Werkstoffes deponiert wird. Dadurch kann verhindert werden, dass grobe Karbide ausgeschieden werden.

6.5. Probenmatrix

Tabelle 7 fasst noch einmal alle Proben, Werkstoffe und Wärmebehandlungen mit den Soll - Vorgaben zusammen.

Weiters wurden pro Material 5 Zugproben gefertigt und vergütet, um die statischen Kennwerte zu ermitteln.

Tab. 7: Probenmatrix

	NC310 - 1	NC310 - 2	NC310 - 3	W360 - 1	W360 - 2
Probennr.	01 – 20	21 – 40	41 - 60	81 - 100	101 - 120
WBH	Vergütet Lt. PWBH 85A1	Aufkohlen lt. PWBH 77A1	Unterdruck- aufkohlen lt. URV 21	Vergütet lt. Hersteller	Unterdruck- Aufkohlen lt. V258
OFH	>56HRC	>750HV1	>750HV1	>56HRC	>720HV1
KH	>56HRC	>620HV1	>620HV10	>56HRC	>56HRC
EHT [mm]	-	0,75–0,95	0,75-0,95	-	>0,50

7. Ergebnisse

In der vorliegende Arbeit wurden folgende Untersuchungen durchgeführt:

- Metallografische Untersuchung zur Gefügebegutachtung nach der Wärmebehandlung.
- Zugversuche zur Bestimmung der statischen Kennwerte.
- Härteprüfung zur Bestimmung der Wärmebehandlungsparameter.
- Dauerfestigkeitstests zur Bestimmung der Wöhlerkurve.
- Stereomikroskopische und rasterelektronenmikroskopische Untersuchungen der Bruchflächen

Die Untersuchungen wurden unter zur Hilfenahme der Literaturstellen [9 - 12] durchgeführt.

7.1. NC310 YW – vergütet

a) Metallografische Untersuchung nach der Wärmebehandlung

Nach der Wärmebehandlung liegt das Gefüge im martensitischen Zustand vor. Abb. 35 und Abb. 36 sind Gefüeaufnahme des Materials NC310YW im vergüteten Zustand. Abb. 36 ist eine höhere Vergrößerung aus Abb. 35.

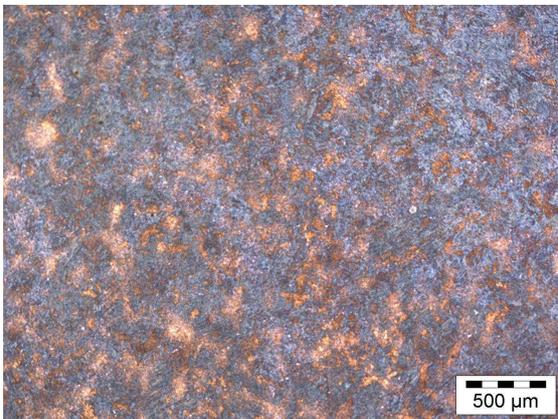


Abb. 35: Gefüeaufnahme NC310YW – vergütet – Martensitische Grundstruktur

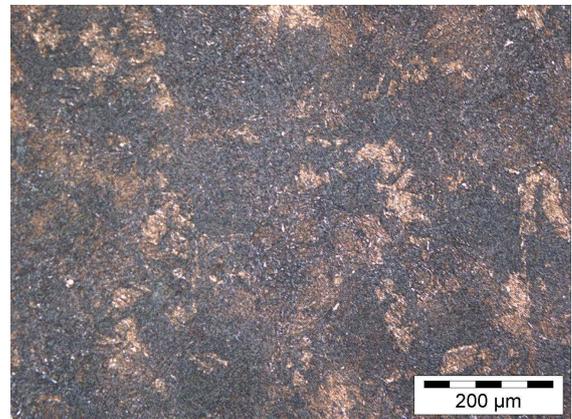


Abb. 36: Gefüeaufnahme NC310YW – vergütet – Martensitische Grundstruktur

b) Zugversuch zur Bestimmung der statischen Kennwerte

Tabelle 8 zeigt die gemessenen statischen Kennwerte der Zugfestigkeitsprüfung. Die Zugfestigkeit R_m beträgt im Mittel 2206 N/mm^2 , die Streckgrenze $R_{p0,2} = 1823 \text{ N/mm}^2$ und die Bruchdehnung $A = 8,87\%$.

Probe 2 ist im Gewinde gebrochen, weshalb keine Bruchdehnung und Brucheinschnürung gemessen werden konnte.

Tab. 8: statische Werte NC310YW vergütet

Probe Nr.	E [N/mm ²]	R _{p0,05} [N/mm ²]	R _{p0,1} [N/mm ²]	R _{p0,2} [N/mm ²]	R _m [N/mm ²]	A _g [%]	A [%]	D ₀ [mm]
1	186,9	1643,93	1734,74	1829,3	2211,9	3,49	8,91	8
2	185,7	1647,92	1732,74	1831,1	2203,7	-	-	8
3	190,1	1619,09	1713,96	1815,7	2203,2	3,35	9,06	8
4	188,5	1614,77	1712,89	1815,3	2206,2	3,45	8,32	8
5	187,9	1633,91	1724,46	1822,3	2206,1	3,21	8,86	8

c) Härteprüfung

Die Härtewerte in Tab. 9 stellen einen Mittelwert aus 5 Messwerten dar.

Die Oberflächenhärte (OFH) und Kernhärte (KH) sind in diesem Wärmebehandlungszustand gleich, sie liegen bei 640 HV10.

Gemessen wurde mit einem geeichten und normierten Kleinlasthärteprüfer.

Tab. 9: Ergebnisse der Härteprüfung NC310YW - vergütet

	OFH	KH	EHT/NHT
Proben 1 – 20	640HV10	640HV10	-

d) Dauerfestigkeitstest zur Bestimmung der Wöhlerkurve

Im Rahmen dieser Diplomarbeit konnten nur 20 Proben zur Ermittlung der Dauerfestigkeit herangezogen werden. Dadurch konnte auch nur eine Ausgleichskurven für die ermittelten Werte eingezeichnet werden und keine statistische Auswertung durchgeführt werden. Abb. 37 zeigt die Wöhlerkurve des Materials NC310YW – vergütet. Ein Teil der Proben musste nachgefertigt werden, da im ersten Los Proben mit mehr als dem zulässigen Verzug dabei waren. Diese Proben wurden separat wärmebehandelt und getestet. Es wurde darauf geachtet, dass dieselben Härtewerte nach der Wärmebehandlung erreicht wurden.

Es zeigte sich, dass alle nachgefertigten Proben eine sehr breite Streuung in der Dauerfestigkeit aufwiesen (die nachgefertigten Proben sind rot markiert). Es konnte die Ursache für diese breite Streuung nicht ermittelt werden (NME oder Karbide), ein direkter Zusammenhang mit der Wärmebehandlung konnte ebenfalls nicht festgestellt werden. Für die weiteren Untersuchungen wurden die nachgefertigten Proben nicht herangezogen, da sie das Ergebnis verfälschen würden. Die Dauerfestigkeit bei 10^7 Lastzyklen beträgt 1000N/mm^2 . Die Zuordnung der einzelnen Probennummern zu den Prüfwerten war nach den Tests nicht mehr möglich.

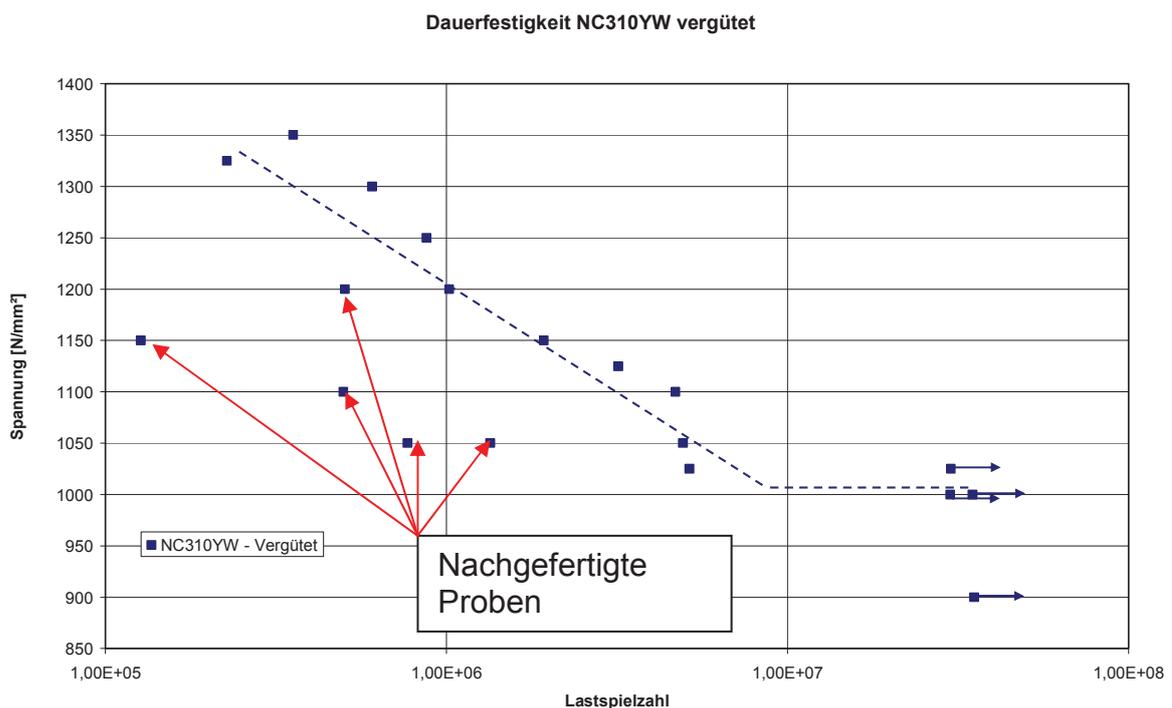


Abb. 37: Wöhlerkurve NC310YW – vergütet: die eingezeichneten Geraden sind Ausgleichskurven

e) Stereomikroskopische und rasterelektronenmikroskopische Untersuchungen

Die Proben aus NC310YW – vergütet weisen bis auf eine Ausnahme alle einen Bruchausgang unterhalb der Oberfläche auf. Es ist ein kleiner Dauerbruch und ein großer duktiler Restgewaltbruch zu sehen.

Abb. 38 zeigt repräsentativ eine stereomikroskopische Übersichtsaufnahme der Bruchfläche einer Biegeumlaufprobe (Probe Nr. 02). Der Bruchausgang liegt unterhalb der Oberfläche. Abb. 40 ist eine Aufnahme des Bruchausganges mit höherer Vergrößerung. Es ist eine relativ kleine Bruchlinie (rot markiert) und ein großer duktiler

Restgewaltbruch zu sehen. Abb. 39 ist eine rasterelektronenmikroskopische Übersichtsaufnahme des Bruchausganges. Abb. 41 zeigt den Bruchausgang mit höherer Vergrößerung. Im Bruchausgangsbereich wurden keine Einschlüsse oder Karbide gefunden.

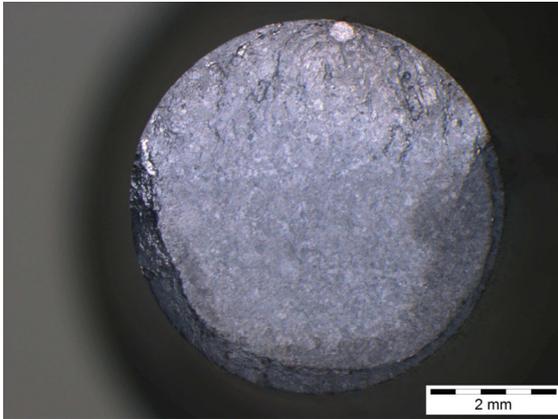


Abb. 38: Stereomikroskopische Aufnahme: NC310YW – vergütet. Bruchausgang unterhalb der Oberfläche

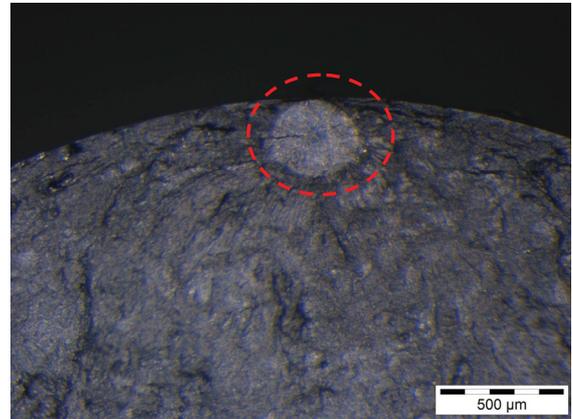


Abb. 40: Stereomikroskopische Aufnahme: NC310YW – vergütet. Bruchausgang unterhalb der Oberfläche (rot markiert)

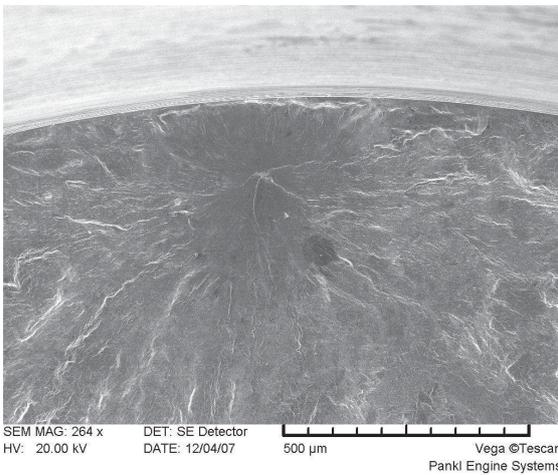


Abb. 39: REM Aufnahme: NC310YW vergütet. Bruchausgang unterhalb der Oberfläche

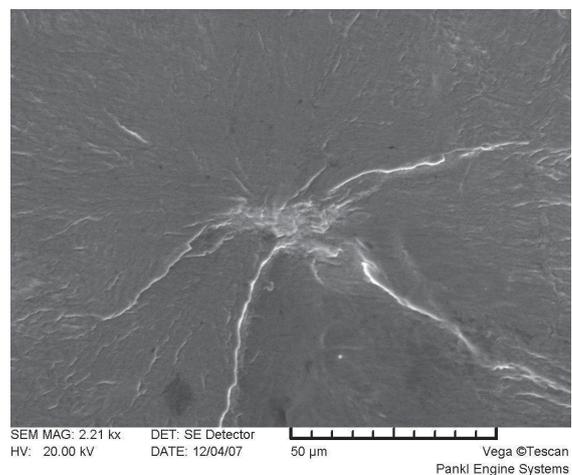


Abb. 41: REM Aufnahme NC310YW – vergütet. Bruchausgang unterhalb der Oberfläche

Die Probe mit dem Bruchausgang an der Oberfläche (Proben Nr. 11) wurde in gleicher Weise untersucht wie die anderen Proben.

Abb. 42 und 44 zeigen stereomikroskopische Aufnahmen der Bruchfläche. Der Bruchausgang liegt an der Oberfläche. Es ist eine relativ kleine Bruchlinse (rot markiert) und ein großer Restgewaltbruch zu sehen.

Abb. 43 und 45 zeigen dieselbe Bruchfläche im

Rasterelektronenmikroskop. Der Bruchausgang liegt an einem Mikrokerb der vermutlich bei der Probenfertigung in die Oberfläche eingebracht wurde.

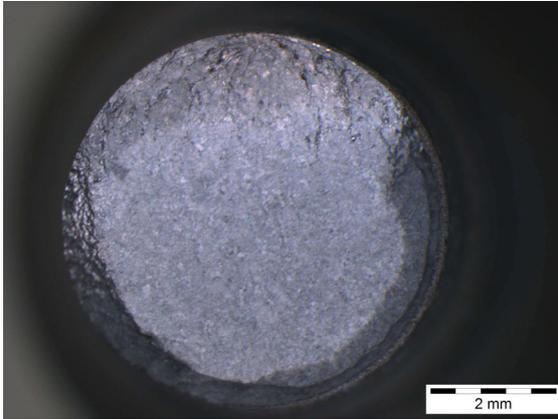


Abb. 42: Stereomikroskopische Aufnahme: NC310YW – vergütet. Bruchausgang an der Oberfläche

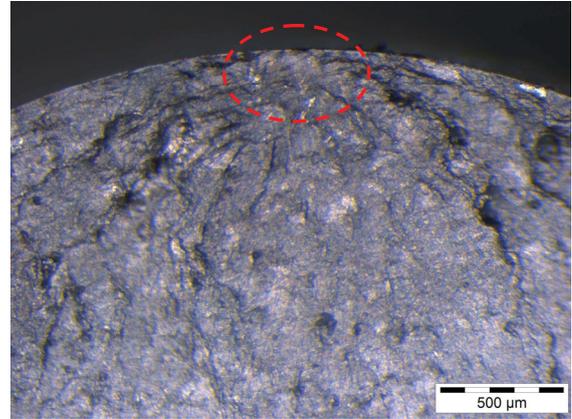


Abb. 44: Stereomikroskopische Aufnahme: NC310YW – vergütet. Bruchausgang an der Oberfläche

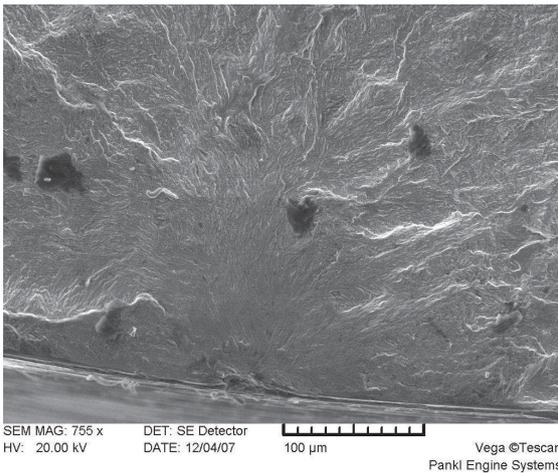


Abb. 43: REM Aufnahme: NC310YW – vergütet. Bruchausgang an der Oberfläche

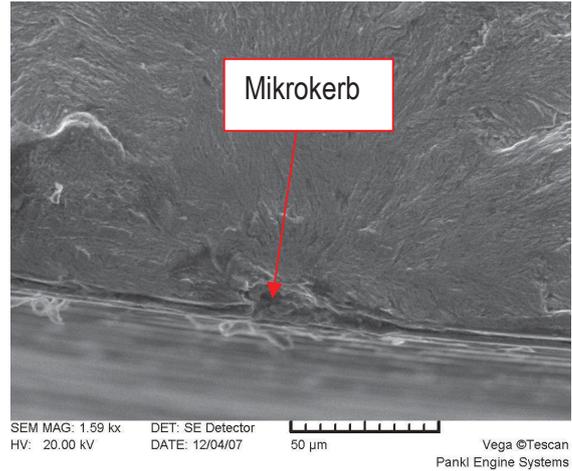


Abb. 45: REM Aufnahme: NC310YW – vergütet. Bruchausgang an der Oberfläche von Mikrokerb ausgehend

7.2. NC310YW – einsatzgehärtet

f) Metallografische Untersuchung nach der Wärmebehandlung

Nach der Wärmebehandlung liegt das Gefüge im martensitischen Zustand vor. Die Proben NC310YW – vergütet wurden gemeinsam mit den Proben NC310YW - einsatzgehärtet wärmebehandelt um möglichst idente Bedingungen wie am Bauteil prüfen zu können. Im Randbereich (Abb. 46) ist

eine gleichmäßige Aufkohlungszone zu sehen. Abb. 47 zeigt das Randgefüge in der Aufkohlungszone. Es besteht aus Martensit, es wurden keine Karbide und kein Restaustenit gefunden. Das Kerngefüge besteht ebenfalls aus Martensit (Abb. 48).

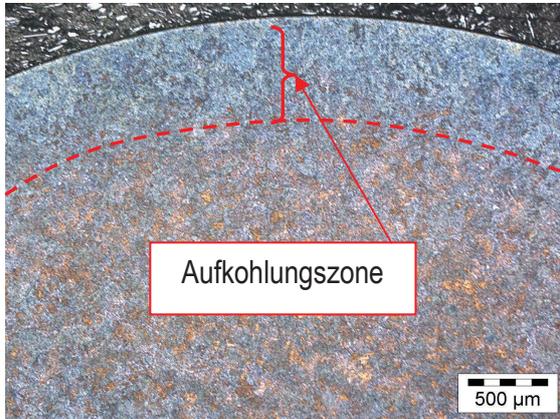


Abb. 46: Gefügeaufnahme NC310YW – einsatzgehärtet. Martensitische Grundstruktur

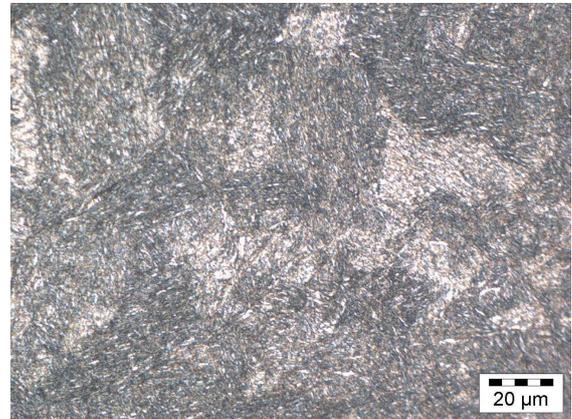


Abb. 48: Gefügeaufnahme NC310YW – einsatzgehärtet. Martensitische Grundstruktur

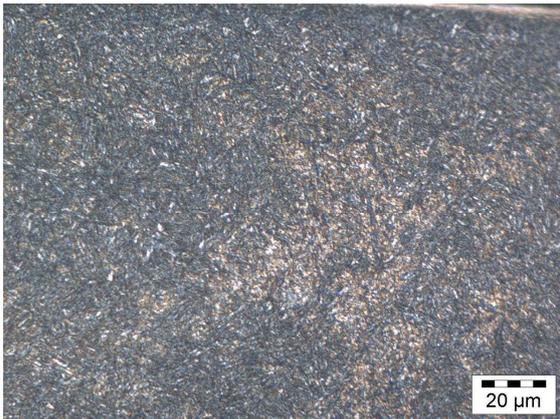


Abb. 47: Randgefüge: Martensitische Grundstruktur, keine Karbide, kein Restaustenit

g) Härteprüfung

Die Härtewerte in Tabelle 10 stellen einen Mittelwert aus 5 Messwerten dar. Die Oberflächenhärte beträgt 735HV10 und die Kernhärte 650HV10. Gemessen wurde mit einem geeichten und normierten Kleinlasthärteprüfer.

Tab. 10: Ergebnisse der Härteprüfung NC310YW - einsatzgehärtet

	OFH	KH	EHT/NHT
Proben 20-40	735HV10	650HV10	0,65 – 0,70

Weiters wurden die Proben metallografisch eingebettet und mittels automatischen Kleinlasthärteprüfers die Einsatzhärte bestimmt. Die Grenzhärte ist 700HV1. Abb. 49 zeigt die gemessenen Härteverläufe. Jede Messreihe stellt den Mittelwert von drei Einzelmessreihen einer Probe dar. Es wurden drei Proben gemessen und gemeinsam mit dem Mittelwert aller Messungen eingetragen. Die Einsatzhärte liegt zwischen 0,65 mm und 0,70 mm.

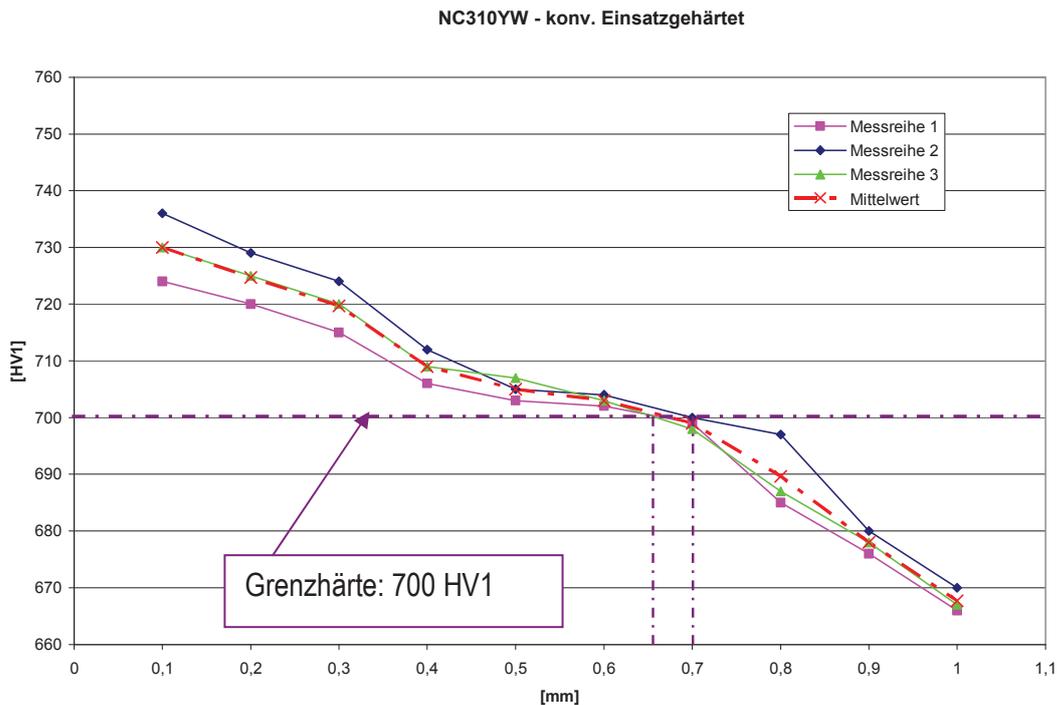


Abb. 49: Härteverlaufskurve der konv. einsatzgehärteten Biegeumlaufproben

h) Dauerfestigkeitstest zur Bestimmung der Wöhlerkurve

Abb. 50 zeigt die Wöhlerkurve des Stahls NC310YW – einsatzgehärtet. Eine Probe (Probe Nr. 27) brach an einem nichtmetallischen Einschluss (rot markiert).

Ein Teil der Proben musste nachgefertigt werden, da im ersten Los Proben mit mehr als dem zulässigen Verzug dabei waren. Diese Proben wurden separat wärmebehandelt und getestet. Es wurde darauf geachtet, dass nach der Wärmebehandlung dieselben Eigenschaften erreicht wurden.

Es zeigte sich, dass alle nachgefertigten Proben dasselbe Verhalten wie die nachgefertigten Proben bei dem Stahl NC310YW – vergütet aufwiesen, eine sehr breite Streuung der Dauerfestigkeit. Die Proben wurden nicht zu weiteren

Untersuchungen herangezogen. Die Dauerfestigkeit bei 10^7 Lastzyklen beträgt 1075N/mm^2 .

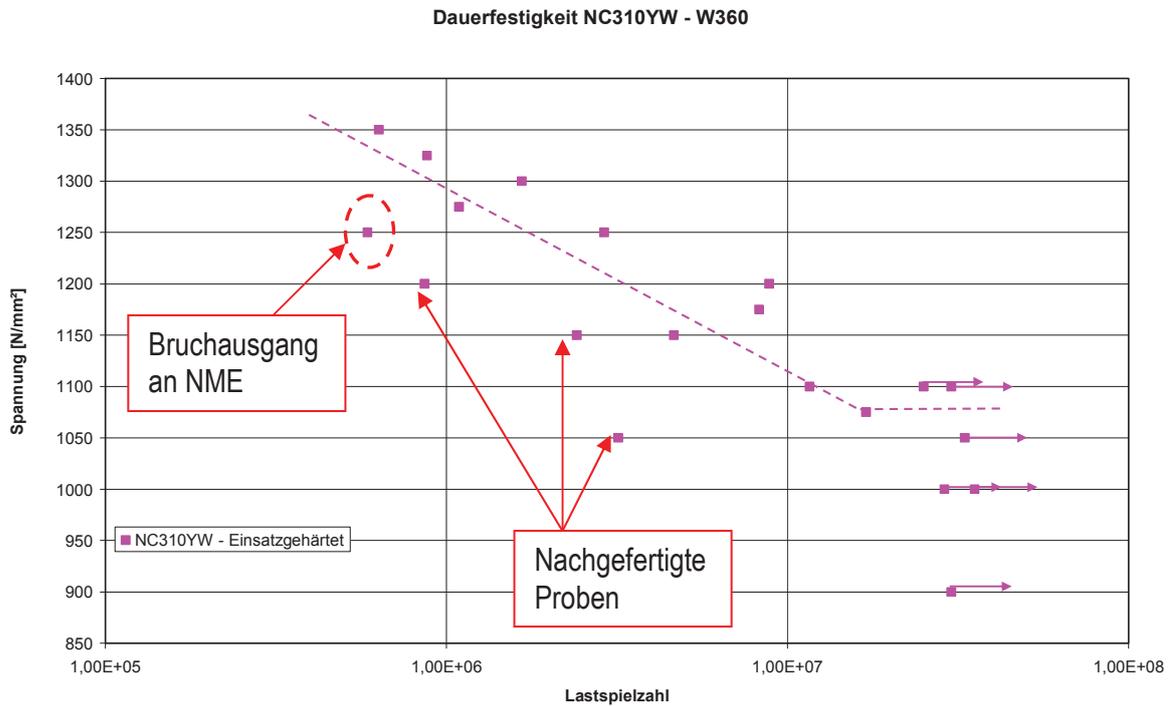


Abb. 50: Wöhlerkurve NC310YW – einsatzgehärtet: die eingezeichneten Geraden sind Ausgleichskurven

i) Stereomikroskopische und rasterelektronenmikroskopische Untersuchungen

Die Proben aus NC310YW – einsatzgehärtet weisen alle einen Bruchausgang unterhalb der Oberfläche auf.

Abb. 51 zeigt eine stereomikroskopische Übersichtsaufnahme der Bruchfläche einer Biegeumlaufprobe (Proben Nr. 35). Der Bruchausgang liegt unterhalb der Oberfläche. Abb. 53 ist eine Aufnahme des mit höherer Vergrößerung. Es ist eine relativ kleine Bruchlinie (rot markiert) und ein großer Restgewaltbruch zu sehen. Abb. 52 zeigt eine Übersichtsaufnahme des Bruchausganges mittels eines Rasterelektronenmikroskops. Abb. 54 zeigt den Bruchausgang mit höherer Vergrößerung. Es wurde im Bruchausgang kein NME oder Karbide gefunden.

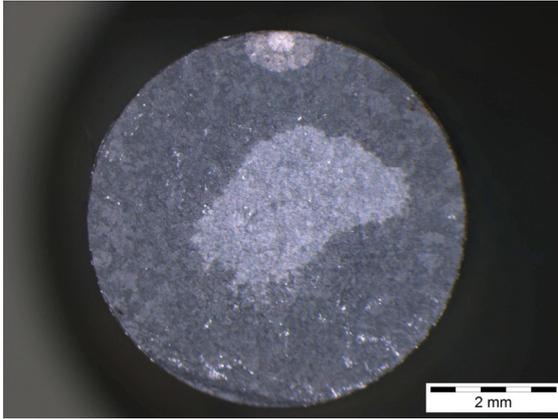


Abb. 51: Stereomikroskopische Aufnahme: NC310YW – einsatzgehärtet: Bruchausgang unterhalb der Oberfläche

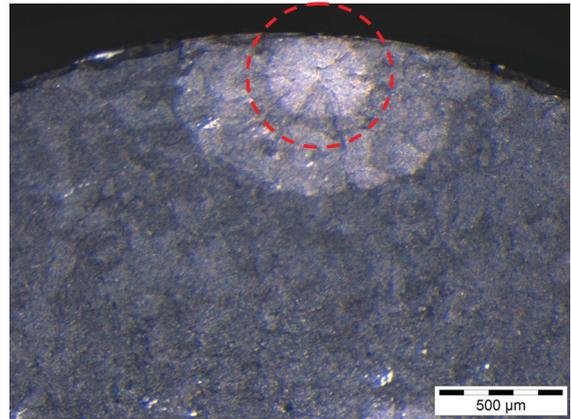


Abb. 53: Stereomikroskopische Aufnahme: NC310YW – einsatzgehärtet: Bruchausgang unterhalb der Oberfläche (rot markiert)

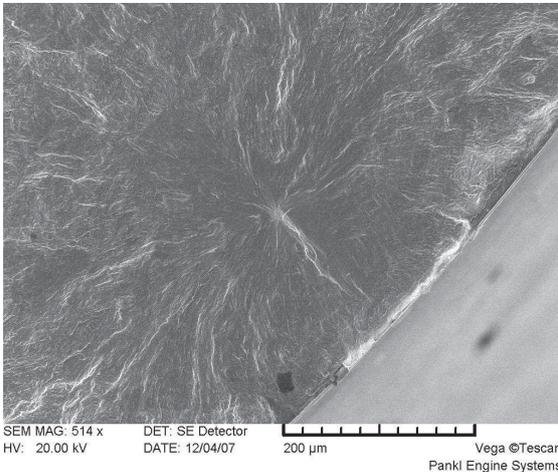


Abb. 52: REM Aufnahme: NC310YW – einsatzgehärtet: Bruchausgang unterhalb der Oberfläche

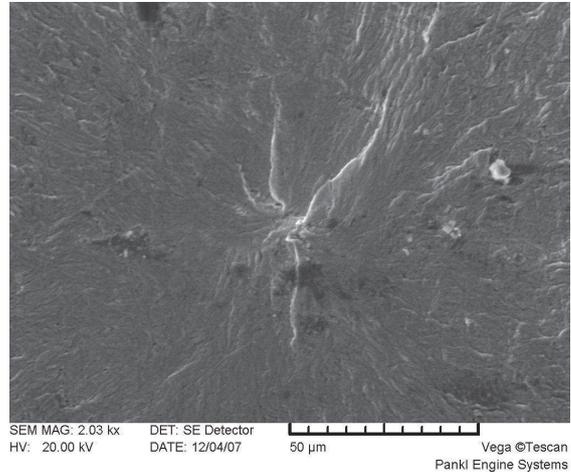


Abb. 54: REM Aufnahme: NC310YW – einsatzgehärtet: Bruchausgang unterhalb der Oberfläche

Die Probe (Proben Nr. 27) die an einem NME brach, wurde näher untersucht. Die Untersuchungsmethoden sind die gleichen wie bei den anderen Proben.

Abb. 55 und 57 zeigen stereomikroskopische Übersichtsaufnahmen der Bruchfläche. Im Zentrum des Bruchausganges ist der NME zu sehen. Abbildung 56 ist eine Übersichtsaufnahme des Bruchausganges mittels eines Rasterelektronenmikroskops. Abb. 58 zeigt den Bruchausgang aus höherer Vergrößerung. Es wurde ein NME im Kern des Bruchausganges gefunden. Das Ergebnis der EDX – Analyse zur Charakterisierung des Einschlusses ist in Tabelle 11 zusammengefasst.

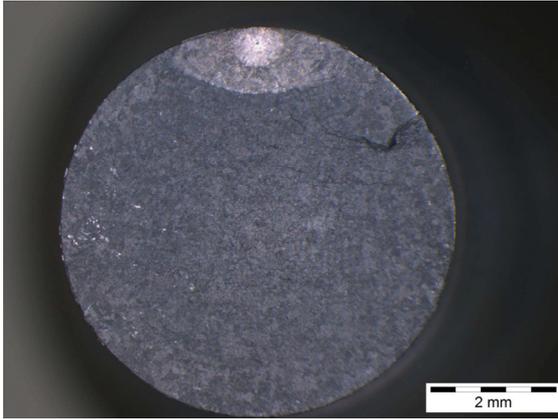


Abb. 55: Stereomikroskopische Aufnahmen NC310YW – Einsatzgehärtet: Bruchausgang an Einschluss

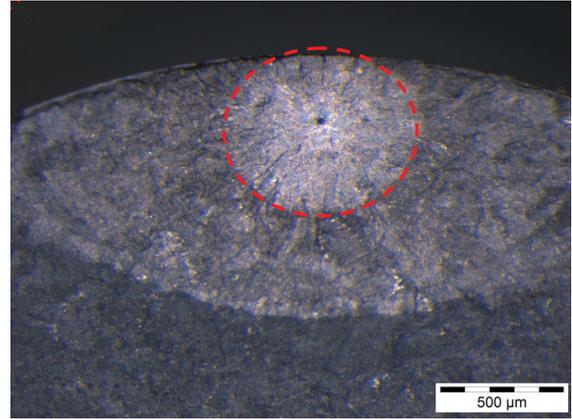


Abb. 57: Stereomikroskopische Aufnahmen NC310YW – Einsatzgehärtet: Bruchausgang an Einschluss

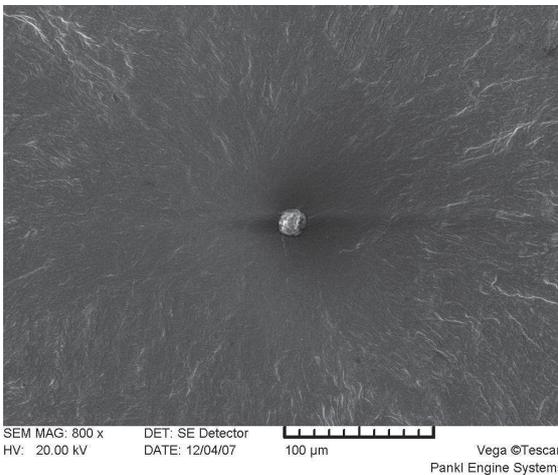


Abb. 56: REM Aufnahme: NC310YW – Einsatzgehärtet: Bruchausgang an einem Einschluss

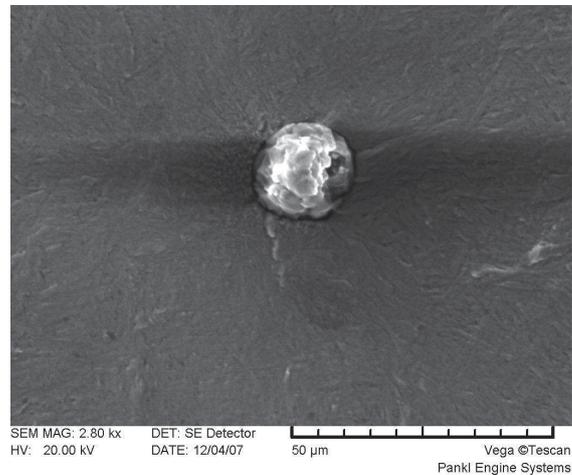


Abb. 58: REM Aufnahme: NC310YW – Einsatzgehärtet: Bruchausgang an einem Einschluss

Laut EDX Analyse des Einschluss liegt ein Al_2O_3 – Einschluss vor (Tab. 11)

Tab. 11.: EDX Analyse – NME Einschluss [Mass%]

C	O	Mg	Al	Si	S	Ca	Mn	Fe	Nd	Summe
6,66	35,99	1,62	17,39	1,29	12,05	16,37	3,87	1,62	3,12	100%

7.3. NC310YW – Unterdruck aufgekühlt (UDAK)

a) Metallografische Untersuchung

Das Gefüge liegt in einer martensitischen Struktur vor. Abb. 59 ist eine Übersichtsaufnahme des Randgefüges der Biegeumlaufprobe. Es ist eine gleichmäßige Aufkohlung zu sehen. Abb. 61 zeigt das Randgefüge in der Aufkohlungszone, das aus Martensit besteht. Es wurden keine Karbide und kein

Restaustenit gefunden. Das Kerngefüge besteht aus Martensit (Abb.60). Vergleicht man diese Aufnahmen mit den Aufnahmen 46 bis 48 von den Proben NC310YW - einsatzgehärtet so ist zusehen, dass das Gefüge gröber erscheint.

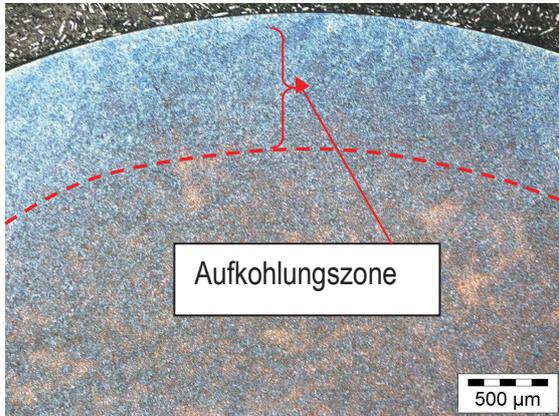


Abb. 59: Gefügebildung NC310YW – UDAK: Martensitische Grundstruktur

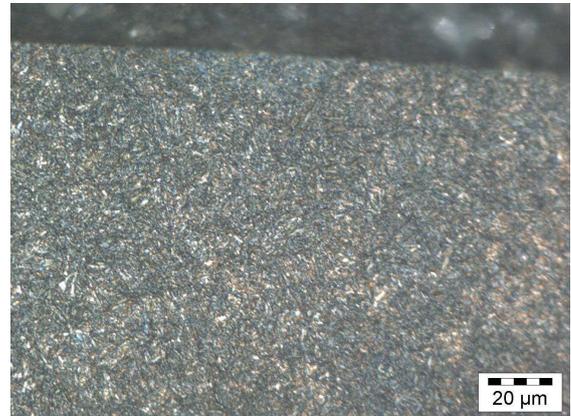


Abb. 61: Gefügebildung NC310YW – UDAK: Martensitische Grundstruktur

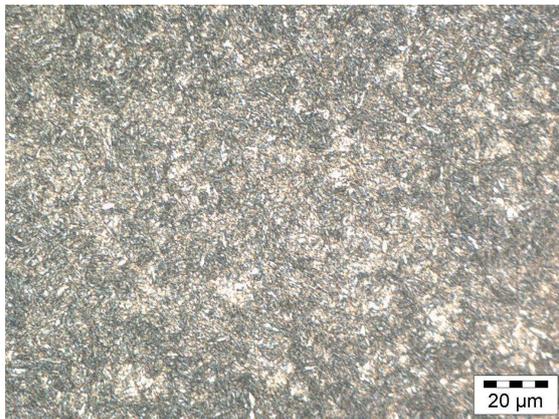


Abb. 60: Gefügebildung NC310YW – UDAK: Martensitische Grundstruktur

b) Härteprüfung

Die Härtewerte aus Tabelle 12 stellen einen Mittelwert aus 5 Messwerten dar. Die Oberflächenhärte liegt bei 755HV1 und die Kernhärte bei 643HV10. Gemessen wurde mit einem geeichten und normierten Kleinlasthärteprüfer.

Tab. 12: Ergebnisse der Härteprüfung an NC310YW - UDAK

	OFH	KH	EHT/NHT
Proben 40-60	755HV10	643HV10	0,70 – 0,80

Weiters wurden die Proben metallografisch eingebettet und mittels automatischen Kleinlasthärteprüfers die Einsatzhärte tiefe bestimmt. Die Grenzhärte ist 700HV1. Abb. 62 zeigt die gemessenen Härteverläufe. Es wurde, gleich wie bei NC310YW, drei Proben gemessen und die Mittelwerte gebildet. Die Einsatzhärte tiefe liegt zwischen 0,70 mm und 0,80 mm.

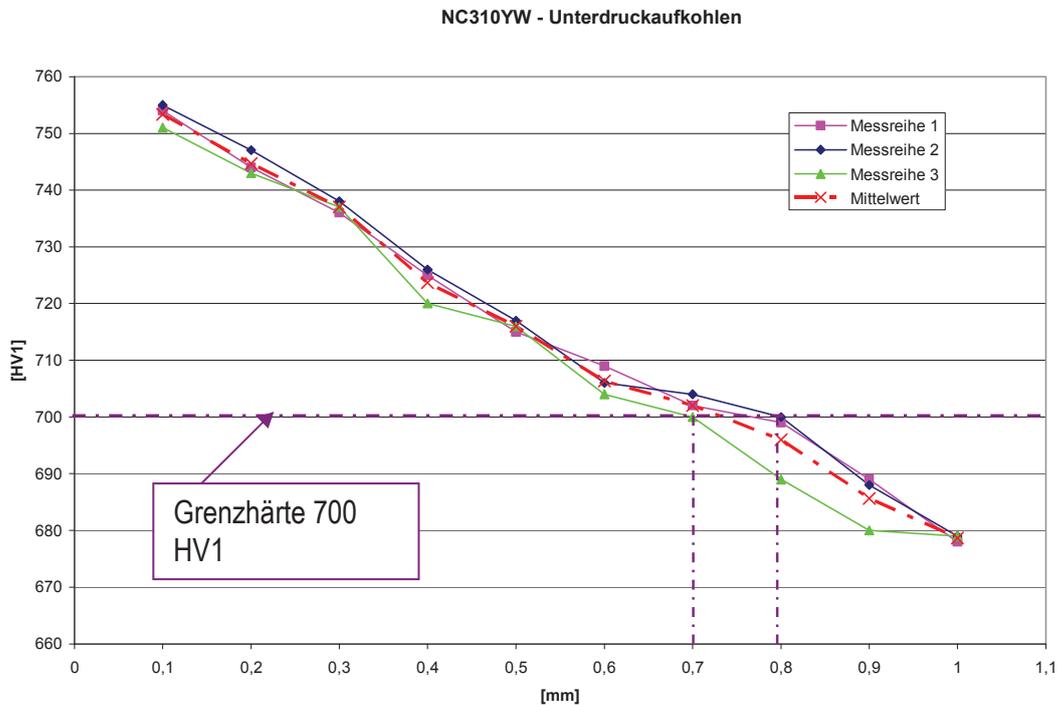


Abb. 62: Härteverlaufskurve der Unterdruckaufgekohlten Biegeumlaufproben

c) Dauerfestigkeitstest zur Bestimmung der Wöhlerkurve

Abb. 63 zeigt die Wöhlerkurve des Materials NC310YW – UDAK. Bei der Probenfertigung kam es zu keinem Verzug und alle Biegeumlaufproben konnten geprüft werden. Keine der Proben zeigte einen Bruchausgang an einem NME oder an Karbiden. Die Dauerfestigkeit bei 10^7 Lastzyklen beträgt 1200N/mm^2 .

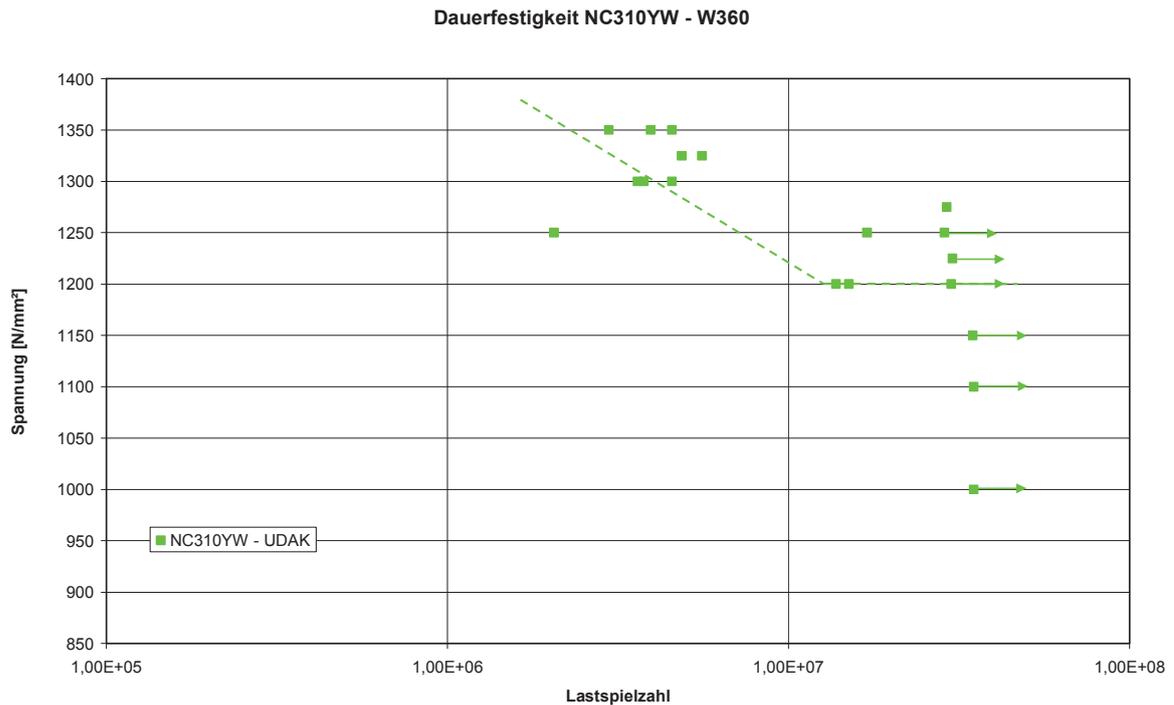


Abb. 63: Wöhlerkurve NC310YW –UDAK: die eingezeichneten Geraden sind Ausgleichskurven

d) Stereomikroskopische und rasterelektronenmikroskopische Untersuchungen

Abb. 64 zeigt eine stereomikroskopische Übersichtsaufnahme der Bruchfläche der Biegeumlaufprobe (Proben Nr. 55) mit dem Stereomikroskop. Der Bruchausgang liegt an der Oberfläche. Abb. 66 ist eine Aufnahme des Bruchausganges mit höherer Vergrößerung. Es ist eine relativ kleine Bruchlinie (rot markiert) und ein großer Restgewaltbruch zu sehen. Abb. 65 ist eine Übersichtsaufnahme des Bruchausganges mittels eines Rasterelektronenmikroskops. Abb. 67 zeigt den Bruchausgang mit höherer Vergrößerung.

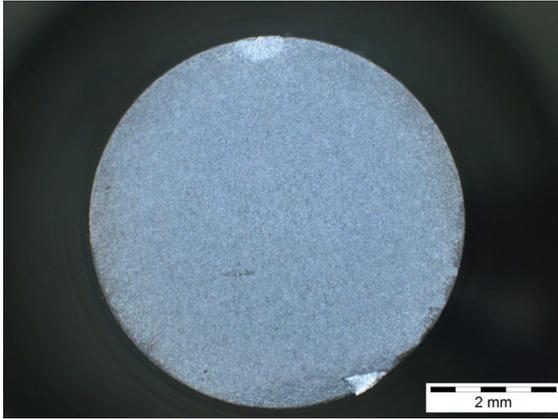


Abb. 64: Stereomikroskopische Aufnahme NC310YW – UDAK: Bruchausgang an der Oberfläche

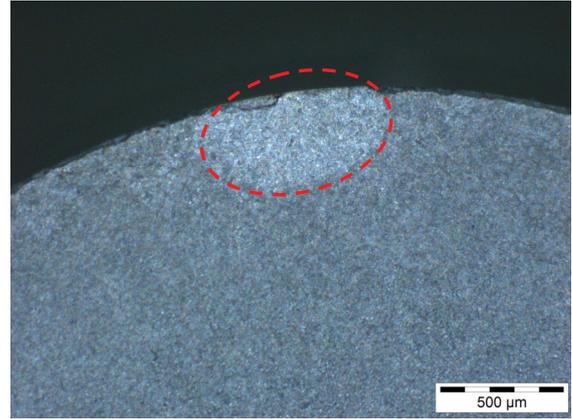


Abb. 66: REM Aufnahme: NC310YW – UDAK: Bruchausgang an der Oberfläche

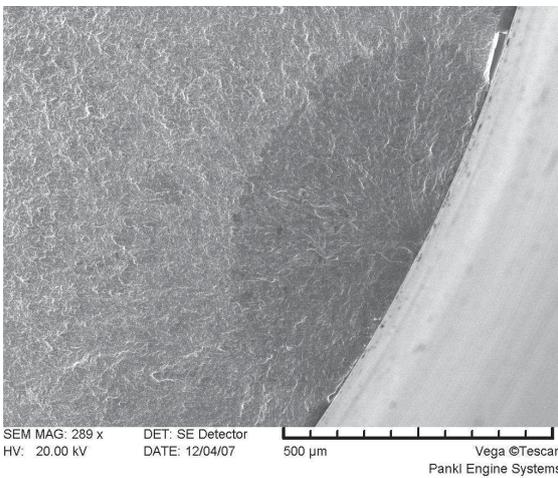


Abb. 65: Stereomikroskopische Aufnahme NC310YW – UDAK: Bruchausgang an der Oberfläche

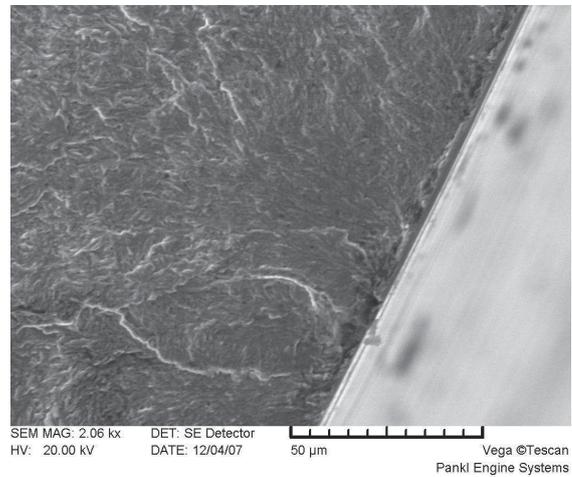


Abb. 67: REM Aufnahme: NC310YW – UDAK: Bruchausgang an der Oberfläche

7.4. W360 – vergütet

a) Metallografische Untersuchung nach der Wärmebehandlung

Nach der Wärmebehandlung besteht das Gefüge aus einer martensitischen Grundmatrix mit eingelagerten Sekundärhärtekarbiden. Diese Chrom Karbide sind sehr fein und homogen in der Matrix verteilt.

Abb. 68 und Abb. 69 sind Gefüeaufnahme des Materials W360 – vergütet.

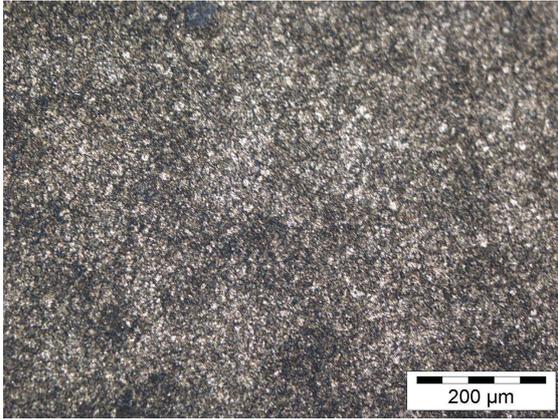


Abb. 68: Gefügeaufnahme: W360 - vergütet

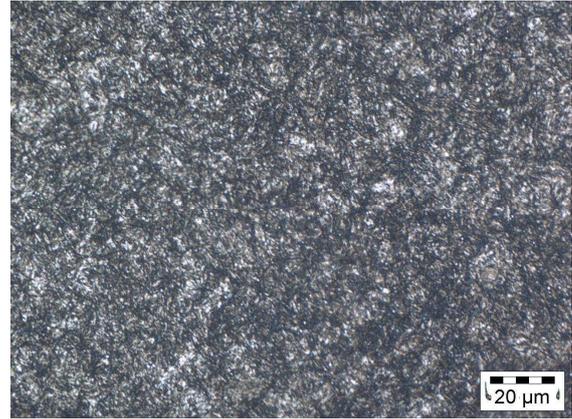


Abb. 69: Gefügeaufnahme: W360 - vergütet

b) Zugversuch zur Bestimmung der statischen Kennwerte

Tabelle 13 zeigt die gemessenen statischen Kennwerte der Zugfestigkeitsprüfung. Die Zugfestigkeit R_m beträgt im Mittel 2160N/mm^2 , die Streckgrenze $R_{p0,2} = 1840\text{N/mm}^2$ und die Bruchdehnung $A=10,41\%$.

Tab. 13: Statische Kennwerte aus Zugversuch – W360

Probe Nr.	E [kN/mm ²]	R _{p0,05} [N/mm ²]	R _{p0,1} [N/mm ²]	R _{p0,2} [N/mm ²]	R _m [N/mm ²]	A _g [%]	A [%]	D ₀ [mm]
1	211,8	1501,66	1657,87	1819,1	2154,3	2,6	9,98	7,9
2	209,5	1566,07	1719,62	1831,0	2143,5	2,47	10,40	7,9
3	200,0	1523,11	1660,42	1837,3	2161,0	2,63	10,72	7,91
4	200,8	1598,57	1728,51	1867,7	2175,2	2,57	10,32	7,88
5	217,1	1554,44	1682,59	1847,9	2166,4	2,65	10,63	7,89

c) Härteprüfung

Die Härtewerte aus Tabelle 14 stellen einen Mittelwert aus 5 Messwerten dar. Die Oberflächenhärte und Kernhärte sind bei dieser Wärmebehandlung gleich, sie liegen bei 643HV10. Gemessen wurde mit einem geeichten und normierten Kleinlasthärteprüfer.

Tab. 14: Ergebnisse Härteprüfung – W360 vergütet

	OFH	KH	EHT/NHT
Proben 80-100	643HV10	643HV10	-

d) Dauerfestigkeitstest zur Bestimmung der Wöhlerkurve

Abb. 70 zeigt die Wöhlerkurve des Warmarbeitsstahls W360 - vergütet. Es zeigte sich dass die Streubreite der Wöhlerkurve sehr breit ist. Dies ist auf einige nichtmetallische Einschlüsse in den Proben zurückzuführen (rot

markiert – Probe Nr. 87). Die Dauerfestigkeit bei 10^7 Lastzyklen beträgt 1200N/mm^2 .

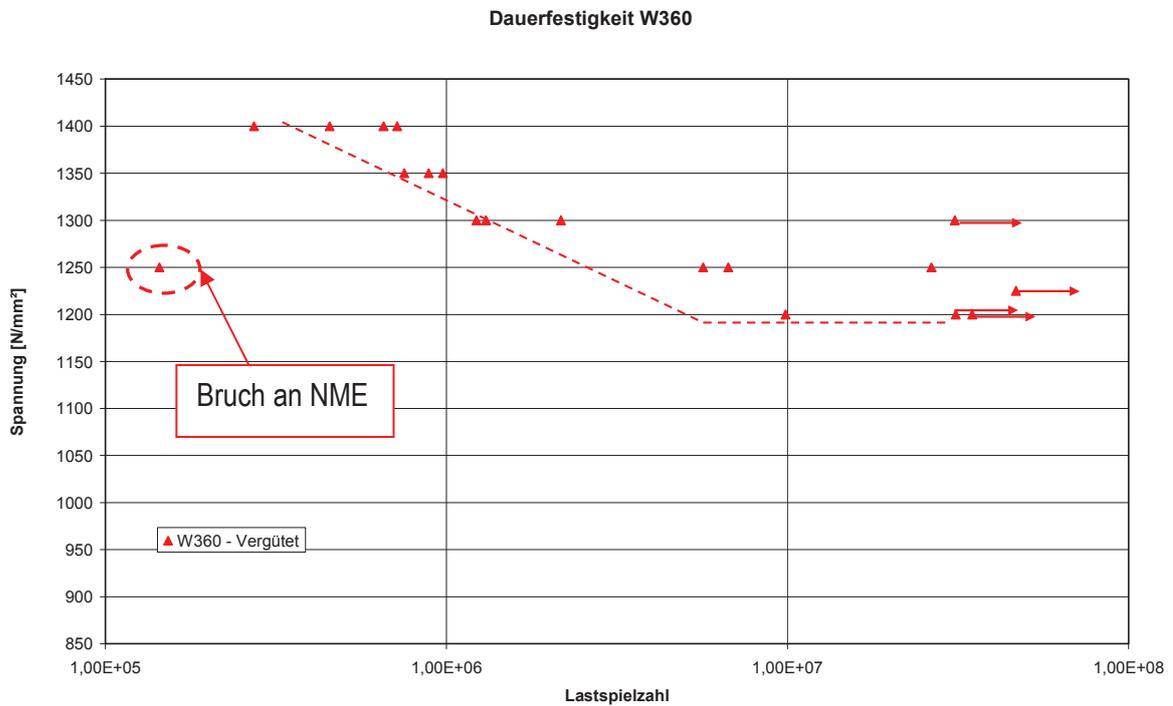


Abb. 70: Wöhlerkurve W360 - vergütet: die eingezeichneten Geraden sind Ausgleichskurven

e) Stereomikroskopische und rasterelektronenmikroskopische Untersuchungen

Abb. 71 zeigt eine stereomikroskopische Übersichtsaufnahme der Bruchfläche der Biegeumlaufprobe Nr. 90 mit dem Stereomikroskop. Der Bruchausgang liegt an der Oberfläche. Abb. 73 ist eine Aufnahme des Bruchausganges mit höherer Vergrößerung. Es ist eine große Bruchlinse (rot markiert) und der Restgewaltbruch zu sehen. Abb. 72 ist eine Übersichtsaufnahme des Bruchausganges mittels eines Rasterelektronenmikroskops. Abb. 74 zeigt den Bruchausgang mit höherer Vergrößerung.

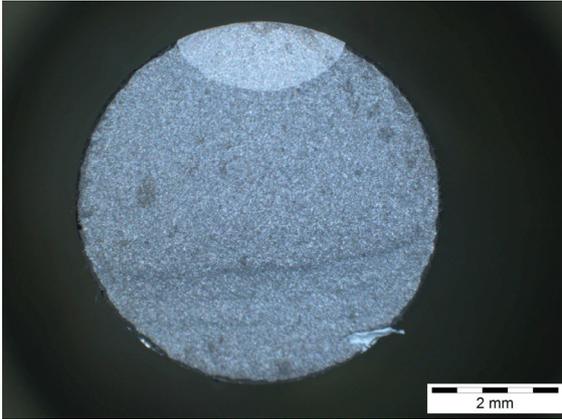


Abb. 71: Stereomikroskopische Aufnahme: W360 - vergütet: Bruchausgang an der Oberfläche

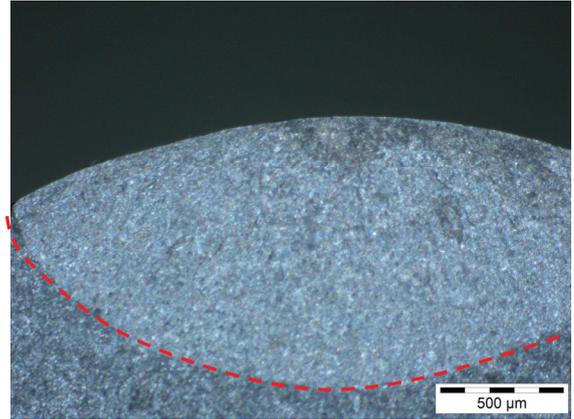


Abb. 73: Stereomikroskopische Aufnahme: W360-vergütet: Bruchausgang an der Oberfläche

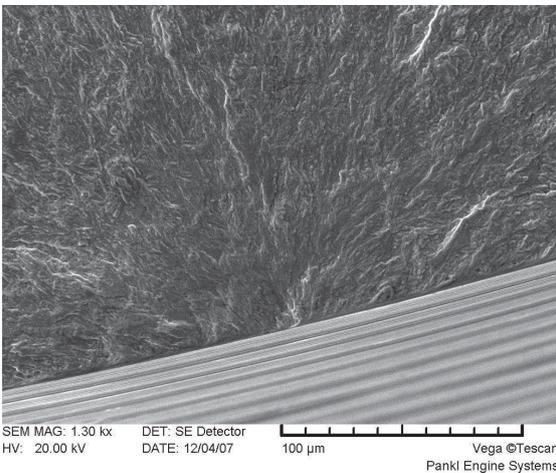


Abb. 72: REM Aufnahme: W360 vergütet: Bruchausgang an der Oberfläche

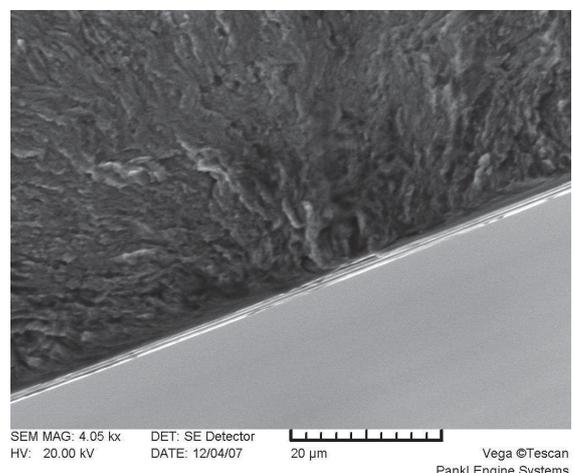


Abb. 74: REM Aufnahme: W360 vergütet: Bruchausgang an der Oberfläche

Eine Probe brach an einem NME (Probe Nr. 87) und wurde näher untersucht. Abb. 75 und Abb. 77 zeigen eine stereomikroskopische Übersichtsaufnahme der Bruchfläche der Biegeumlaufprobe. Im Zentrum der Bruchlinie liegt ein NME. Es ist eine große Bruchlinie (rot markiert) und der Restgewaltbruch zu sehen. Abb. 76 ist eine Aufnahme des NME mit dem Rasterelektronenmikroskop. Die EDX Analyse ist in Tabelle 15 dargestellt.

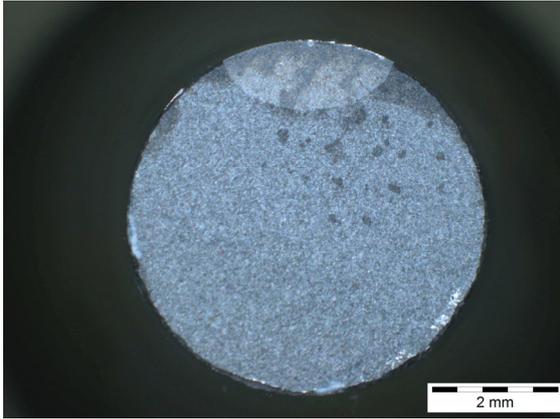


Abb. 75: Stereomikroskopische Aufnahme: W360 - vergütet: Bruchausgang an einem Einschluss

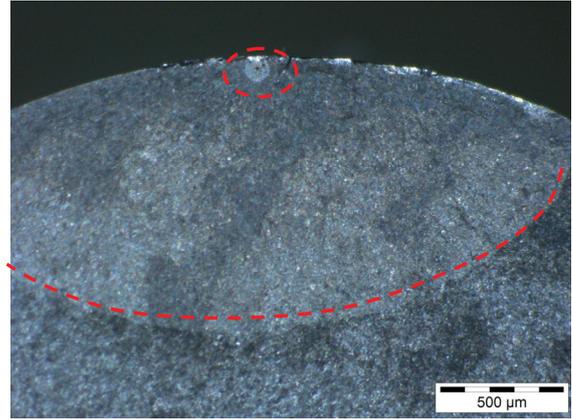


Abb. 77: Stereomikroskopische Aufnahme: W360-vergütet: Bruchausgang an einem Einschluss

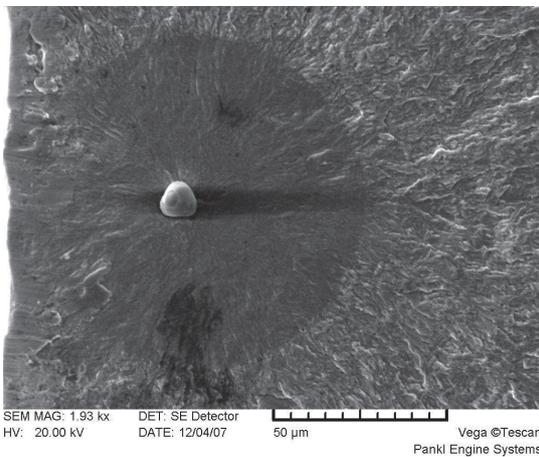


Abb. 76: REM Aufnahme W360 – vergütet: Bruchausgang an NME

Die EDX Analyse des NME aus Abb. 76 ergab, dass es sich um einen MnCaS – Einschluss handelt (Tab. 15)

Tab. 15: EDX Analyse des Einschlusses

S	Ca	Mn	Fe	Se	Sn	Summe
37,68	41,58	9,33	4,42	6,13	0,87	100%

7.5. W360 – Unterdruck aufgekohlt (UDAK)

a) Metallografische Untersuchung nach der WBH

Das Gefüge liegt in einer martensitischen Struktur vor. Abb. 78 ist eine Übersichtsaufnahme des Randgefüges der Biegeumlaufprobe. Es ist eine

gleichmäßige Aufkohlung zu sehen. Abb. 80 zeigt das Randgefüge das aus Martensit besteht. Abb. 79 zeigt das martensitische Grundgefüge. Im gesamten Gefüge sind homogen, feinverteilte Karbide zu sehen. In der Aufkohlungszone wurden keine groben Karbidausscheidungen durch das Aufkohlen gefunden. Wie beim Material NC310YW – UDAK erscheint auch hier das Gefüge feiner als bei dem Material NC310YW – einsatzgehärtet.

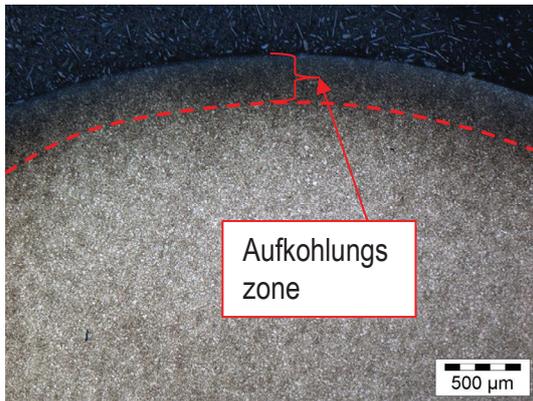


Abb. 78: Gefügebildung: W360 – UDAK: Martensitische Grundstruktur



Abb. 80: Randgefüge: W360 – UDAK: Martensitische Grundstruktur

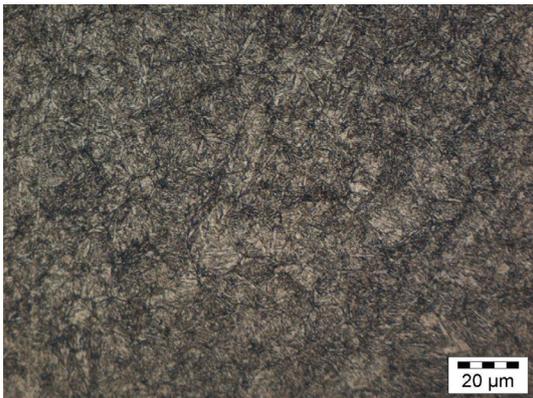


Abb. 79: Kerngefüge: W360 – UDAK: Martensitische Grundstruktur

b) Härteprüfung

Die Härtewerte aus Tabelle 16 stellen einen Mittelwert aus 5 Messwerten dar. Die Oberflächenhärte beträgt 715HV10 und die Kernhärte 654HV10.

Tab. 16: Ergebnisse der Härteprüfung W360 - UDAK

	OFH	KH	EHT/NHT
Proben 100 - 120	715HV10	654HV10	0,28 - 0,40

Gemessen wurde mit einem geeichten und normierten Kleinlasthärteprüfer. Weiters wurden die Proben metallografisch eingebettet und mittels automatischen Kleinlasthärteprüfers die Einsatzhärte bestimmt. Die Grenzhärte ist 700HV1. Abb. 81 zeigt die gemessenen Härteverläufe. Die Ermittlung der Kurven erfolgte wie bei dem Material NC310YW. Die Einsatzhärtetiefe liegt zwischen 0,28mm und 0,40mm.

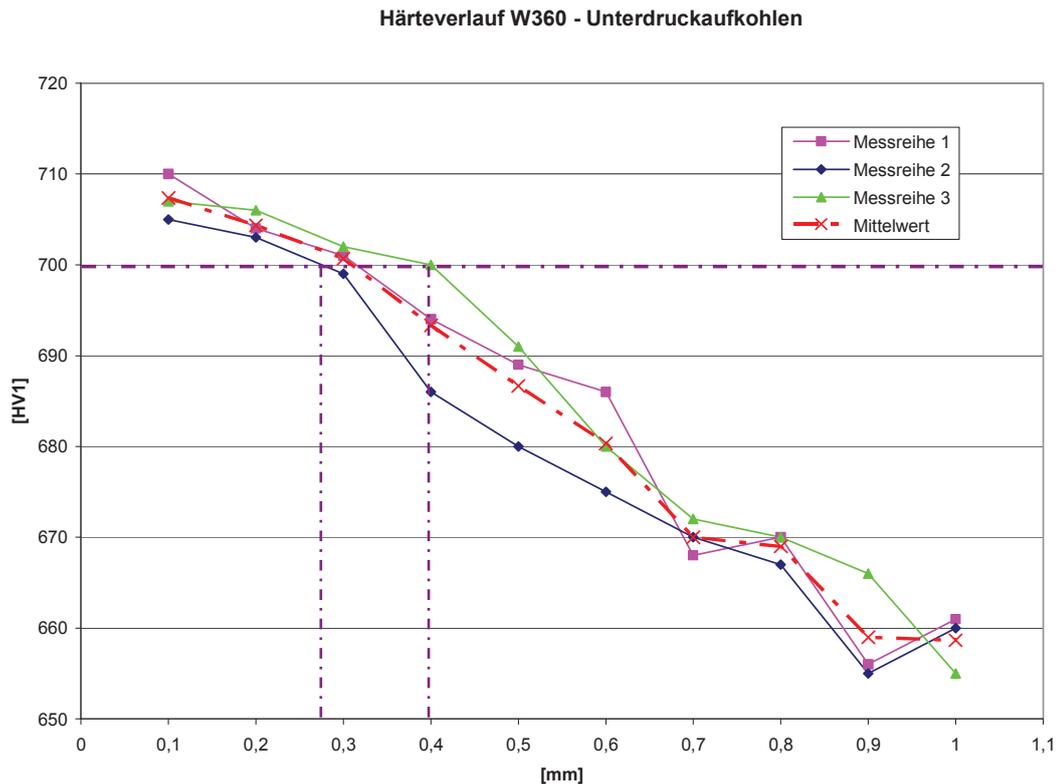


Abb. 81: Härteverlaufskurve der unterdruckaufgekohlten Biegeumlaufproben

c) Dauerfestigkeitstest zur Bestimmung der Wöhlerkurve

Abb. 82 zeigt die Wöhlerkurve des Materials W360 - UDAK. Es zeigte sich, dass die Streubreite der Wöhlerkurve sehr breit ist. Dies ist auf einige nichtmetallische Einschlüsse in den Proben zurückzuführen (rot markiert – Proben Nr. 111, 115 und 117). Die Dauerfestigkeit bei 10^7 Lastzyklen beträgt 1225N/mm^2 .

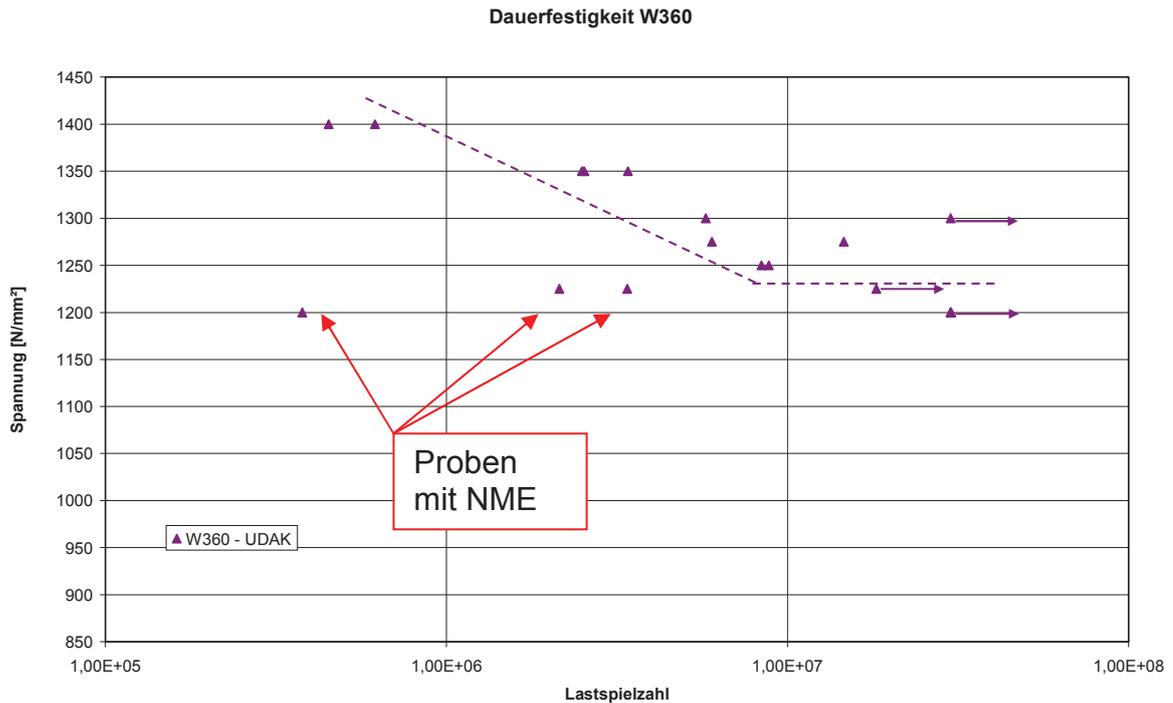


Abb. 82: Wöhlerkurve W360 Vergütet: Geraden sind Ausgleichskurven

d) Stereomikroskopische und rasterelektronenmikroskopische Untersuchung

Abb. 83 zeigt eine stereomikroskopische Übersichtsaufnahme der Bruchfläche einer Biegeumlaufprobe (Probe Nr. 104). Der Bruchausgang liegt an der Oberfläche. Abb. 85 ist eine Aufnahme des Bruchausganges mit höherer Vergrößerung. Es ist eine große Bruchlinie (rot markiert) und der Restgewaltbruch zu sehen. Abb. 84 ist eine Übersichtsaufnahme des Bruchausganges mittels eines Rasterelektronenmikroskops. Abb. 86 zeigt den Bruchausgang mit höherer Vergrößerung.

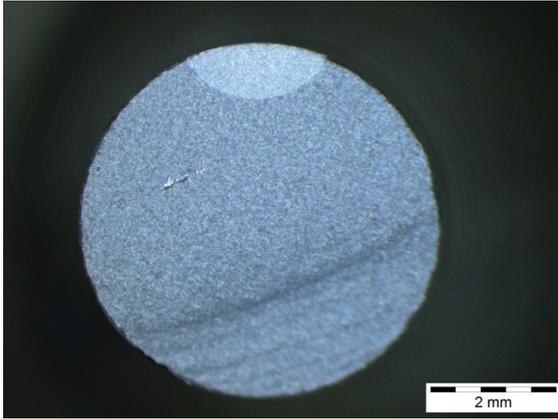


Abb. 83: Stereomikroskopische Aufnahme W360 – UDAK: Bruchausgang an der Oberfläche

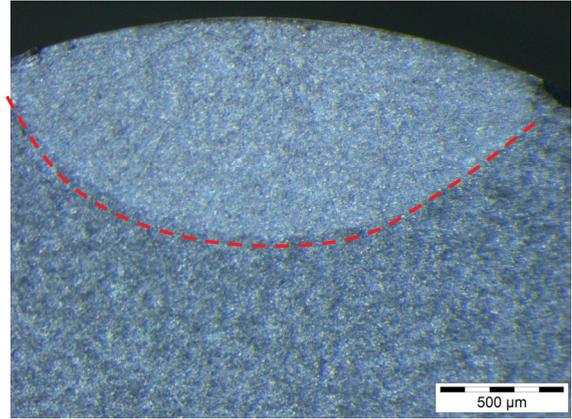


Abb. 85: Stereomikroskopische Aufnahme W360 – UDAK: Bruchausgang an der Oberfläche

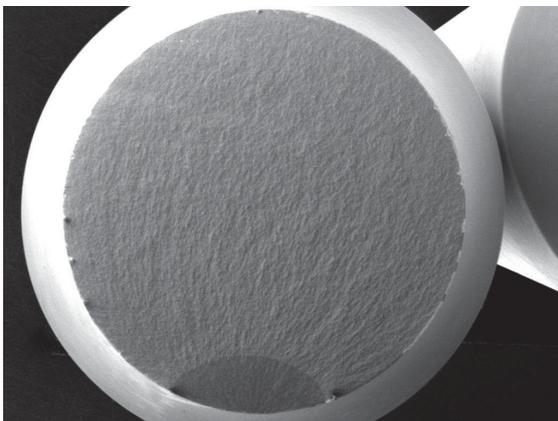


Abb. 84: REM Aufnahme – W360 – UDAK: Bruchausgang an der Oberfläche

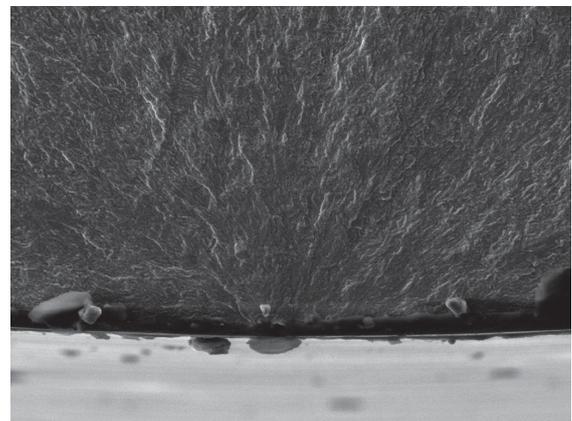


Abb. 86: REM Aufnahme – W360 – UDAK: Bruchausgang an der Oberfläche

Alle Proben die an NME gebrochen waren wurden untersucht. Es zeigte sich bei allen das gleiche Bruchbild. Repräsentativ ist Probe Nr. 111 dargestellt. Abb. 87 und 88 zeigen eine stereomikroskopische Übersichtsaufnahme der Bruchfläche. Der Bruchausgang liegt an einem NME.. Es ist eine große Bruchlinie (rot markiert) und ein Restgewaltbruch zu sehen. Abb. 88 ist eine Übersichtsaufnahme des Bruchausganges mittels eines Raster-elektronenmikroskops. Abb. 90 zeigt den Bruchausgang mit dem NME bei höherer Vergrößerung. Die EDX Analyse ist in Tabelle 17 abgebildet.

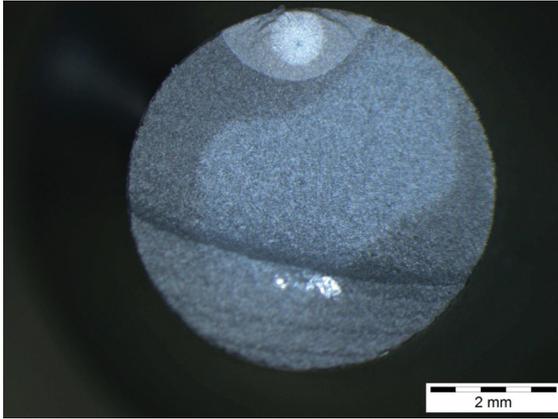


Abb. 87: Stereomikroskopische Aufnahme – W360 UDAK: Bruchausgang unterhalb der Oberfläche

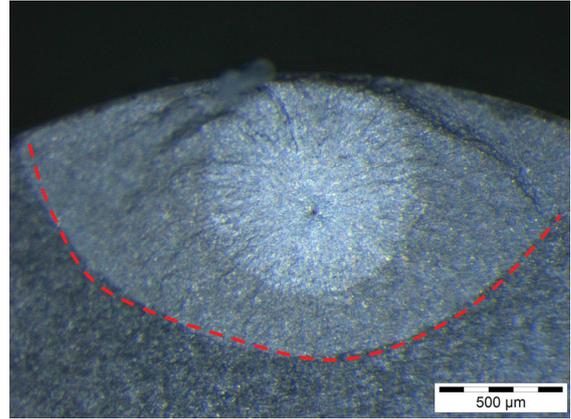
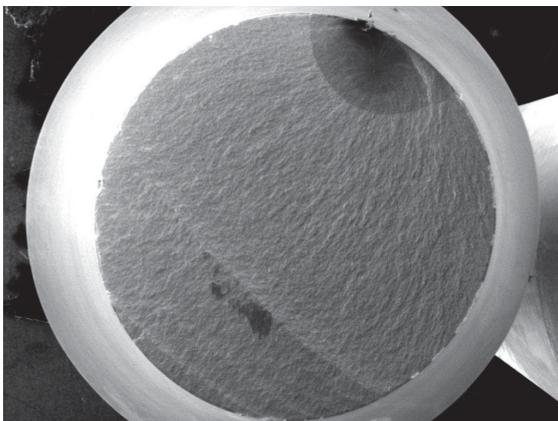


Abb. 89: Stereomikroskopische Aufnahme – W360 UDAK: Bruchausgang unterhalb der Oberfläche



SEM MAG: — DET: SE Detector
HV: 20.00 kV DATE: 01/04/08
Vega ©Tescan
Pankl Engine Systems

Abb. 88: REM Aufnahme – W360 UDAK: Bruchausgang unterhalb der Oberfläche



SEM MAG: 1.61 kx DET: SE Detector
HV: 20.00 kV DATE: 01/04/08
50 µm Vega ©Tescan
Pankl Engine Systems

Abb. 90: REM Aufnahme – W360 UDAK: Bruchausgang unterhalb der Oberfläche an NME

Die EDX Analyse des NME aus Abb. 88 ergab folgende Zusammensetzung. Es handelt sich um einen Al_2O_3 – Einschluss (Tab.17).

Tab. 17: EDX Analyse des nichtmetallischen Einschlusses

O	Mg	Al	S	Mn	Fe	Summe
23,94%	9,97%	13,38%	12,96%	3,48	36,27%	100%

8. Diskussion der Untersuchungsergebnisse

Zur Klassifizierung der Dauerfestigkeit, in Abhängigkeit von Material und Wärmebehandlung, wurden 3x20 Biegeumlaufproben aus dem Material NC310YW und 2x20 Biegeumlaufproben aus dem Material W360 gefertigt und am Department für Metallkunde und Werkstoffprüfung getestet.

Des Weiteren wurden von jedem Material jeweils 5 Zugproben geprüft.

a) Material

Die Grenzen der chemischen Zusammensetzung der Materialien laut Hersteller sind wie folgt (Tab. 18 – NC310YW & Tab. 19 – W360)

Element	C	Si	Mn	S	P	Ni	Cr	Mo	V
[%]	0,39 – 0,42	2,60 – 2,80	0,55 – 0,85	<0,005	<0,01	1,6 – 1,95	0,70 – 0,95	0,30 – 0,50	0,18 – 0,23

Tab. 18: Chemische Zusammensetzung NC310 YW

Element	C	Si	Mn	Cr	Mo	V
[%]	0,50	0,20	0,25	4,50	3,00	0,55

Tab. 19: Chemische Zusammensetzung W360

b) Probenmatrix

In Tabelle 20 sind alle Proben mit ihrer Bezeichnung, dem Wärmebehandlungszustand sowie mit den SOLL und IST Werten der Härteprüfung aufgelistet.

Tab. 20: Probenmatrix, gelb hinterlegt: SOLL – Werte der Härteprüfung, grün hinterlegt: IST – Werte der Härteprüfung

	NC310 - 1	NC310 - 2	NC310 - 3	W360 - 1	W360 - 2
Probennr.	01 – 20	21 – 40	41 - 60	81 - 100	101 - 120
WBH	Vergütet Lt. PWBH 85A1	Aufkohlen lt. PWBH 77A1	Unterdruck- aufkohlen lt. URV 20	Vergütet lt. Hersteller	Unterdruck- Aufkohlen lt. URV 21
OFH	>56HRC	>750HV1	>750HV1	>56HRC	>720HV1
KH	>56HRC	>620HV10	>620HV10	>56HRC	>56HRC
EHT[mm]	-	0,60–0,80	0,60-0,80	-	>0,50
OFH	56,8HRC	735HV10	755HV10	57,0	718HV10
KH	56,8HRC	645HV10	643HV10	57,0	56,8
EHT[mm]	-	0,65–0,70	0,70-0,80	-	0,29-0,40

c) Härteverlauf

Um die unterschiedlichen Wärmebehandlungen vergleichen zu können und Unterschiede aufzuzeigen, wurde die Einsatzhärte und der Verlauf der Einsatzhärte gemessen. Abbildung 91 stellt die einzelnen Mittelswertkurven gegenüber.

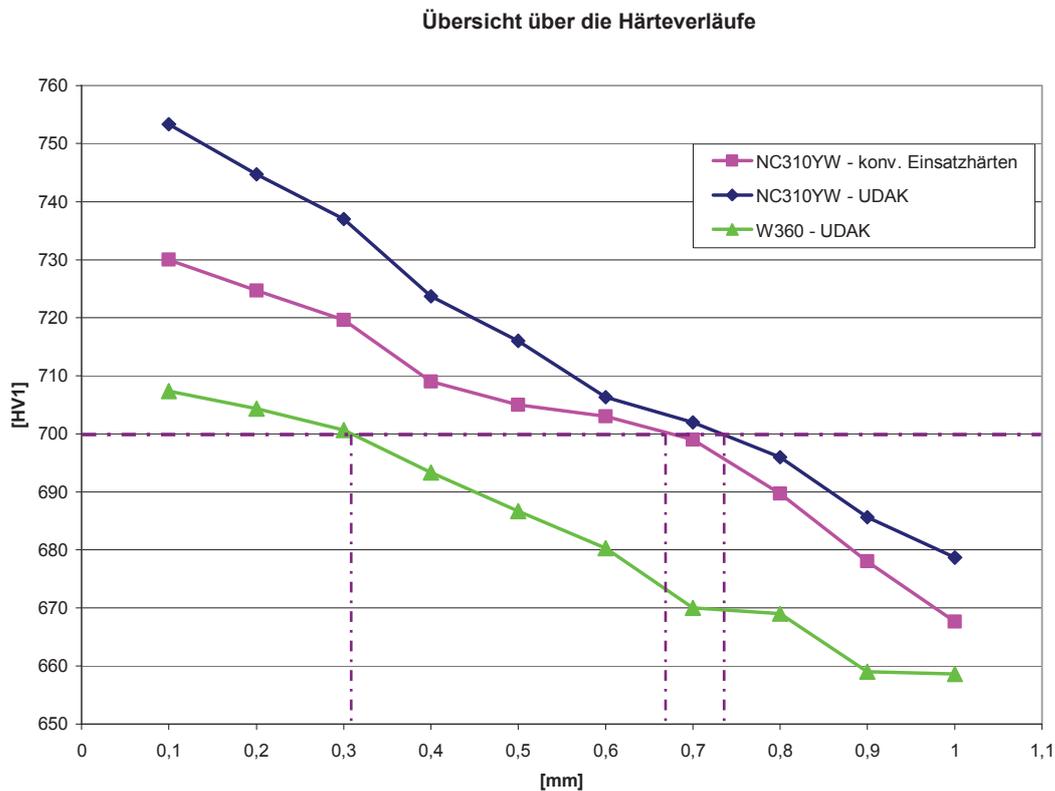


Abb. 91: Übersicht Härteverlaufskurven: Man erkennt deutliche Unterschiede bei den einzelnen Verfahren und den beiden Stählen.

Durch die unterschiedlichen Verfahren, des konventionellen Einsatzhärtens und des Unterdruckaufkohlens, kommen bei gleichem Material (NC310YW) unterschiedliche Härteverlaufskurven zustande.

Dies ist auf den unterschiedlichen Kohlenstoffgehalt in der Atmosphäre während des Prozesses zurückzuführen. Beim konventionellen Einsatzhärten ist ein Kohlenstoffgehalt von $\sim 0,65\text{Mass}\%$ in der Atmosphäre, während beim Unterdruckaufkohlen ein Kohlenstoffgehalt von $\sim 0,80\text{Mass}\%$ vorliegt. Durch den höheren Gehalt an Kohlenstoff beim Unterdruckaufkohlen kann mehr Kohlenstoff in die Oberfläche eindiffundieren und eine höhere Härte erzeugen. Daraus resultiert eine höhere Druckeigenspannung an der Oberfläche dieser Proben [8].

d) Dauerfestigkeit

Es standen nur 20 Proben pro Werkstoff und Wärmebehandlung für die Prüfung zur Verfügung, weshalb keine statistische Auswertung durchgeführt werden konnte.

Die in Abb. 92 eingetragenen Kurven stellen nur Ausgleichskurven durch die vorliegenden Ergebnisse dar. Die dargestellten Kurven zeigen im Vergleich die Wöhlerkurven der einzelnen Wärmebehandlungszustände des Materials NC310YW.

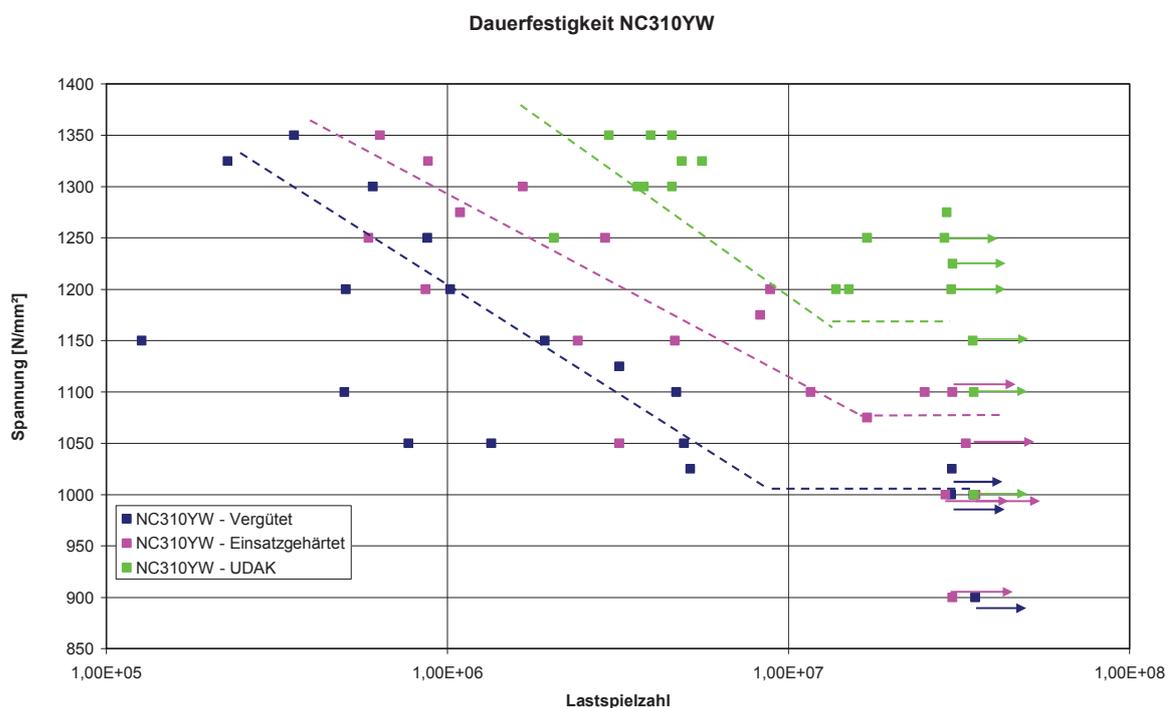


Abb. 92: Wöhlerkurven von NC310YW der unterschiedlichen Wärmebehandlungen unterzogen wurde

Das Material NC310YW hat im vergüteten Zustand eine Dauerfestigkeit von 1000N/mm^2 bei 10^7 Lastwechsel. Durch das konventionelle Einsatzhärten konnte eine Steigerung der Dauerfestigkeit um 5% erreicht werden. Die Dauerfestigkeit der unterdruckaufgekohlten Proben zeigt die größte Steigerung, die Dauerfestigkeit liegt bei 1200N/mm^2 . Das entspricht einer Steigerung gegenüber dem vergüteten Material von 20%.

Die Streuungen der konventionell einsatzgehärteten Proben und die der unterdruckaufgekohlten Proben sind größer als bei den vergüteten Proben. Dies kann auf die Einbringung des Kohlenstoffes und die Kornvergrößerung zurückgeführt werden.

Des Weiteren stellt die Probenfertigung bei diesen Festigkeitswerten eine große Herausforderung dar.

Abb. 93 zeigt die Wöhlerkurven des Materials W360 – vergütet und W360 – UDAK im Vergleich. Zu sehen ist, dass durch das Einbringen von Kohlenstoff in die Oberfläche die Dauerfestigkeit nicht mehr wesentlich gesteigert werden kann.

Weiters weist das Material sehr breite Streuungen in der Wöhlerkurve auf. Dies ist auf nichtmetallische Einschlüsse in den Proben zurückzuführen.

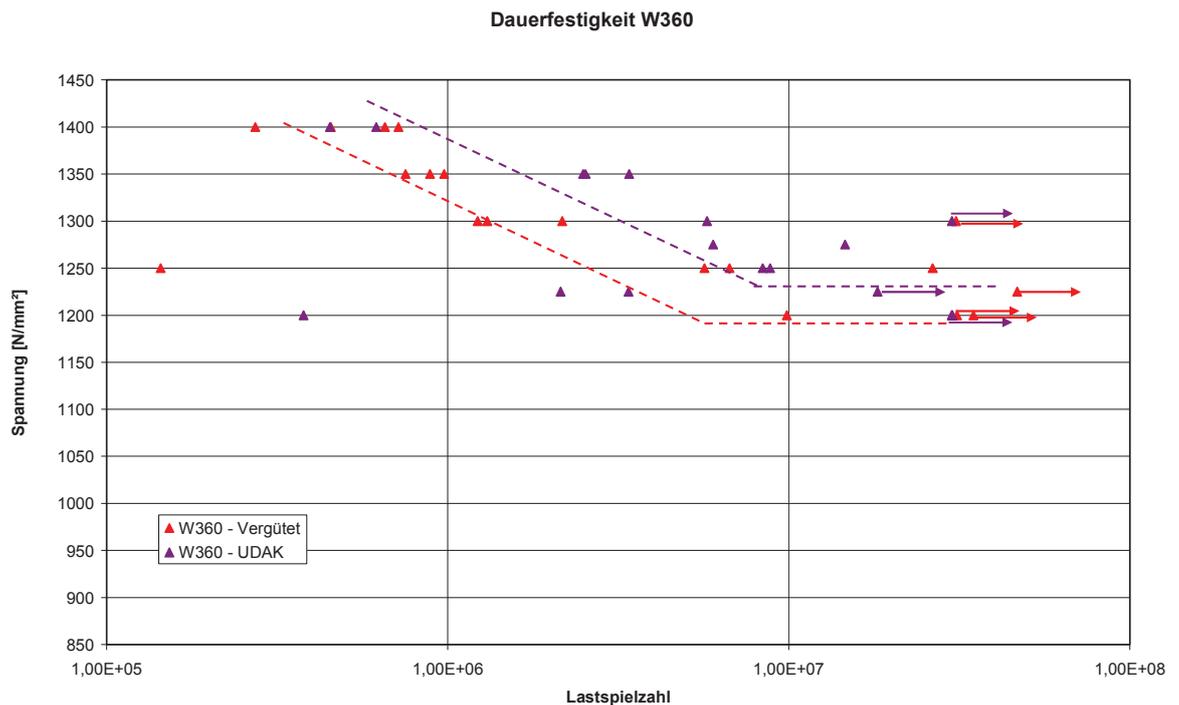


Abb. 93: Wöhlerkurven von W360, vergütet und UDAK

e) Gefügeanalyse

Die Gefügeuntersuchungen zeigten bei dem Material NC310YW nach der Wärmebehandlung ein martensitisches Grundgefüge. Die einsatzgehärteten Proben und die unterdruckaufgekohlten Proben weisen in der Randzone einen höheren Kohlenstoffgehalt auf, dadurch ergibt sich am Rand eine höhere Härte als im Kern.

Das Gefüge der unterdruckaufgekohlten Proben sieht optisch feiner aus als das Gefüge der konventionell einsatzgehärteten Proben.

Einige Proben wiesen nichtmetallische Einschlüsse auf. Beim NC310YW wurde Aluminiumoxid gefunden, das zum frühzeitigen Versagen der Probe führte. Beim W360 Material wurde Mangankalziumsulfid und Aluminiumoxid gefunden, das ebenfalls zum frühzeitigen Versagen der Probe führte.

Die kritische Fehlergröße kann bei NC310YW aufgrund des Einschlusses auf $<25\mu\text{m}$ eingeschränkt werden. Beim Material W360 kann die kritische Fehlergröße aufgrund des Einschlusses auf $<15\mu\text{m}$ eingeschränkt werden.

Bei beiden Materialien ist eine gleichmäßige Aufkohlungszone vorhanden, es wurde kein Restaustenit festgestellt.

Diskussion der Ergebnisse:

Beim Stahl NC310YW konnte gezeigt werden, dass mit einer richtig abgestimmten Wärmebehandlung die Dauerfestigkeit noch weiter angehoben werden kann. Durch Vergüten auf eine Zugfestigkeit von $>2000\text{N/mm}^2$ kann eine Biegeumlaufdauerfestigkeit von 1000N/mm^2 bei 10^7 Lastzyklen erreicht werden.

Dies ist für Stahl ungewöhnlich da aus der Abb. 17 herausgeht, dass mit zunehmender Festigkeit der lineare Zusammenhang zwischen Zugfestigkeit und Dauerfestigkeit immer mehr verloren geht und das Material defektgesteuert geschädigt wird, siehe Kapitel 5.3.3 [8, 9].

Der Grund für die Abweichung von der Theorie ist die Herstellroute des Materials. Durch das Erschmelzen im Lichtbogenofen und mehrmaligem Umschmelzen unter Vakuum kann eine herausragende Reinheit und Gefügestruktur eingestellt werden. Bei den Versuchen wurde festgestellt, dass trotz Vakuummetallurgie einige Proben beider Materialien an nichtmetallischen Einschlüssen brachen.

Diese Einschlüsse bewirken ein frühzeitiges Versagen der Probe unter Belastung.

Das Einbringen von Kohlenstoff in die Oberfläche bewirkt eine Steigerung der Härte durch das Einlagern der C-Atome auf den Zwischengitterplätzen und durch ein zusätzliches „Verspannen“ des Gitters bei der Martensitbildung. Daraus ergibt sich eine höhere Druckeigenspannung an der Oberfläche, die sich wiederum positiv auf die Dauerfestigkeit auswirkt, da die Spannungen überlagert werden und der maximale Zugspannungsanteil verringert wird (Abb. 94). Links in Abb. 94 ist der Eigenspannungsverlauf, aufgrund von einbringen von Kohlenstoff, über einen Probenquerschnitt eingezeichnet. Rechts in Abb. 94 ist der Eigenspannungsverlauf einer Biegespannung überlagert worden. Man

kann erkennen dass der maximale Zugspannungsanteil durch die Eigenspannung reduziert wurde [5].

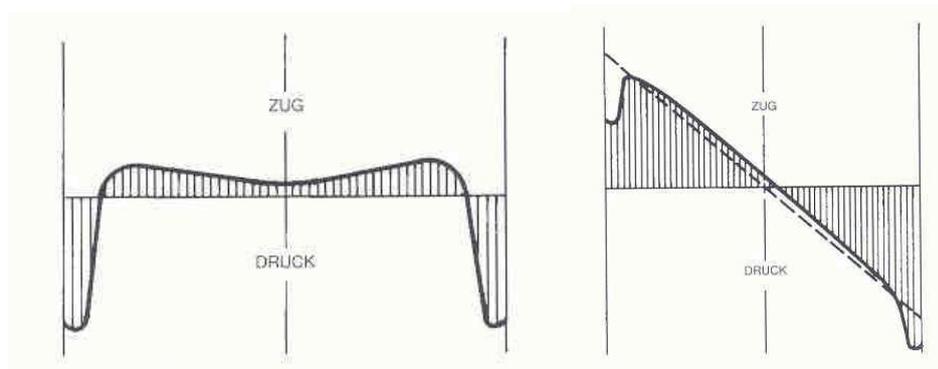


Abb. 94: Eigenspannungsverlauf nach der Bearbeitung. Mit und ohne überlagerter Lastspannung [5]

In Abb. 92 ist zu sehen, dass durch das konventionelle Einsatzhärten beim Material NC310YW eine Steigerung der Dauerfestigkeit um 5% erreicht wurde. Durch das Verfahren „Unterdruckaufkohlen“ kann mehr Kohlenstoff in das Gefüge und besonders in die Randzone eingebracht werden. Dies führt zu höheren Druckeigenspannungen in der Randzone. Des Weiteren bewirkt das Unterdruckaufkohlen eine gleichmäßigere Aufkohlung und ein deutlich feineres Gefüge als das konventionelle Einsatzhärten, somit konnte eine Steigerung der Dauerfestigkeit von 20% gegenüber dem vergüteten Zustand erzielt werden.

Die Gefügefinesheit bringt durch den Hall – Petch – Effekt (Kapitel 2.1) eine weitere Steigerung der Dauerfestigkeit. Jedoch kann ein Versetzungsaufstau auch zu einem Mikroriss führen (Abb. 95).

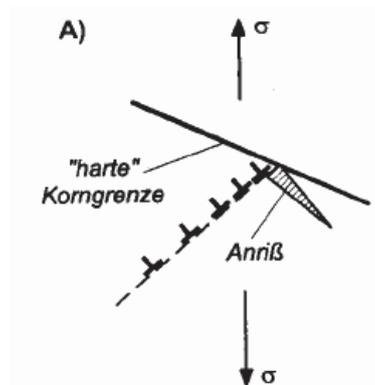


Abb. 95: Anrissbildung durch Versetzungsaufstau [5]

Weiters wird der Rissfortschritt durch Druckeigenspannungen verhindert bzw. behindert (Abb. 96).

- Abb. 96 a zeigt vereinfacht die Spannungsverteilung unter Last
 Abb. 96 b zeigt die Spannungsverteilung des kugelgestrahlten Bauteils.
 Abb. 96 c zeigt die kombinierte Spannungsverteilung, die sich durch Addition der Lastspannung und der Eigenspannung ergibt.
 Abb. 96 d zeigt die Spannungsverteilung unter Last, nachdem sich ein Riss in dem Gebiet der Zugspannung ausgebreitet hat. Die unterbrochenen Linien stellen die Originalspannungsverteilung dar.
 Abb. 96 e zeigt die fortgeschrittene Rissbildung bis zum Punkt (I). In dem angrenzenden Gebiet findet ein Spannungswechsel statt.
 Abb. 96 f zeigt, dass die Rissausbreitung in der Druckspannungszone gestoppt wird.

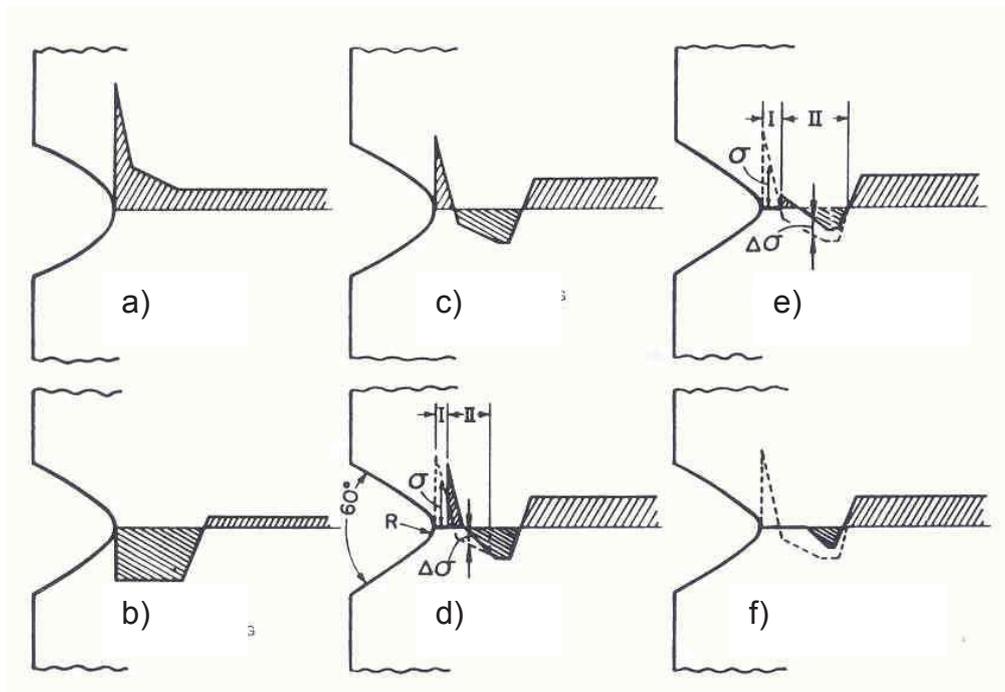


Abb. 96: Verhindern des Rißfortschritts durch Druckeigenspannungen [5]

Wie in Abb. 93 dargestellt, kann bei dem Warmarbeitsstahl W360 durch Einbringen von Kohlenstoff in die Oberfläche die Dauerfestigkeit gegenüber dem vergüteten Material nicht mehr wesentlich weiter angehoben werden. Es konnte nur eine Steigerung von 2% gegenüber dem vergüteten Material erreicht werden.

Es zeigt sich, dass das Material W360 eine breite Streuungen in der Dauerfestigkeit aufweist. Das ist auf die gefundenen NME im Material zurückzuführen. Es wurden an verschiedenen Proben nichtmetallische Einschlüsse vom Typ MnCaS und Al_2O_3 gefunden, was nur durch Optimierung des Herstellprozesses verbessert werden kann.

Das Material W360 in der VIM VAR VAR – Ausführung erreichte im vergüteten Zustand eine Steigerung der Dauerfestigkeit von 20% gegenüber dem Material NC310YW im vergüteten Zustand. Das Material W360-unterdruckaufgekühlt liegt gegenüber NC310YW - konventionell aufgekühlt um 14% höher und somit auf dem selben Niveau wie das Material NC310YW im unterdruckaufgekühlten Zustand (Abb. 97 und Abb. 98).

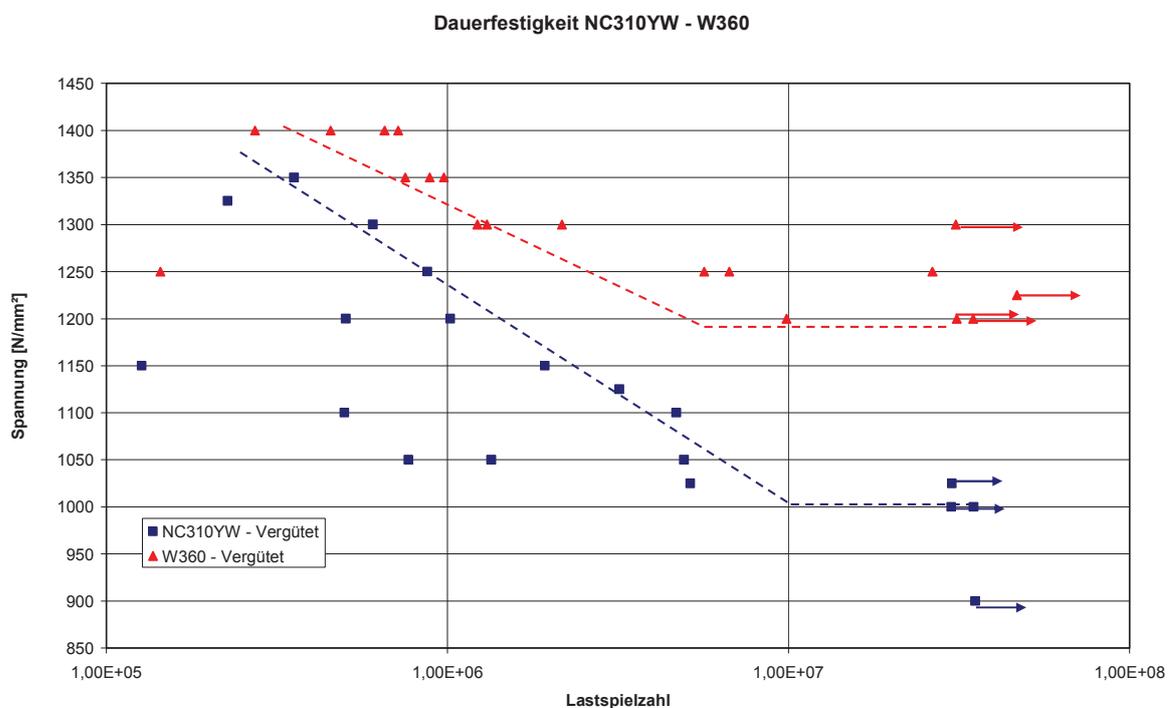


Abb. 97: Dauerfestigkeitsvergleich W360 – NC 310 YW – vergütet

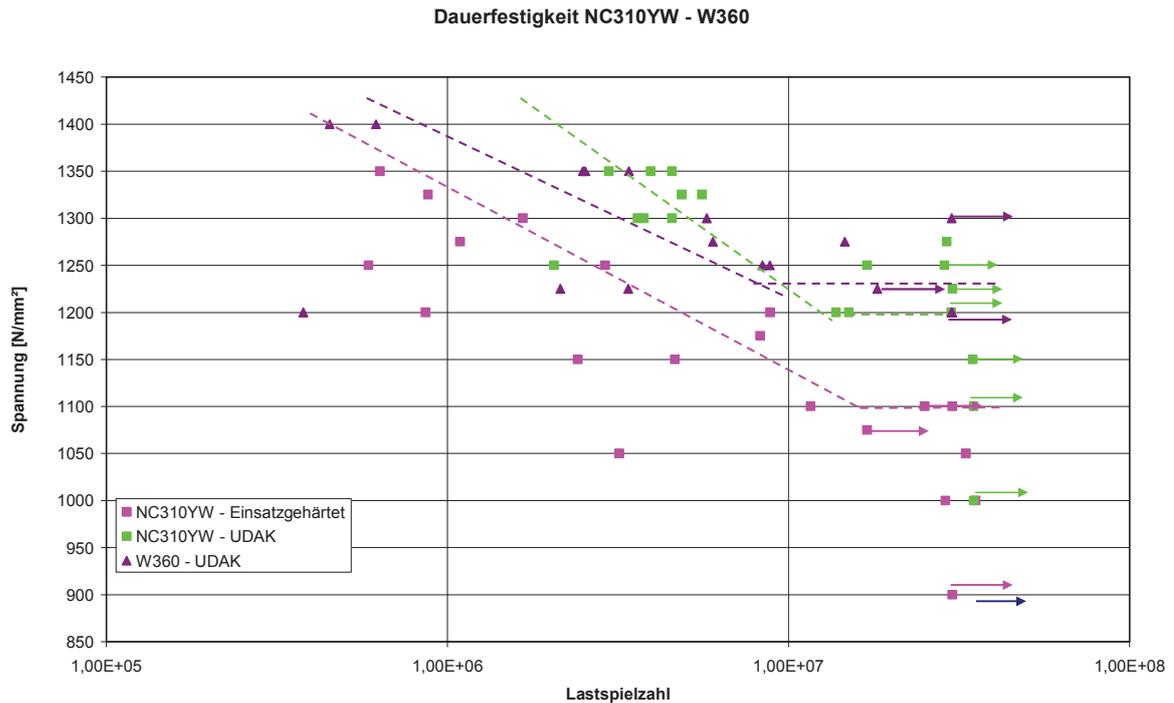


Abb. 98: Dauerfestigkeitsvergleich W360 – NC310YW: Die Wärmebehandlungszustände sind im Insert angegeben.

Die Steigerung der Dauerfestigkeit im vergüteten Zustand von W360 gegenüber NC310YW kann auf folgende Ursachen und Effekte zurückgeführt werden: Das Material W360 weist ein feineres und homogeneres Gefüge auf als NC310YW. Weiters besitzt der Warmarbeitsstahl Sekundärhärtekarbide, die lokal verteilte Druckeigenstress- und Zugeigenstressbereiche erzeugen. Dies erschwert die Rissausbreitung und Rissinitiation [8]. Dies ist vermutlich auch der Grund für die größere Risslinie (rot markiert) bei dem Material W360 (Abb. 99 und Abb. 100).

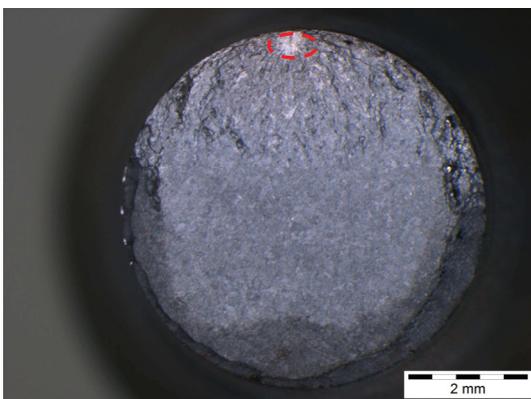


Abb. 99: Risslinie NC310YW

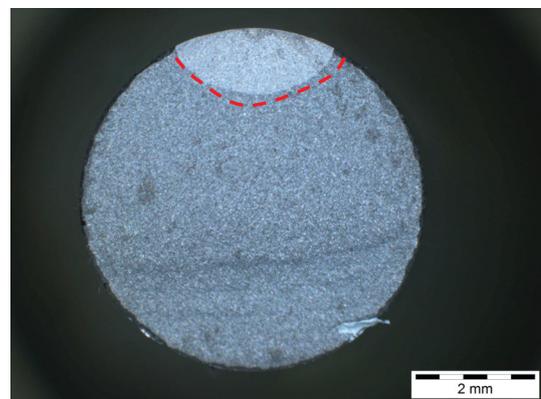


Abb. 100: Risslinie W360

Auffällig ist, dass das Material W360 vorwiegend von der Oberfläche bricht. Dies kann mehrere Ursachen haben. Möglicherweise ist der Spannungsgradient der Proben unterschiedlich, oder der Eigenspannungszustand der einzelnen Probenchargen differiert.

Ein Grund dafür kann die Probenvorbereitung sein, auf die ein spezielles Augenmerk gelegt werden muss. Darauf wird später noch kurz eingegangen.

Der W360 – unterdruckaufgekühlt kann gegenüber dem vergüteten W360 nur mehr eine geringe Erhöhung der Dauerfestigkeit erreichen. Einerseits ist die Menge an eingebrachten Kohlenstoff relativ gering (im Vergleich zu NC310YW). Dies führt zu geringeren Druckeigenspannungen in der Oberfläche als bei NC310YW. Grund für den geringeren Kohlenstoffgehalt ist das Ausscheidungsverhalten der Karbide während der Wärmebehandlung (siehe Kapitel 6.4.2. a) Wärmebehandlung). Weiters war zu sehen, dass die Proben des Materials W360 - UDAK, die nicht an nichtmetallischen Einschlüssen brachen, den Rissausgang an Oberflächenriefen hatten. Somit ist der Kerbfaktor der Oberfläche und die Oberflächenbeschaffenheit bei diesem Material der dominierende Einflussfaktor auf die Dauerfestigkeit.

Bei der Probenfertigung war auffällig, dass einzelne Proben der Chargen „NC310YW – vergütet“, „NC310YW – konv. einsatzgehärtet“ und „W360 – vergütet“ nach einigen Tagen Lagerung einen Verzug von mehr als 0,01mm aufwiesen. Dies ist auf die Probenfertigung zurückzuführen.

Im Schliffbild wurden bei einigen dieser Proben Reibmartensit an der Oberfläche gefunden, die von der Endbearbeitung der Proben stammt. Dieser Reibmartensit ist ungleichmäßig am Umfang verteilt und hat wahrscheinlich aufgrund von Relaxationsvorgängen zu einem Verzug der Proben geführt.

Weiters war auffällig, dass die Proben die unterdruckaufgekühlt worden sind, keinerlei Probleme mit Verzug hatten.

9. Zusammenfassung

Im Rahmen der vorliegenden Diplomarbeit wurde die Dauerfestigkeit und das Bruchverhalten von höchstfesten Stählen bei unterschiedlichen Wärmebehandlungen verglichen. Im Motorsportbereich werden Stähle verwendet, die eine Mindestzugfestigkeit von 2000N/mm^2 besitzen und dabei noch ein akzeptables Bruchverhalten und Zähigkeitsverhalten an den Tag legen.

Das derzeit in Verwendung befindliche Material ist ein Vergütungsstahl aus dem Haus Aubert & Duval. Die chemische Zusammensetzung ist in Kapitel 7 beschrieben. Dieses Material wird im Vakuum auf eine Zugfestigkeit von $>2000\text{N/mm}^2$ vergütet und in Bereichen wo Verschleißbeständigkeit gegeben sein muss, aufgekühlt. Dadurch ergeben sich Bereiche mit sehr guter Duktilität und Bereiche mit sehr guter Verschleißbeständigkeit.

Die Dauerfestigkeit wurde mittels Biegeumlaufstest auf einer „Rapid PUNN“ am Department Metallkunde und Werkstoffprüfung ermittelt. Die Lastspielzahl für die Dauerfestigkeit ist 10^7 Zyklen und der Kerbfaktor 1,01.

Als Wärmebehandlung wurden folgende Verfahren angewendet: Vergüten (Bereich des Schaftes der integrierten Antriebswelle), konventionelle Einsatzhärten und Unterdruckaufkohlen (beide als Referenz für die verschleißbeständigen Bereiche der Antriebswelle).

Die Dauerfestigkeitskurven zeigten, dass mit zunehmendem Kohlenstoffgehalt in der Randzone (C-Gehalt von „vergütet“ < „konv. einsatzgehärtet“ < „unterdruckaufgekühlt“) die Dauerfestigkeit angehoben wurde. Dies ist auf den höheren Druckeigenspannungszustand in der Probenoberfläche zurückzuführen.

Das Material W360, in der eigens für die Diplomarbeit angefertigten Variante über die Vakuummetallurgie und Vakuumsekundärmetallurgie, zeigte erstaunlich gute Dauerfestigkeitswerte. Im vergüteten Zustand weist das Material eine Dauerfestigkeit auf, die 20% über der des Materials NC310YW im selben Wärmebehandlungszustand liegt.

Problematisch stellte sich das Thema Oberflächenverschleißschutz durch Einbringen von Stickstoff oder Kohlenstoff dar. Bei den Nitrierversuchen zeigte sich, dass im Material parallel zur Oberfläche Nitriedausscheidungen erzeugt wurden, die wahrscheinlich zu einem sehr raschen Versagen durch Verschleiß bei einem Bauteil führen würden. Das Unterdruckaufkohlen zeigte sehr viel versprechende Ergebnisse. Der Nachteil beim Einbringen von Kohlenstoff ist jedoch, dass bei zuviel C-Gehalt in der Oberfläche unkontrolliert Karbide

ausgeschieden werden, die wiederum das Dauerfestigkeitsverhalten und Verschleißverhalten negativ beeinflussen.

Es wurde in die Proben gerade soviel Kohlenstoff in die Oberfläche eingebracht, dass keine Karbide entstehen. Daraus resultierte, dass die Oberflächenhärte nicht das Niveau des Materials NC310YW erreichte.

Bei den Versuchen zeigte sich auch, dass das Material W360 noch Verunreinigungen aufweist. Dies führt zu einer sehr großen Streubreite der Dauerfestigkeit.

Es konnte gezeigt werden, dass der Warmarbeitsstahl W360 mit Sekundärhärtetekarbid in Kombination mit der richtigen Herstellroute und Wärmebehandlung ein besseres Dauerfestigkeitsverhalten aufweist wie der Vergütungsstahl, der bis jetzt für diese Anwendungen eingesetzt wurde. Es muss noch Entwicklungsarbeit in die Wärmebehandlung für den Oberflächenverschleißschutz, oder etwaige Kombinationen mit Beschichtungen, getätigt werden, um den Reibwert der Oberfläche und somit den zu erwartenden Verschleiß zu minimieren. Weiters sollte die Reinheit des Materials verbessert werden.

Das Ziel der vorliegenden Diplomarbeit, ein Material zu finden, das den Anforderungen der Formel 1 gerecht wird sowie die Wärmebehandlung für eine Verbesserung der Dauerfestigkeit zu entwickeln und zu testen, wurde erreicht.

Literaturverzeichnis

1. Wikipedia – Die freie Enzyklopädie -
<http://de.wikipedia.org/wiki/Festigkeit> - April 2007
2. G. Gottstein, Physikalische Grundlagen der Materialkunde, Springer Verlag Berlin – 2.Auflage – (2001)
3. H. J. Bargel, G. Schulze – Metallkunde, Springer Verlag Berlin – 7.Auflage – (2000)
4. Böhler – Edelstahl Handbuch, Fa. Böhler – (2005)
5. D. Radaj – Ermüdungsfestigkeit, Springer Verlag Berlin, 3.Auflage – (2005)
6. H. Clemens – Skriptum - Metallkunde 1, Prof. Clemens – (2004)
7. S. Suresh – Fatigue of Materials, Solid State Science Series - Cambridge University Press – 2nd edition (1998)
8. S.S Manson, G.R. Halford – Fatigue and Durability of structural materials, ASM American Society of Materials – (2006)
9. ASM Handbook Volume 19: Fatigue and Fracture, ASM American Society of Materials – (2001)
10. ASM Handbook Volume 12: Fractography, ASM American Society of Materials – (2006)
11. G. Lange – Systematische Beurteilung technischer Schadensfälle Wiley – VCH 5.Edition (2001)
12. H.Schumann – Metallografie, Wiley – VCH -14. Auflage – (2005)
13. G.F. Reiter – Nitrierhärbarkeit verschiedener Warmarbeitsstähle Department für Metallurgie – (2001)
14. D.Liedtke, O. Keßler, P. Sommer – Wärmebehandlung von Stahl Expert Verlag – 7. Auflage (2005)
15. EN – 100002 – 1 – Metallische Werkstoffe – Zugversuch Teil 1 – Prüfverfahren bei Raumtemperatur, Europäisches Normungsinstitut – (2001 -12)
16. EN ISO 6507 – Metallische Werkstoffe – Härteprüfung nach Vickers – Teil 1 – Prüfverfahren, Europäisches Normungsinstitut – (1998)
17. EN 50113 – Umlaufbiegeversuch, Europäisches Normungsinstitut – (1998)