

**Charakterisierung des Faserverlaufs in umgeformten
Stählen und dessen Auswirkungen auf
mechanische Eigenschaften**

Der Fakultät Maschinenbau
der Technischen Universität Dortmund
zur Erlangung des Grades
Doktor-Ingenieur
vorgelegte Dissertation

von
Dipl.-Phys. Andreas Schuster
aus
Heidenheim/Brenz

2012

Vorsitzender der Prüfungskommission: Jun. Prof. Björn Kiefer, Ph.D.
Berichter: Prof. Dr.-Ing. A. Erman Tekkaya
Mitberichter: Prof. Dr. rer. nat. Siegfried Schmauder
Prof. Dr.-Ing. Frank Walther
Tag der mündlichen Prüfung: 12. November 2012

Vorwort

Die vorliegende Arbeit entstand während meiner Tätigkeit als Mitarbeiter in der Abteilung Research and Development der Firma Hirschvogel Umformtechnik GmbH.

Mein besonderer Dank gilt Herrn Prof. Dr.-Ing. A. Erman Tekkaya, dem Leiter des Instituts, für das Vertrauen und die Möglichkeit, in Zusammenarbeit mit dem Institut für Umformtechnik und Leichtbau diese Arbeit durchzuführen. Ebenso herzlich bedanke ich mich für die Übernahme des Koreferates und die kritische Durchsicht bei Prof. Dr. rer. nat. Siegfried Schmauder und bei Herrn Prof. Dr.-Ing. habil. Frank Walther. Für die Übernahme des Prüfungsvorsitzes möchte ich Herrn Jun. Prof. Björn Kiefer, Ph.D. meinen herzlichen Dank aussprechen.

Mein Dank gilt weiterhin der Firma Hirschvogel Umformtechnik GmbH für die Möglichkeit, neben meiner sonstigen betrieblichen Tätigkeit diese Arbeit anzufertigen und für die Bereitstellung betriebseigener Maschinen und Einrichtungen, um Versuche und Untersuchungen durchführen zu können. Ferner möchte ich mich herzlich bei den Herren Dr.-Ing. Hans-Willi Raedt und Dr.-Ing. Stephan Weidel für die hilfreiche Unterstützung und die anregende Kritik bedanken. Für intensive Diskussionen im Bereich Werkstoffkunde und Bruchmechanik bin ich Herrn Dipl.-Ing. Manfred Herz, Dr.-Ing. Christophe Beyer und Herrn Alexander Zimmermann zu Dank verpflichtet. Den Herren Robert Filgertshofer, Robert Waibl und Wilhelm Bauer sei an dieser Stelle für die tatkräftige Unterstützung bei der Probenherstellung und Durchführung der Stauchversuche gedankt. Für die sorgfältige Präparation der metallografischen Schlitze gilt ferner mein Dank den Damen Brigitte Lucketta, Edith Schuller und Irene Hoetzel. Den Herren Bernd Krüger, Martin Schießling und Christian Leixner bin ich für ihre Unterstützung bei der experimentellen Durchführung der Prüfungen und Analysen zu Dank verpflichtet. Den Herren Jochen Heizmann, Dipl.-Ing. Marco Frank, Dipl.-Ing. Ludwig Hippmann und Dipl.-Ing. Gordon Triesch möchte ich für ihre Hilfe bei FEM Simulationen, sowie Frau Gabriele Harris für die Unterstützung bei der Literaturrecherche danken. Darüber hinaus bedanke ich mich bei allen Kollegen der Firma Hirschvogel, die mich bei meiner Arbeit unterstützt haben.

Meine Dankbarkeit gilt auch den Herren Dr. rer. nat. Michael Hiltl, Dr. rer. nat. Andreas Pfeifer und Frau Dr. rer. nat. Geertje Ganskow der Fa. Carl Zeiss für die engagierte Unterstützung bei hochauflösenden rasterelektronenmikroskopischen Analysen.

Ferner gilt mein besonderer Dank meiner Ehefrau Sigrid Schuster, die mir während dieser Arbeit verständnisvoll, geduldig und auch mit manchem „nichttechnischem“ Rat zur Seite stand und mich jederzeit vielfältig unterstützt hat.

Nicht zuletzt möchte ich meinen Eltern, Geschwistern und Schwiegereltern danken, die mir diesen Werdegang ermöglichten und mich auch bis heute stets gefördert haben.

Abstract

The fibre flow in steels plays, beside other factors, an essential role for the evaluation of the performance of forged parts. Due to the fact that the fibre flow in literature is merely rudimental defined; one part of this work attends to clarify the origin of the fibre flow. Experimental technologies exhibit that stretched MnS, which rise from the hot rolling process of steels are mainly responsible for this structure. Additionally the conditions for the development of the fibre flow in steel are also shown.

By means of scanning electron microscopy the morphologies and orientations of MnS are analysed in continuous casted and hot rolled steel. Moreover the changing of the shape of MnS and other types of inclusions caused by a forging operation e.g. cylindrical upsetting in rolling direction and vertically oriented is observed in 4 different kinds of steels. Hot upsetting at 1250° C and vertically oriented to the rolling direction enables by way of the index of relative plasticity the construction of a flow curve of MnS, which is necessary for a FEM forging simulation. Additionally, the changing of the MnS morphology in dependence from the temperature is observed. Stretched MnS in hot rolled steel are influencing some characteristic mechanical properties, leading to longitudinal and transversal anisotropy of e.g. the notch impact energy in dependency from sulphur level and rolling degree. The analysis of the fracture surface of notched specimen shows the influence of the MnS morphology and orientation on the notch impact energy. Because of the changed shape of MnS, caused by hot upsetting in rolling direction, an initially present anisotropy develops to a more isotropic behaviour particularly in the core region of the upset samples. The changed morphology of MnS caused by an upsetting at room temperature does not influence significantly the changing of the anisotropy.

A FEM forging simulation of the cylindrical upsetting in rolling direction of MnS in steel shows a partial accordance of the changing of the MnS morphology between the observation and simulated results. Considerations about the stress ratio around MnS at adequate loadings of parts show the detrimental impact of the MnS morphology and orientation on the mechanical properties of steels. Examples of use illustrate the influence of flattened and accordingly to the part loading oriented MnS.

Inhaltsverzeichnis

Formelzeichen und Abkürzungen	iii
1 Einleitung	1
2 Stand der Technik	3
2.1 Überblick und Einleitung	3
2.2 Mangansulfide	3
2.2.1 Entstehung von Mangansulfiden	4
2.2.2 Zusammensetzung, Aufbau und Morphologie von Mangansulfiden	4
2.2.3 Mechanische und plastische Eigenschaften von Mangansulfiden.....	7
2.2.4 Beeinflussungsfaktoren auf Mangansulfide	10
2.2.5 Verhalten von Sulfiden bei Umformung und thermischer Belastung	13
2.3 Auswirkungen von Mangansulfiden auf mechanische Eigenschaften	15
2.3.1 Statische Eigenschaften	15
2.3.2 Kerbschlagarbeit	17
2.3.3 Dynamische Eigenschaften.....	19
2.3.4 Wälzfestigkeit	25
2.3.5 Härterisse	28
2.3.6 Brucharten und Bruchentstehung	29
2.3.7 Korrosion und Wasserstoffversprödung	32
2.3.8 Zerspanbarkeit	33
2.4 Faserverlauf und Definitionen	35
2.5 Analyseverfahren für Mangansulfide	37
2.6 Umformsimulationen für Mangansulfide	39
2.7 Zusammenfassende Bewertung zum Stand der Technik.....	41
3 Zielsetzung und Vorgehensweise	45
4 Werkstoffe und Versuchsmethoden	49
4.1 Werkstoffe	49
4.2 Probenpräparation.....	49
4.3 Versuchsdurchführung.....	51
4.4 Analyse und Prüfverfahren	56
5 Charakterisierung des Faserverlaufs im Stahl.....	59
5.1 Die Herkunft des Faserverlaufs	59
5.2 Mikroskopische Analysen an Rohmaterialien	63
5.3 Zusammenfassung	69
6 Veränderungen der Mangansulfidform und Einflussfaktoren.....	71
6.1 Thermische Belastung der Mangansulfide	71

6.2 Einfluss des Umformgrades beim Stauchen in Walzrichtung	73
6.3 Einfluss der Umformtemperatur beim Stauchen in Walzrichtung	77
6.4 Einfluss des Werkstoffs beim Stauchen in Walzrichtung	81
6.5 Einfluss des Umformgrades beim Stauchen quer zur Walzrichtung	85
6.6 Zusammenfassung	88
7 Auswirkungen des Faserverlaufs auf mechanische Eigenschaften	91
7.1 Gewalzter Zustand	91
7.1.1 Einfluss der Mangansulfidorientierung	92
7.1.2 Einfluss des Schwefelgehaltes und des Walzgrades	93
7.1.3 Einfluss des Werkstoffs	97
7.2 Zylindrisch gestauchte Proben in Walzrichtung	99
7.2.1 Einfluss des Umformgrades	99
7.2.2 Umformtemperatur	102
7.2.3 Werkstoff	106
7.3 Zusammenfassung	112
8 Ergebnisbewertung und Hinweise auf Anwendungen	113
8.1 Schädigung des Werkstoffs durch Mangansulfide	113
8.2 FEM Simulation und Massivumformung	122
9 Zusammenfassung und Ausblick	135
Literaturverzeichnis	139
Lebenslauf	155

Formelzeichen und Abkürzungen

Zeichen	Einheit	Bedeutung
A_5	%	Bruchdehnung
$A_{\text{Ausscheidung}}$	μm^2	Mittlere Querschnittsfläche von Ausscheidungen
A_K	-	Anisotropiefaktor der Kerbschlagarbeit
A_M	μm^2	Projizierte Fläche der Einschlüsse senkrecht zur Belastungs-
A_{MnS}	μm^2	Mittlere Querschnittsfläche von Mangansulfid
$A_{K, \text{Theorie}}$	-	Anisotropiefaktor der Kerbschlagarbeit aus Modell
a	μm	Länge eines Einschlusses
b	μm	Breite eines Einschlusses
d_0	mm	Anfangsdurchmesser
d_a	μm	Flächenbezogene Einschlussgröße
d_k	mm	Abstand maximaler Krümmungen eines MnS in Längsrichtung
d_v	mm	Projizierte Einschlusslänge
d_s	mm	Scheibendicke
E	MPa	Elastizitätsmodul
f_v^{MnS}	-	Volumenanteil von Mangansulfid in Stahl
f_a^{MnS}	%	Flächenanteil von Mangansulfid in Stahl
K_I	MPa	Spannungsintensitätsfaktor Modus I
KV	J	Kerbschlagarbeit (Hammerarbeitsvermögen = 50J)
KV_l	J	Kerbschlagarbeit längs zur Faserorientierung
KV_q	J	Kerbschlagarbeit quer zur Faserorientierung
KV_m	J	Kerbschlagarbeit der Stahlmatrix
k_f	MPa	Fließspannung
l_s	μm	Länge von Mangansulfid vor Umformung
l_f	μm	Länge Mangansulfid nach Umformung
N_A	$1/\text{mm}^2$	Anzahl der jeweiligen Ausscheidung pro mm^2
r	μm	Abstand von Spitze des Mangansulfids
z	mm	Stauchrichtung
P	$1/\mu\text{m}$	Projizierte Länge eines Mangansulfids
p	bar	Druck
R	-	Normierter Krümmungsradius von Mangansulfid
r_k	μm	Krümmungsradius von Mangansulfid
$r_k^{\text{simuliert}}$	mm	Krümmungsradius von Mangansulfid der FEM Umformsimu-
R_m	MPa	Zugfestigkeit
$R_{p0,2}$	MPa	0,2% Dehngrenze
R_z	μm	Mittlere Rautiefe
S	%(m)	Schwefelgehalt in Massenprozent
S_W	%(m)	Auf Walzgrad korrigierter Schwefelgehalt in Massenprozent
T	$^{\circ}\text{C}$	Temperatur

v_W	mm/s	Fließgeschwindigkeit des Werkstoffs
W	-	Walzgrad
t_s	μm	Stahldicke vor Walzen
t_f	μm	Stahldicke nach Walzen
α	1/K	Thermischer Ausdehnungskoeffizient
α_{MnS}	1/K	Thermischer Ausdehnungskoeffizient von Mangansulfid
$v_{Pl.}$	-	Plastizitätsindex
$v_{Pl, rel.}$	-	Relativer Plastizitätsindex
ε	-	Elastische Dehnung
λ_s	-	Verhältnis Länge zu Breite des MnS vor Umformung
λ_f	-	Verhältnis Länge zu Breite des MnS nach Umformung
ν	-	Poisson-Zahl
ρ	kg/m^3	Dichte
σ	MPa	Spannung
σ_w	MPa	Dauerwechselfestigkeit nach Murakami
σ_f	MPa	Dauerschwingfestigkeit
σ_{zz}	MPa	Spannung in Richtung der z Achse auf der z Fläche
φ	-	Umformgrad in Walzrichtung
φ_{zz}	-	Umformgrad im Probeninnern in Richtung der z-Achse
$\dot{\varphi}$	1/s	Umformgeschwindigkeit

Abkürzung

AFP	Ausscheidungshärtende ferritisch perlitisches Gefüge
CaS	Calciumsulfid
EDX	Energiedispersive Röntgen (X-Ray) Mikroanalyse
FP	Ferritisch perlitisches Gefüge
FEM	Finite Elemente Methode
GKZ / AC	Glühen auf kugeligen Zementit / Annealed Cementite
HB	Härte nach Brinell
HCl	Salzsäure
HRC	Härte nach Rockwell
HV	Härte nach Vickers
IQ	Isotrope Qualität
MnS	Mangansulfid
REM	Rasterelektronenmikroskop
RT	Raumtemperatur
TiVN	Titan Vanadium Nitrid
%(m)	Massenprozent
%(Vol.)	Volumenprozent
20MnCr5	Beispiel für eine Stahlbezeichnung

1 Einleitung

Die Qualität massiv umgeformter Stahlbauteile wird von vielen Faktoren beeinflusst. Dazu zählen einerseits Bedingungen, welche die Umformung bestimmen und begleiten, wie beispielsweise die Zertrennung des gewalzten Halbzeugs in Rohlinge, die Werkzeuge, die Tribologie und nachfolgende Arbeitsgänge. Andererseits spielen für die Bauteilgüte auch die Werkstoffeigenschaften des Stahls eine wichtige Rolle. Neben der chemischen Zusammensetzung des Stahls und dessen Gefüge gewinnen nichtmetallische Einschlüsse im Stahl aufgrund von steigenden Anforderungen an die mechanische Belastbarkeit zunehmend an Bedeutung. Durch den heutigen Stahlreinheitsgrad werden oxidische Einschlüsse wie z.B. Tonerde oder Silikate auf ein Minimum reduziert. Deshalb geraten sulfidische Ausscheidungen wie beispielsweise Mangansulfide in den Fokus, wenn weitere Faktoren gesucht werden, die auf bestimmte mechanische Eigenschaften, wie z.B. die Dauerfestigkeit oder Kerbschlagarbeit signifikanten Einfluss haben. Aus diesem Blickwinkel gesehen, ist es sehr sinnvoll, die Auswirkungen von Mangansulfiden auf die mechanischen Bauteileigenschaften zu analysieren. Um ein besseres Verständnis dieser Einflüsse zu gewinnen, lohnt es sich, das Verhalten der Mangansulfide, beginnend bei der Stahlschmelze, über den Walzprozess bis zur Massivumformung mit anschließender Wärmebehandlung zu betrachten.

Für ein zusätzliches Kriterium zur Beurteilung der Güte eines massiv umgeformten Stahlbauteils und des Umformprozesses wird momentan durch einen nasschemischen Ätzprozess eine freiäugig wahrnehmbare, faserähnliche Struktur (Bild 1.1) an Längsschliffen erzeugt.

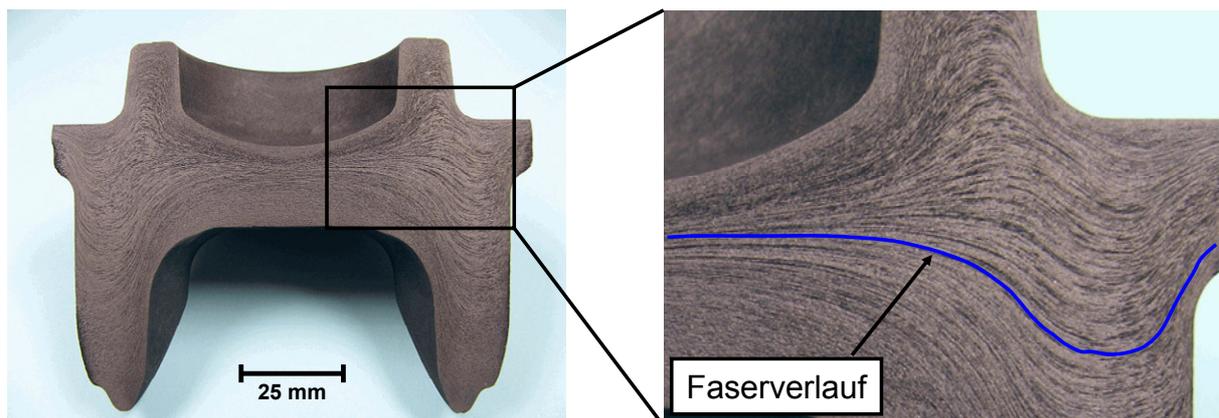


Bild 1.1: Freisichtiger Faserverlauf in einem massiv umgeformten Bauteil.

Diese Struktur wird im Folgenden als Faserverlauf bezeichnet. Im weiteren Verlauf dieser Arbeit werden diejenigen Faktoren ermittelt, die zur Entstehung des Faserverlaufs im Stahl (Bild 1.1) beitragen und auf ihn einwirken. Ferner erscheint es ebenfalls wichtig, zu klären, welche mechanischen Werkstoffeigenschaften durch ihn signifikant

beeinflusst werden und ob durch die Massivumformung der Faserverlauf in Bezug auf die Bauteilbelastung günstig gelegt werden kann. Da geforderte Materialeinsparungen zu einer Erhöhung der Bauteilbelastung führen, gewinnt die Betrachtung der Auswirkungen des Faserverlaufs auf die mechanischen Charakteristika von Stahlbauteilen zunehmend an Relevanz. Ferner befinden sich in den heutigen Stählen auch Einschlüsse, die ebenfalls die mechanischen Eigenschaften des Stahls beeinflussen können. Somit erhebt sich auch die Frage, ob und wie es einen Zusammenhang zwischen bestimmten Ausscheidungen, dem Faserverlauf und der Umformung gibt.

Daher soll sich diese Arbeit thematisch hauptsächlich mit der Charakterisierung des Faserverlaufs und der Bedeutung der Umformung für diese Struktur in massiv umgeformten Stählen und deren Auswirkungen auf die mechanische Eigenschaften befassen.

Somit legt die vorliegende Arbeit in den folgenden Kapiteln die Schwerpunkte auf:

- Beschreibung des Standes der Technik und Wissenschaft in Bezug auf den Faserverlauf, Einschlüsse im Stahl und deren Bedeutung für die Massivumformung.
- Nachweis und Identifikation des Faserverlaufs in Stählen.
- Betrachtung der Auswirkungen des Faserverlaufs und von Sulfiden auf mechanische Eigenschaften im gewalzten Rohmaterial.
- Analyse der Veränderung des Faserverlaufs und von Sulfiden durch eine Massivumformung.
- Messen der Auswirkungen des umgeformten Faserverlaufs und verformter Sulfide auf mechanische Bauteileigenschaften am Beispiel der Kerbschlagarbeit.
- Bedeutung der Ergebnisse für Anwendungen.

Die Beantwortung der Fragen nach dem Ursprung des Faserverlaufs in Stahl, seiner Veränderung durch Massivumformung und seiner Auswirkungen auf mechanische Bauteileigenschaften soll in den folgenden Kapiteln betrachtet werden. Mit dieser Abhandlung soll ferner versucht werden, einen Beitrag für eine möglichst günstige Lage und Orientierung des Faserverlaufs unter Beachtung der Veränderung von sulfidischen Einschlüssen durch die Massivumformung in Bezug auf ansteigende Bauteilbelastungen, zu leisten.

2 Stand der Technik

2.1 Überblick und Einleitung

Stähle finden heutzutage, entgegen der Verwendung von Leichtmetallen und Faserverbundwerkstoffen, noch vielfältige Einsatzgebiete in Personenkraftwagen, wie beispielsweise im Antriebsstrang, Fahrwerksbereich oder in der Kraftstoffeinspritzung. Aufgrund der hohen mechanischen und chemischen Belastungen, ist es nicht immer möglich, jede Stahlkomponente im Fahrzeug durch Leichtmetalle oder andere Werkstoffe zu substituieren. Bestimmte Fahrzeugbauteile, wie beispielsweise Getriebewellen oder Gleichlaufgelenkteile werden durch gestiegene Drehmomente noch stärker mechanisch belastet. Aber auch die Einspritzdrücke von Dieselkraftstoffen werden weiter erhöht, um den Kraftstoff bei der Verbrennung im Motor möglichst effizient und umweltfreundlich einzusetzen. Dies bedeutet, dass in Zukunft die Anforderungen der mechanischen Belastbarkeit für den Werkstoff Stahl ansteigen werden. Unter diesem Aspekt gesehen, erscheint die Weiterentwicklung des Werkstoffs Stahl durchaus gerechtfertigt. So werden für Getriebewellen meist Einsatzstähle (z.B. 16MnCr5), für Gleichlaufgelenkteile unlegierte Stähle (z.B. C45) verwendet. Im Bereich der Kraftstoffeinspritzung kommen niedrig legierte Stähle (z.B. 100Cr6) und die Gruppe der ausscheidungshärtenden ferritisch perlitischen Stähle (z.B. 30MnVS6) zum Einsatz. Die Herstellung der oben genannten Fahrzeugkomponenten erfolgt bevorzugt durch Verfahren der Massivumformung, was eine möglichst belastungsgerechte Ausrichtung und Lage des Faserverlaufs erlaubt. Durch die Auswahl geeigneter Umformverfahren und deren Kombination mit anderen Herstellungsverfahren, können Bauteile nahezu endkonturnah gefertigt werden. Die Zerspanung kann daher meist so ausgelegt werden, dass der Faserverlauf nur geringfügig angeschnitten wird, um die Belastungsfähigkeit des Bauteils bei entsprechend anliegender Last möglichst wenig zu beeinträchtigen. Weiterhin erlauben moderne Warmumformverfahren eine Integration von Wärmebehandlungen in den Produktionsprozess, was sich günstig auf die Verzugsproblematik und Fertigungskosten auswirkt. Aufgrund der hohen Anforderungen an den Reinheitsgrad für die oben genannten Stähle, sind im warmgewalzten Zustand hauptsächlich noch gestreckte Mangansulfide als Einschlüsse anzutreffen. Da diese Ausscheidungen im Verdacht stehen, für den Faserverlauf verantwortlich zu sein, werden sie vertieft in diesem Kapitel mit betrachtet.

2.2 Mangansulfide

Mangansulfide (MnS) als Ausscheidungen im Stahl werden durch die Arbeit von Sims und Dahle (1938) beschrieben und klassifiziert, während die systematische Erfassung ihrer Eigenschaften erst rund 20 Jahre später beginnt. Mit dem Aufkommen verfeinerter Analysemöglichkeiten, wie beispielsweise der Rasterelektronenmikroskopie, können weitere Charakteristika der Mangansulfide erforscht werden. Dies führt zur inten-

siven Erkundungen der Bedeutung von Mangansulfiden für die Stahleigenschaften. Man erkennt in diesem Zug, dass Mangansulfide in Abhängigkeit von ihrer Form und der jeweiligen Bauteilbelastung, bestimmte mechanische Stahleigenschaften sowohl verstärken als auch abschwächen können.

2.2.1 Entstehung von Mangansulfiden

Schwefel wird heute entweder als Begleit- oder als gezieltes Legierungselement im Stahl betrachtet bzw. eingesetzt, wobei er derzeit in zunehmenden Maß über den Schrottanteil in die Schmelze gerät. Je nach Stahlanwendung wird der Schwefelgehalt, unter anderem über die Zugabe schwefelbindender Mittel, entweder abgesenkt oder durch andere Methoden erhöht. In der flüssigen Stahlphase ist Schwefel in Abhängigkeit vom Sauerstoffgehalt im Stahl gut löslich, während sein Löslichkeitsprodukt im erstarrten Stahl äußerst gering ist. Nach Adolfi (2007) und Diederichs (2004) scheidet sich Schwefel am Ende der Stahlerstarrung als eine der letzten Ausscheidungsarten an der Erstarrungsfront aus, da die Löslichkeit von Schwefel unterschritten wird. Dabei bildet er mit anderen, zur Sulfidbildung geeigneten, chemischen Elementen des Restschmelzebereichs die entsprechenden Sulfide. Mangan ist während der Erstarrung nach Diederichs (2004) aufgrund seiner deutlich geringeren Diffusionskonstante als Schwefel in Eisen einer der bestimmenden Faktoren für die Geschwindigkeit der Mangansulfidbildung. So senkt ein steigender Manganzusatz die Löslichkeit von Schwefel im Eisen ab, was die Entstehung von Mangansulfiden fördert und auch zur Bildung fein verteilter Mangansulfide beiträgt. Die Bildung von Eisensulfid wird mit der Zugabe von genügend Mangan im Stahl verhindert, da sich Schwefel mit Mangan leichter zu Mangansulfid als Schwefel mit Eisen zu Eisensulfid verbindet, wie Bargel und Schulze (2008) und Diederichs (2004) darstellen. Adolfi (2007) stellt fest, dass Oxide und Nitride, die sich bereits bei höheren Temperaturen in der Schmelze ausscheiden, als Keime für die Bildung von Mangansulfiden wirken können. Nach Cyril (2008) nimmt mit steigendem Mangan- und Schwefelgehalt die Gesamtkonzentration von Mangansulfiden im Stahl zu. Wie Leslie (1983) feststellt, ist bei ausreichendem Mangangehalt der gesamte Schwefel im Stahl als Mangansulfid gebunden. Mit Hilfe der von Leslie (1983) dargestellten Gleichung (2.1) kann bei bekanntem Schwefelgehalt S in Gewichtsprozent ($\%(m)$) der Volumenanteil f_V^{MnS} der im Stahl vorhandenen Mangansulfide abgeschätzt werden.

$$f_V^{MnS} = 0,053 \cdot \frac{S}{\%(m)} \quad (2.1)$$

2.2.2 Zusammensetzung, Aufbau und Morphologie von Mangansulfiden

Reines Mangansulfid (MnS) setzt sich aus Mangan und Schwefel im stöchiometrischen Verhältnis von 1:1 zusammen, was zur chemischen Formel MnS führt. Nach

Kiessling und Lange (1978) existiert neben MnS noch die chemische Verbindung MnS_2 , die in ihrem kristallinen Aufbau dem Mineral Hauerit gleicht. Da diese Form im Stahl nicht anzutreffen ist, wird sie hier nicht weiter beschrieben. Sulfide weisen nach Bühler (1975) im Allgemeinen keinen einheitlichen Bindungstyp auf. Somit ist in Sulfiden, neben metallischer und kovalenter Bindungen, auch ein hoher Grad an Ionenbindung anzutreffen. Während der Anteil an Ionenbindung bei Sulfiden der seltenen Erden und Erdalkalimetalle bei 40 % liegt und Oxide sogar 70 % aufweisen, besitzen MnS nur einen vergleichsweise geringen Anteil von 20 %. Der geringe Anteil an Ionenbindungen in MnS führt deshalb zu einer geringeren Härte der MnS im Vergleich zu anderen Sulfiden.

Kiessling und Lange (1978) unterscheiden zwischen den kristallografischen Mangansulfidmodifikationen α , β , β' und γ . Obwohl in den Stählen nur das α -MnS anzutreffen ist, werden die beiden anderen Modifikationen der Vollständigkeit halber mit vorgestellt. α -MnS hat ein kubisches Raumgitter des NaCl-Typs mit einer Gitterkonstante von $a = 0,5226 \text{ nm}$. Das primäre Gleitsystem ist $\{110\}$; als sekundäres Gleitsystem wird die $\{111\}$ Ebene in Betracht gezogen. Als Spaltflächen dienen die $\{100\}$ Ebenen, während bei Oberflächenindentationen die primäre Bruchebene die $\{110\}$ Flächen sind. β -MnS gehört zum Zinkblendentyp und ist ebenfalls kubisch mit einer Gitterkonstante von $a = 0,561 \text{ nm}$. Das β' -MnS und auch γ -MnS ist hexagonal mit den Gitterkonstanten $a = 0,398 \text{ nm}$ bzw. $c = 0,644 \text{ nm}$ und wird dem Wurzittyp zugeordnet.

Je nach Ausprägung der MnS unterscheiden Sims und Dahle (1938) zwischen 3 verschiedenen morphologischen Typen, die sich in Abhängigkeit von Erstarrungsgeschwindigkeit und der Anwesenheit anderer chemischer Elemente ausbilden.

Typ I MnS (Bild 2.1 a) zeichnen sich im erstarrten Stahl auch nach Steinmetz und Lindenberg (1980) durch eine kugelige Form mit einem Durchmesser von $25 \mu\text{m}$ bis $100 \mu\text{m}$ und einer relativ narbigen Oberfläche aus. Sie entstehen in unberuhigt vergossenen Stählen und weisen einen hohen Sauerstoffgehalt bzw. oxidische Einschlüsse im Innern auf. Zu ihrer Bildung ist ein geringer Mangan- und Schwefelgehalt erforderlich. Diese Oxisulfide können jedoch nur einen bestimmten Anteil des Schwefels binden; der Restschwefel führt zur Bildung von MnS des Typs II. Aufgrund des oxidischen Anteils in den MnS vom Typ I, sind diese im Vergleich zum Typ II schwer verformbar.

MnS vom Typ II (Bild 2.1 b) sind nach Steinmetz und Lindenberg (1980) hauptsächlich in beruhigt vergossenen Stählen mit geringem Sauerstoffgehalt zu finden und stellen die am meisten anzutreffende Mangansulfidart dar. In polierten Querschliffen des Stranggusses erscheinen sie als rundliche, ca. $1\text{-}2 \mu\text{m}$ große, scheinbar kettenartig aneinander gereichte Ausscheidungen, die sich entlang der Primärkorngrenzen bilden. Erst die Analysen von Baker und Charles (1972 b) enthüllen mit Hilfe der Rasterelekt-

ronenmikroskopie die dendritische Gestalt dieses Mangansulfidtyps anhand tiefengeätzter Proben. Im Gegensatz zum Typ I weisen sie im ungewalzten Stahl eine korallenartige, dendritische Gestalt auf. Ferner wird festgestellt, dass Sauerstoff bindende Elemente im Stahl die Bildung von Mangansulfiden des Typs II fördern, jedoch nicht bedingen.

Typ III MnS (Bild 2.1 c) weisen nach Steinmetz und Lindenberg (1980) im polierten Schliff eine eckige bis oktaedrische Form auf. Sie entstehen, wenn der Stahl einen Schwefelgehalt größer als 0,5 %(m) bzw. einen Mangangehalt von mehr als 2 %(m) aufweist und durch einen hohen Aluminiumanteil beruhigt wurde. MnS vom Typ III scheiden sich bei höheren Temperaturen nur bei nahezu völliger Abwesenheit von Sauerstoff aus. Dies hat zur Folge, dass diese keinen oxidischen Kern besitzen und nur aus einer einzigen Phase bestehen. Ein erhöhter Anteil Sauerstoff bindender Elemente im Stahl führt jedoch nicht immer zwangsläufig zur Bildung von MnS vom Typ III. Wie Typ II weist Typ III nach Kiessling und Lange (1978) eine vergleichbar gute Verformbarkeit auf. Mörsdorf (1978) berichtet ferner, dass sich MnS vom Typ III bei Abkühlgeschwindigkeiten des Stahls von etwa 1 °C/s aus der Schmelze bilden.

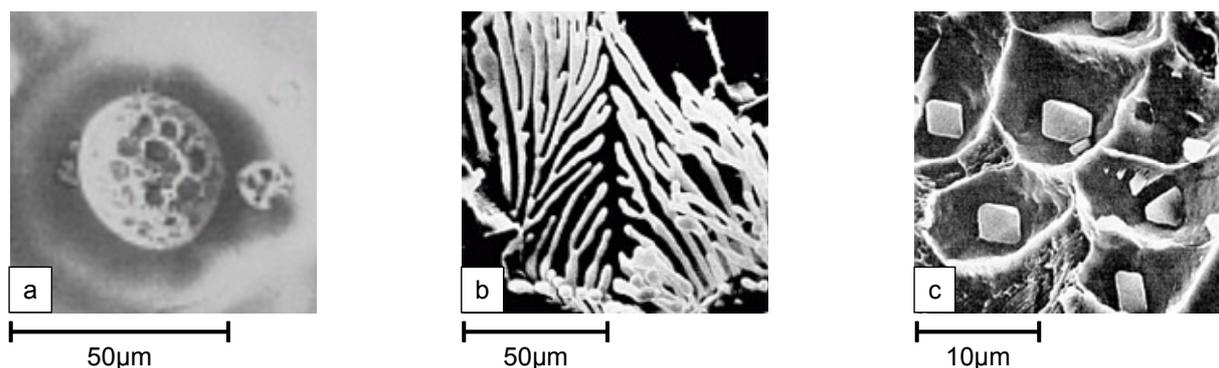


Bild 2.1: Mangansulfide, Typ I (a) aus Steinmetz und Lindenberg (1980), Typ II (b) und Typ III (c) aus Baker und Charles (1972b).

Kiessling und Lange (1978) führen zusätzlich MnS vom Typ IV auf, die bandförmig mit plattenartigen MnS von einer Dicke kleiner als 1 µm in Erscheinung treten. Im metallografischen Schliff sind sie vom Aussehen her einem Widmannstätten-Gefüge sehr ähnlich. Ito et al. (1981) und Diederichs (2004) ordnen irregulär geformte MnS dem Typ X zu, die eine ähnlichen Entstehungsgeschichte wie Typ III haben.

Mangansulfide grenzen sich in Bezug auf ihre Größe und Chemie relativ scharf von der umgebenden Stahlmatrix ab. Meng et al. (2004) messen mit Hilfe eines TEM und EDX an einem X8CrNiMn 19-9-2 einen Übergangsbereich zwischen MnS und Stahlmatrix von maximal 50 nm. In dieser Zone fällt der Schwefelgehalt außerordentlich rasch auf Null ab, während Chrom- und Eisengehalte im gleichen Maß ansteigen. Eine Chromverarmung in der näheren Mangansulfidumgebung wird in dieser Untersuchung nicht festgestellt. So berichten Mabuchi et al. (1996) von einer Verringerung der Man-

gankonzentration im Vergleich zur C10 Stahlmatrix im Bereich von 150 nm um ein MnS. Dieser Manganverarmung wird die vorzugsweise Bildung von Ferrit um MnS bei entsprechender Abkühlgeschwindigkeit des Stahls aus dem austenitischen Bereich zugeschrieben.

2.2.3 Mechanische und plastische Eigenschaften von Mangansulfiden

Da die heute eingesetzten Stähle häufig aluminumberuhigt vergossen sind, befinden sich dort fast ausschließlich MnS vom Typ II. Daher beziehen sich die folgenden Angaben über ihre Eigenschaften auf diese morphologische Klasse. Die Dichte, Härte und der Schmelzpunkt sind eine der ersten gemessenen Charakteristika, während schwieriger zu bestimmende Werte, wie z.B. der Elastizitätsmodul zu späteren Zeitpunkten folgen. Die frühen Messungen werden an künstlich hergestellten und damit makroskopischen MnS außerhalb der Stahlmatrix durchgeführt. Erst später erlaubt die Nanoindentationstechnologie die Bestimmung der Härte und elastischen Konstanten von MnS in der Stahlmatrix.

Matsuno et al. (1985) listen in ihrer Arbeit zahlreiche Kennwerte von MnS auf. So beträgt die Dichte von MnS 3990 kg/m^3 und damit die Hälfte des Wertes für den Stahl. Reines MnS hat einen Schmelzpunkt von etwa $1610 \text{ }^\circ\text{C}$, während der thermische Ausdehnungskoeffizient mit $18,1 \times 10^{-6} / \text{K}$ deutlich über den Werten von beispielsweise Ferrit ($11,8 \times 10^{-6} / \text{K}$) oder Austenit ($10,5 \times 10^{-6} / \text{K}$) bleibt. Die $R_{p0,2}$ Dehngrenze von MnS liegt bei Raumtemperatur bei $88,2 \text{ MPa}$, sie sinkt bei $1000 \text{ }^\circ\text{C}$ jedoch auf einen Wert von $19,6 \text{ MPa}$ ab. Weiterhin wird berichtet, dass MnS unter Zugbelastung bei Temperaturen unter $300 \text{ }^\circ\text{C}$ spröde bricht, erst bei weiterer Temperatursteigerung erfolgt der Bruch duktil. Von Chao et al. (1962) bestimmen an synthetisch hergestelltem und polykristallinen MnS die Härte bei Raumtemperatur außerhalb der Stahlmatrix mit 170 HV . Dabei wird beobachtet, dass die Härte mit steigender Temperatur ab $300 \text{ }^\circ\text{C}$ rascher als im Vergleich zu einem niedrig legierten Stahl absinkt. Ab $700 \text{ }^\circ\text{C}$ weist der niedrig legierte Stahl eine geringere Härte als das MnS auf. Auch stellen Chao et al. (1962) fest, dass sich die Härtewerte zwischen polykristallinem und monokristallinem MnS kaum unterscheiden. Mit Hilfe der Nanoindentation bestimmen Lamagnere et al. (1996) am Beispiel eines 100Cr6 den Widerstand gegen das Eindringen des Indenters mit Berkovichgeometrie eines eingeschlossenen MnS zu $3,4 \text{ GPa}$, wobei sich für die Stahlmatrix des 100Cr6 ein Wert von $8,4 \text{ GPa}$ ergibt. Gleichzeitig ermitteln sie mit dieser Technologie auch den Wert des Elastizitätsmoduls für das MnS mit 103 GPa , während sich für die Stahlmatrix des 100Cr6 ein Wert von 197 GPa ergibt. Hosseini et al. (2007) hingegen finden Werte im Bereich von 70 GPa bis 140 GPa . Die Poisson-Zahl ν wird von Luo und Ståhlberg (2002) mit $0,3$ angegeben. Tabelle 2.1 fasst die wichtigsten mechanischen Eigenschaften der MnS bei Raumtemperatur (RT) zusammen.

Tabelle 2.1: Übersicht einiger mechanischer Eigenschaften von MnS bei RT.

	Thermischer Ausdehnungskoeffizient $\alpha / (1/K)$	Dichte $\rho / (kg/m^3)$	Dehngrenze $R_{p0,2} / MPa$	Elastizitätsmodul E / GPa	Poissonszahl ν	Schmelztemperatur $T_S / ^\circ C$	Härte / HV	Bruchverhalten
MnS	$18,1 \times 10^{-6}$	3990	88,2	103	0,3	1610	170	spröd
Quelle	Matsuno et al. (1985)	Matsuno et al. (1985)	Matsuno et al. (1985)	Lamagne-re et al. (1996)	Luo und Stählberg (2002)	Matsuno et al. (1985)	Chao et al. (1962)	Matsuno et al. (1985)

Der folgende Abschnitt zeigt die bereits bestimmten plastischen Eigenschaften von MnS auf. Erste eingehende Untersuchungen bzgl. des Verhaltens von MnS während der Umformung von Stahl erfolgen Anfang der 70er Jahre des 20. Jahrhunderts durch Maunder und Charles (1968), Baker und Charles (1972a) und Baker und Charles (1973). Dabei werden in einem 16Mn5 die Verformung von MnS direkt nach dem Stranggießen über mehrere Warmwalzstufen hinweg betrachtet. Hier orientieren sich diese Einschlüsse durch eine Drehung in Walzrichtung und strecken sich, was in den Arbeiten von Luo und Stählberg (2002) bestätigt wird. Mit steigendem Walzgrad lassen sich MnS sogar noch weiter strecken, ohne dass es zum Abriss kommt. Weiterhin zeigen Baker und Charles (1973) in einem 16Mn5, dass der Umformwiderstand von MnS im Vergleich zu Stahl bei etwa 900 °C ein Minimum aufweist. Bei geringeren bzw. höheren Temperaturen sind die Ausscheidungen im Vergleich zur Stahlmatrix weniger duktil, wobei sich die Duktilität des Typs II zwischen Typ I und III befindet. Zu vergleichbaren Ergebnissen gelangen auch Maunder und Charles (1968), die am Beispiel eines C20 das Minimum des Umformwiderstandes von MnS bei ca. 800 °C finden. Ergänzend werden von Baker und Charles (1972 a) MnS vom Typ I und III bzgl. ihrer Verformbarkeit bei Warmumformtemperatur betrachtet. Als einphasige Ausscheidung zeigt MnS vom Typ I ein ähnliches Verhalten wie Typ II. Besitzen MnS jedoch oxidische Anteile, dann erhöht sich der Widerstand gegen eine Umformung, so dass Warmwalzen kaum zum Strecken der Ausscheidung führt. Dabei erhöht sich die Wahrscheinlichkeit der Bildung eines Hohlraums zwischen MnS und Stahlmatrix. Beim Typ III wurde ein geringerer Formänderungswiderstand als bei Typ I gefunden. Zusätzlich unterscheiden sich MnS des Typs III vom Typ I durch die Lage ihres minimalen Formänderungswiderstandes bei 800 °C und 900 °C im Vergleich zur umgebenden Stahlmatrix.

Um das Formänderungsverhalten von nichtmetallischen Einschlüssen während einer Umformung beschreiben zu können, formuliert Pickering (1958) den Plastizitätsindex ν_{pl} . Hier wird das Stauchverhältnis von Einschlüssen in Relation zu dem des Stahls

gesetzt, wobei von ursprünglich kugeligen Einschlüssen, die sich in Rotationsellipsoide verformen, ausgegangen wird. Rudnik (1966) wendet dieses Verfahren beispielhaft an Silikateinschlüssen an und findet im Bereich von 900 °C bis 1000 °C einen Wert für v_{Pl} von 0,03, was auf einen erhöhten Umformwiderstand im Vergleich zum Stahl hinweist. Bei 1100 °C bis 1200 °C hingegen wird ein Wert für v_{Pl} von 1 gemessen, was eine erheblich leichtere Formänderung der Einschlüsse beim Umformen bedeutet. Malkiewicz und Rudnik (1963) und Murty et al. (1977) berücksichtigen zusätzlich noch das Verhältnis von Länge zu Breite des Einschlusses, was zum relativen Plastizitätsindex $v_{Pl,rel.}$ führt, der in Gleichung (2.2) dargestellt ist.

$$v_{Pl,rel.} = \frac{2 \ln\left(\frac{\lambda_f}{\lambda_s}\right)}{3 \ln\left(\frac{t_s}{t_f}\right)}, \quad \lambda = \frac{a}{b} \quad (2.2)$$

a, b : Länge a bzw. Breite b des Einschlusses.

λ_s, λ_f : Verhältnis von Länge zu Breite der Ausscheidung vor bzw. nach der Umformung.

t_s, t_f : Dicke des Stahls vor bzw. nach der Umformung.

Hier wird neben der Dickenänderung des Stahls noch die Längenänderung der Ausscheidungen durch den Quotienten λ_s/λ_f mit berücksichtigt. Damit wird nun die Stärke der Verformung des MnS mit der des Stahls in Relation gesetzt. Bild 2.2 (a und b) zeigt schematisch die Veränderung eines Einschlusses mit den entsprechenden Parametern aus Gleichung (2.2).

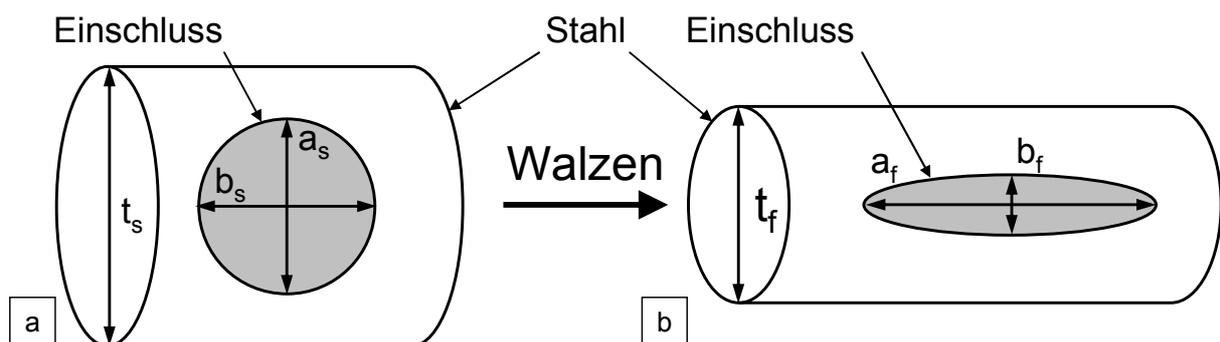


Bild 2.2: Schematische Darstellung der Formänderung eines ursprünglich kugeligen Einschlusses durch Walzen. Nicht gewalzter Zustand (a) und gewalzter Zustand (b).

Vodopivec (1980) weist damit am Beispiel eines 16Mn5 nach, dass sich der relative Plastizitätsindex bei MnS von 0,70 bei 950 °C auf 0,25 bei 1050 °C stark verringert. Ähnliche Resultate werden auch an einem C45 beobachtet, während ein C15 dieses Verhalten nur schwach ausgeprägt zeigt. Die Umformbarkeit von MnS in der Stahl-

matrix liegt daher ab etwa 1050 °C unter der des Stahls und sinkt bei steigender Temperatur weiter ab. Bei Silikaten wird ein genau entgegengesetztes Verhalten beobachtet, was an der Erweichungstemperatur von Silikaten bei Temperaturen von über 1000 °C liegt. Mit Hilfe von Gleichung (2.2) weisen Murty et al. (1977) ferner die abnehmende Formänderung von MnS im Vergleich zum Stahl bei steigendem Walzgrad nach. Sowohl Vodopivec (1980) als auch Murty et al. (1977) betrachten dabei das Formänderungsverhalten beim Umformen von MnS im Vergleich zu einem 40NiCrMo8-4. Durch Messungen in einem Temperaturbereich von 700 °C bis 1200 °C zeigen sie, dass MnS bei etwa 950 °C ein Maximum in ihrer Formänderung im Vergleich zum Stahl besitzen (Bild 6.24 a), was Luo und Ståhlberg (2002) auch im 16MnCr5 finden.

Damit wird deutlich, dass MnS in Abhängigkeit von der Temperatur und der umgebenden Stahlmatrix ein unterschiedliches Umformverhalten zeigen, wenn der Stahl massiv umgeformt wird. Weiterhin kristallisiert sich, im Vergleich zum Stahl ein minimaler Umformwiderstand der MnS im Temperaturbereich von etwa 800 °C bis 950 °C heraus. Um bei einer Massivumformung, wie beispielsweise Warmwalzen die Formänderung der MnS zu minimieren, bietet sich die Möglichkeit an, diesen Temperaturbereich zu vermeiden.

2.2.4 Beeinflussungsfaktoren auf Mangansulfide

Ein hoher Schwefelgehalt bedingt bei ausreichend Mangan im Stahl eine große Anzahl von MnS und erhöht damit auch die MnS Häufigkeit maßgeblich. Dies wird in etlichen Literaturstellen, wie beispielsweise Golze und Schoch (1985), Kaynak et al. (1996 a), Cyril (2008) und Cyril et al. (2008) beschrieben. Im Zuge der Charakterisierung der mechanischen Eigenschaften von MnS wird ferner erkannt, dass Zugaben bestimmter chemischer Elemente in den Stahl die Härte und die Formänderung der MnS während einer Massivumformung verändern.

Dass eine gewisse Zugabe von Calcium zu kugeligen und nahezu unverformbaren Calciumsulfiden führt, wird von Pohl (1982) berichtet. Pickering (1992) zeigt, dass in MnS gelöstes Calcium zu einer Verringerung der Formänderung von MnS bei Massivumformung führt. Bereits ein Calciumgehalt von 0,01 %(m) im Stahl kann die Bildung von gestreckten MnS nach dem Walzen unterdrücken und für eine eher kugelige MnS Form im Stahl sorgen. Nach Radjai et al. (1987) bindet sich Schwefel leichter an Calcium als an Mangan. Diese starke Bindung des Schwefels an Calcium kann zur Reduktion des Mangansulfidgehaltes des Stahls herangezogen werden. Tomita (1994) äußert jedoch Bedenken, diese Methode an C40 mit Schwefelgehalten von mehr als 0,016 %(m) anzuwenden. Es können sich sonst größere und durch das Walzen in die Länge gezogene Cluster aus Calciumsulfiden bilden. Erst ab einem Schwefelgehalt von weniger als 0,002 %(m) und einer Zugabe der 3-fachen Calciummenge, vollzieht sich die Umwandlung gelängter MnS in 1,3 µm große, globulare Calciumsulfide.

Diese Calciumsulfide sind laut Temmel et al. (2008 a) und Radjai et al. (1987) im Stahl gleichmäßig sehr fein verteilt, kugelig und im Mittel bis zu 4-mal kleiner als MnS. Bezüglich der Härte von MnS mit Calcium führen die Arbeiten von Chao et al. (1962) zu den folgenden Ergebnissen. Ist die Zugabe von Calcium gering, so löst es sich in MnS, was zu dessen Härtesteigerung beiträgt. Dabei steigt die Härte des reinen MnS von 170 HV durch einen gelösten Anteil von 0,5 %(m) Calcium auf ca. 300 HV an. Bis etwa 600 °C bleibt die Härte des Mischsulfids erhalten, wobei die Härte des reinen MnS mit steigender Temperatur rascher abnimmt als die des mit Calcium dotierten. Die gesteigerte Härte der Ausscheidungen manifestiert sich, selbst bei höheren Walzgraden, durch kaum umgeformte MnS. Die Erhöhung der Härte bei Calciumzugabe zeigt sich auch durch eine Steigerung der $R_{p0,2}$ -Dehngrenze bei Raumtemperatur von 88,2 MPa auf 112,8 MPa bzw. von 19,6 MPa auf 49,0 MPa bei 1000 °C. Die Härte von Calciumsulfiden ist mit 200 HV bei Raumtemperatur ebenfalls gegenüber MnS erhöht; sie ist jedoch nicht ganz so stark ausgeprägt, wie bei mit Calcium dotierten MnS. Wang et al. (2002) beobachten, dass sich CaS häufig auf Aluminiumoxiden bilden, was zu einer mehrphasigen Ausscheidung mit einem von CaS umhüllten Oxidkern führt.

Werden MnS mit 0,2 %(m) Aluminium dotiert, dann wird nach Matsuno et al. (1985) im Bereich von ca. 200 °C bis 600 °C eine Härtesteigerung von 20 HV erreicht. Auch eine Zugabe von 0,01 %(m) Silizium bringt ein Anwachsen der Härte von ebenfalls 20 HV im Bereich von 200 °C bis 1000 °C. Mit Eisen versetzte MnS reagieren dagegen nicht mit einer Veränderung der Härte. Die Zugabe von Titan führt nach Bühler (1975) ab einem Gehalt von mehr als 0,05 %(m) zur Entstehung von $Ti_4C_2S_2$ mit hexagonalem Gitter; bei geringerem Titangehalt kommt es eher zur Bildung von TiS. Titancarbosulfide weisen im Vergleich zu MnS nach Vedani und Mannucci (2002) und El-Fawakhry et al. (1991) bis zur Warmumformtemperatur von Stahl einen höheren Härtewert auf. Zirkon eignet sich zur Sulfidbildung noch besser als Titan, da das so gebildete Zirkoncarborsulfid mit hexagonalem Gitter nach Suzuki et al. (1985) und Berns (1978) ebenfalls einen Zuwachs der Härte mit sich bringt. In einem X15CoNiCrMo 14-10-2-1 ohne Mangan weisen Iorio et al. (2002) kugelige Chromsulfide mit monokliner Gitterstruktur und einem Durchmesser von 100 nm nach, was die Bruchzähigkeit des Stahls erhöht. In den Arbeiten von Iorio et al. (2002) werden die Sulfide der seltenen Erden, insbesondere von Cer untersucht. Die Härtesteigerung der Cersulfide wirkt dabei bis zur Warmumformtemperatur, was dazu führt, dass sich Cersulfide oder MnS mit gelöstem Cer bei zunehmendem Walzgrad kaum verformen (Bild 2.3 a und b).

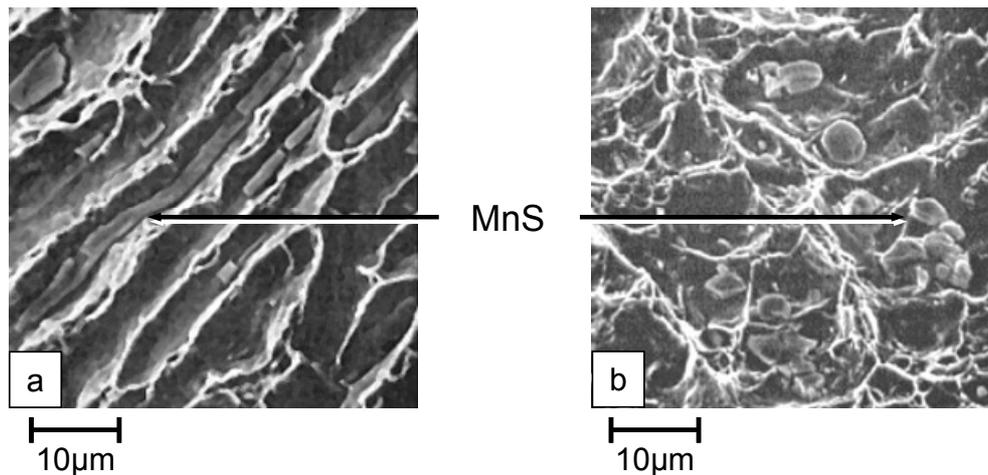


Bild 2.3: Veränderung der Mangansulfidform ohne (a) und mit 0,003m% (b) Cer Zugabe nach Warmwalzen bei vergleichbarem Walzgrad, Werkstoff: 15Mn5, aus Bernard et al. (1975).

Da Cer eine relativ hohe Affinität zu Sauerstoff besitzt, bilden sich bei Anwesenheit von Sauerstoff im Stahl noch härtere Ceroxisulfide mit hexagonalem Gitter. Reine Cersulfide bilden sich nach Bernard et al. (1975) nur, wenn der Cergehalt etwa 3-mal höher als der Schwefelgehalt ist; ansonsten sind Mangan-Cer-Mischsulfide anzutreffen. Luyckx et al. (1970) geben dafür einen 1,5-fach höheren Cer- wie Schwefelgehalt an. Diese unterschiedlichen Angaben sind auf Untersuchungen an verschiedenen Stahlsorten zurückzuführen. Dahl (1977) spricht von einer fast vollständigen Unverformbarkeit des Cersulfids aufgrund der hohen Temperatur des Erweichungspunktes. Bellot und Gantois (1978) bzw. Yaguchi und Onodera (1988) stellen ebenfalls eine verringerte Plastizität von MnS fest, wenn Selen oder Tellur im Stahl bzw. im MnS in gelöster Form vorhanden ist. Generell nimmt die Härte eines mit chemischen Elementen versetzten MnS und anderer Sulfide im Vergleich zum reinen Sulfid zu, da dies den Anteil der Ionenbindung erhöht. Daher werden diese Sulfide beim Walzprozess kaum umgeformt und behalten ihre Ausgangsform bei. Luyckx et al (1970) nennen die am besten geeigneten Sulfidbildner zur Einstellung der Sulfidform Calcium und die Elemente der seltenen Erden. Die anderen in diesem Abschnitt aufgeführten chemischen Elemente werden von ihnen nicht empfohlen, da sie bei der Bildung von Nitriden und Karbiden zuerst aufgezehrt werden und nicht mehr zur Einstellung der Sulfidform zur Verfügung stehen. Dabei werden insbesondere die Elemente Zirkon und Titan als ungeeignet hervor gehoben. Auch wirtschaftliche Überlegungen schränken die Auswahl der chemischen Elemente für die Bildung schwer verformbarer Sulfide weiter ein. Tabelle 2.2 listet zusammenfassend die wichtigsten chemischen Einflussfaktoren auf die Formänderung von MnS während einer Massivumformung auf.

Tabelle 2.2: Beeinflussung des Umformwiderstandes von MnS durch chemische Elemente in Bezug auf chemisch unbehandelte MnS. Zusammenfassende Betrachtung aus Literatur.

	Sulfid	Erhöhung des Umformwiderstandes 0 = keine 10 = hoch	Weitere Wirksamkeit zur Erhöhung des Umformwiderstandes durch:	Erhöhung des Umformwiderstandes 0 = keine 10 = hoch	Bemerkung
Ce	CeS	10	(Ce, Mn)-Mischsulfid	8	CeS nach Walzen kugelig
Ca	CaS	9	Ca in MnS gelöst	9	CaS nach Walzen kugelig
Ti	Ti ₄ C ₂ S ₂	5	--	--	--
Se	--	--	Se in MnS gelöst	5	Se-Sulfid im Stahl nicht beobachtet
Te	--	--	Te in MnS gelöst	5	Te-Sulfid im Stahl nicht beobachtet
Al	--	--	Al in MnS gelöst	3	Al-Sulfid im Stahl nicht beobachtet
Si	--	--	Si in MnS gelöst	3	Si-Sulfid im Stahl nicht beobachtet
Fe	FeS	--	Fe in MnS gelöst	0	FeS im Stahl schädlich

2.2.5 Verhalten von Sulfiden bei Umformung und thermischer Belastung

Wirken äußere Kräfte eines Umformprozesses, wie beispielsweise durch das Walzen auf MnS, so verformen sich diese in Abhängigkeit von der Umformtemperatur und vom Walzgrad. Dies geschieht in vergleichbarer Weise wie die umgebende Stahlmatrix. Baker und Charles (1973) analysieren in einem 16MnCr5 während des Warmwalzprozesses mit zunehmenden Walzgrad deren schrittweise Veränderung von isotrop in der Stahlmatrix verteilt bis zu in Walzrichtung gestreckt, wie in Bild 2.4 dargestellt. Ein vergleichbares Verhalten wird auch von Luo und Ståhlberg (2002) am gleichen Stahl, jedoch bei einem 10-fach geringeren Schwefelgehalt beobachtet. An kugeligen MnS kleiner als 1-2 µm stellen Baker et al. (1976) keine Verformung mehr fest. Sind Ausscheidungen nicht oder nur schwer verformbar, dann besteht nach Yu et al. (2009), während des Umformens, eine erhöhte Gefahr der Rissbildung am Übergang von der Ausscheidung in die Stahlmatrix. Eine Rissbildung durch Ablösen des MnS von der Stahlmatrix während des Walzvorgangs wird aber nicht beobachtet.

Collins (1994) betrachtet das Verhalten von MnS in einem 42CrMo4 nach einem zylindrischen Stauchversuch in Walzrichtung bei 1230 °C und einem Umformgrad von

$\varphi = 0,69$. Dabei passen sich die ursprünglich gelängten MnS im bauchig ausgeformten Außenbereich der Stauchprobe der Form der Außenkrümmung an, während sie im Kernbereich quer zu ihrer ursprünglichen Orientierung in Walzrichtung liegend angetroffen werden. Eine Veränderung der Größe und Verteilung der Einschlüsse vom Kernbereich zum Rand hin wird nicht beobachtet. Eine Hohlrumbildung um MnS nach dem Warmstauchen tritt nicht auf.

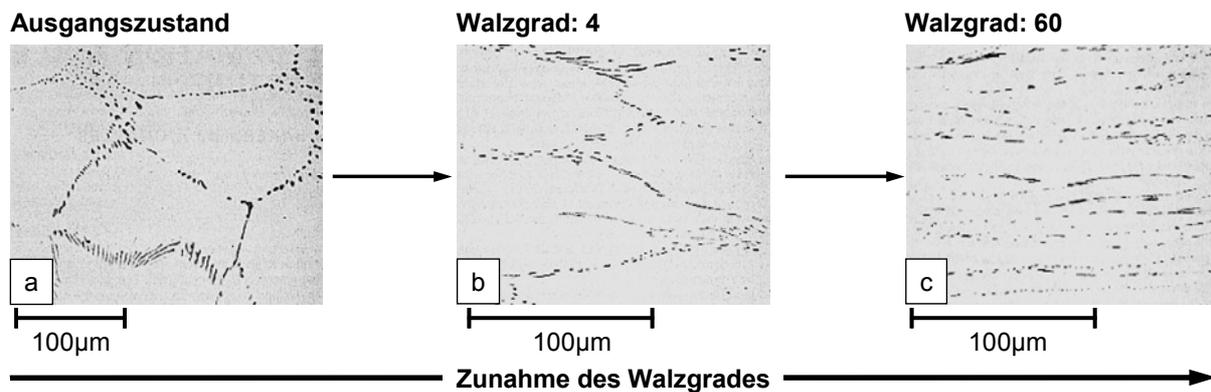


Bild 2.4: Veränderung der Mangansulfide vom Typ II in einem 16MnCr5 durch Walzen bei 1000 °C, Ausgangszustand: Strangguss (a), nach dem Walzen mit einem Walzgrad von 4 (b) und einem Walzgrad von 60 (c): aus Baker und Charles (1973).

Anders verhalten sich MnS nach einem Stauchprozess bei Raumtemperatur. Sabih und Nemes (2009) betrachten das Verhalten von MnS in einem Ck38 am Beispiel eines Bundanstauchversuchs längs zur Walzrichtung. Im Randbereich des umgeformten Prüflings folgen die gestreckten MnS der gekrümmten Außenkontur des Bauteils. In der Bundmitte jedoch werden abgeflachte Hohlräume um die Ausscheidungen gefunden. Sabih und Nemes (2009) vermuten, dass sich durch unterschiedliche Materialflüsse um das MnS herum Scherspannungen ergeben, die im Nahbereich der Ausscheidung zu einem Hohlraum führen. Durch eine Kompression des Werkstoffs am Ende der Umformung werden im Zentrum des Bundbereichs die entstandenen Hohlräume zusätzlich gestaucht und gelängt. Eine anschließende Verbindung des Stahls und damit ein Schließen der so gebildeten Kavität durch den Umformdruck findet nicht mehr statt.

Die Steuerung des Abkühlprozesses aus der Schmelze und der anschließenden thermomechanischen Behandlungen des Stahls kann auch die Größe, den Typ und die Verteilung der MnS beeinflussen. Volkova (2002) berichtet, dass mit sinkender Erstarrungsgeschwindigkeit der Stahlschmelze die durchschnittliche Größe der neu gebildeten MnS zunimmt. Aufgrund des geringen Diffusionskoeffizienten von MnS in Stahl und der thermischen Stabilität dieser chemischen Verbindung lösen sich diese Ausscheidungen bei üblichen Wärmebehandlungstemperaturen nicht auf. Je nach Stahlsorte wird erst ab ca. 1400 °C von einer beginnenden teilweisen Auflösung der MnS in

der Stahlmatrix berichtet. Während der anschließenden Abkühlung scheiden sich nach Matsubara (1965) diese Einschlüsse, je nach Abkühlgeschwindigkeit, entweder kugelig oder scheibenförmig fein dispers verteilt aus. Ab 1450 °C wird von Watanabe (1988) sogar von einem völligen Auflösen der MnS in einem 15NiCrMo10-6 berichtet. Nach anschließender Abkühlung scheiden sich vormals gelängte MnS, kugelig und kettenförmig fein verteilt, entlang der Walzrichtung orientiert aus. Stark gestreckte MnS vom Typ III können sich jedoch ab 850 °C teilweise globular einformen. Ein ähnlicher Effekt wird von Baker und Charles (1973) an MnS vom Typ II erst bei 1200 °C und 1 h bis 2 h Haltezeit in einem C16 beobachtet. Eingehende Analysen durch Wilson et al. (1975) und Wilson (1977) an einem 40NiCrMo 8-4 zeigen eine kugelige bis eckige Einformung der MnS bei 1315 °C und einer Haltezeit von 20 Stunden. Dabei durchläuft die Umwandlung mehrere Stufen. Im ersten Schritt formen sich gelängte und abgeflachte MnS zu zylinderförmigen Stäbchen, die sich später in mehrere Segmente trennen und abschließend kugelig einformen. Bei stark abgeflachten, scheibenförmigen MnS wird eine Abschnürung von kleineren Einheiten von der ursprünglichen Scheibe, die sich anschließend sphärisch einformen, beobachtet. Bei Haltezeiten von mehr als 20 Stunden bei 1315 °C beginnen kleinere MnS sich allmählich zu größeren, kugeligen Einheiten zusammenzuschließen. In einem C10 beobachtet Wolanska et al. (2007) bei 1300 °C und 60 s Haltezeit jedoch noch keine Veränderung der Mangansulfidform.

Damit lassen sich MnS vom Typ II durch eine Massivumformung, wie beispielsweise durch Warmwalzen in Abhängigkeit vom Walzgrad in eine gestreckte Form überführen. Dadurch erhält der betroffene Stahl eine von Einschlüssen ausgehende Vorzugsrichtung. Um diese gestreckten MnS wieder in globulare Formen überzuführen, bedarf es thermischer Belastungen ab 1200° C und 1-2 Stunden Haltezeit. Dies bedeutet, dass MnS durch eine Wärmebehandlung, wie beispielsweise Vergüten nicht in ihrer Form beeinflusst werden.

2.3 Auswirkungen von Mangansulfiden auf mechanische Eigenschaften

2.3.1 Statische Eigenschaften

Die Zugfestigkeit und $R_{p0,2}$ -Dehngrenze wird nach Exel und Türk (2010) am Beispiel eines 38MnVS6 durch die Orientierung der gestreckten Mangansulfideinschlüsse längs bzw. quer zur Belastungsrichtung kaum beeinflusst. Jedoch verringern die Erhöhung des Schwefelgehaltes von 0,029 %(m) auf 0,063 %(m) und damit auch der Mangansulfidhäufigkeit diese beiden Kenngrößen sowohl in Längs- als auch in Querrichtung um jeweils etwa 11 %. Messungen von Golze und Schoch (1985), Schoch und Golze (1985) und Doege und Golze (1987) weisen an einem bei 1150 °C gewalztem und an Luft abgekühltem Ck45 diesen Effekt ebenfalls nach. Temmel et al. (2006 a) gelangen an einem vergüteten 42CrMo4 zu vergleichbaren Ergebnissen. In einem ungehär-

teten C20 stellte Spitzig (1983a) keinen Einfluss des Schwefelgehaltes, der Mangansulfidform und deren Orientierung zur Belastungsrichtung weder auf die Zugfestigkeit noch auf die $R_{p0,2}$ -Dehngrenze fest. Eine Anisotropie der Zugfestigkeit bzw. der $R_{p0,2}$ -Dehngrenze zwischen Längs und Querrichtung tritt an einem C20 erst ab einer Härte von 485 HV in den Untersuchungen von Nisitani und Kage (1980) auf. Dabei reduziert sich die Zugfestigkeit bzw. die $R_{p0,2}$ -Dehngrenze in Querrichtung jeweils um bis zu 25 % im Vergleich zur Längsrichtung. An blind gehärteten Proben eines 16MnCr5 beschreiben die Arbeiten der Forschungsvereinigung Antriebstechnik (1988) bei einer Härte von 400 HV in der Zugfestigkeit bzw. $R_{p0,2}$ -Dehngrenze noch keine Anisotropie zwischen Proben, deren gestreckte MnS in Belastungsrichtung ausgerichtet sind und Proben mit quer dazu ausgerichteten MnS. Erst ab einem Schwefelgehalt von 0,05 % (m) beginnen beide Werte, sowohl längs als auch quer zur Faserrichtung belastet, um 14 % zu sinken. Werden jedoch Proben des 16MnCr5 mit 10 mm Durchmesser 1,5 mm tief auf 800 HV einsatzgehärtet, dann waren die Zugfestigkeitswerte, längs zur Faserrichtung belastet, bereits bei einem Schwefelgehalt von 0,03 % (m) um 7,5 % höher als quer zur Faser.

Die Bruchdehnung und Brucheinschnürung werden von der Orientierung gestreckter MnS und dem Schwefelgehalt deutlicher beeinflusst als beispielsweise die Zugfestigkeit. Golze und Schoch (1985), Doege und Golze (1987) und Temmel et al. (2006 a) zeigen an einem Ck45 bzw. 42CrMo4, dass quer zur Belastungsrichtung orientierte, gestreckte MnS eine Abnahme der Brucheinschnürung auf bis zu einem Drittel des Wertes wie bei Längsorientierung verursachen. Diese Anisotropie wird nach Golze und Schoch (1985) noch stärker ausgeprägt, wenn MnS durch einen höheren Walzgrad noch weiter gestreckt sind. Nisitani und Kage (1980) bestätigen bei einem C20 mit einer Härte von 152 HV, dass sich die Anisotropie bei den Werten für Bruchdehnung und Brucheinschnürung im ungehärteten Zustand signifikant zeigt. Der Vergleich von längs zu quer zur Belastungsrichtung orientierter MnS zeigt eine Verringerung der Bruchdehnung um 60 % und der Brucheinschnürung um 65 % bei einer Härte von 152 HV. Wird dieser Stahl auf 485 HV gehärtet, dann erhöht sich die Differenz zwischen längs und quer orientierten Fasern für die Bruchdehnung auf 85 % und für die Brucheinschnürung auf 92 %. Temmel et al. (2006 a) stellen bei einer Erhöhung des Schwefelgehaltes von 0,004 % (m) auf 0,042 m% (m) eine Reduktion der Bruchdehnung von 8,5 % auf 5,9 % und der Brucheinschnürung von 40 % auf 23 % von längs zur Belastung orientierter, gestreckter MnS fest.

Die MnS haben damit eine signifikante Auswirkung auf die mechanischen Eigenschaften, wie beispielsweise Brucheinschnürung und Bruchdehnung. Insbesondere senken gestreckte MnS, die quer zur Belastungsrichtung liegen, die Brucheinschnürung und Bruchdehnung des Stahls im Vergleich zu längs ausgerichteten. Dabei entsteht eine Anisotropie im Stahl, die durch eine Zunahme der Härte verringert werden kann. Auf

die Werte der Zugfestigkeit (R_m) und Dehngrenze ($R_{p0,2}$) hat die Richtung der gestreckten MnS einen vergleichsweise geringen Einfluss.

2.3.2 Kerbschlagarbeit

Das Verringern der Kerbschlagarbeit in Querrichtung im Vergleich zur Längsrichtung, verursacht durch gestreckte nichtmetallische Ausscheidungen, wird von Pickering (1958) und Berns (1978) qualitativ an gewalzten Stählen beschrieben. Dabei wird berichtet, dass abnehmende Schwefelgehalte zu einer Verringerung der Anisotropie und Erhöhung der Kerbschlagarbeit führen. Als weitere Möglichkeiten für eine Reduzierung der Anisotropie, werden die Bildung kugelig MnS oder deren Härtesteigerung durch eine Zugabe von Cer vorgeschlagen. Auch Kirby et al. (1993) erwähnen die Anisotropie der Kerbschlagarbeit bei warm massiv umgeformten Stahlbauteilen.

In den Arbeiten von Spitzig und Sober (1981) werden die Auswirkungen von gestreckten und globularen MnS auf die Kerbschlagarbeit am gewalztem 10Mn4 eingehender analysiert, wobei hier eine Zugabe von 0,020 % (m) Cer globulare MnS erzeugt. Sie zeigen, dass ein geringer Schwefelgehalt die Anisotropie der Kerbschlagarbeit zwischen längs und quer orientierten Proben am stärksten reduziert, während durch Cer kugelig eingeformte MnS weniger dazu beitragen (Bild 2.5).

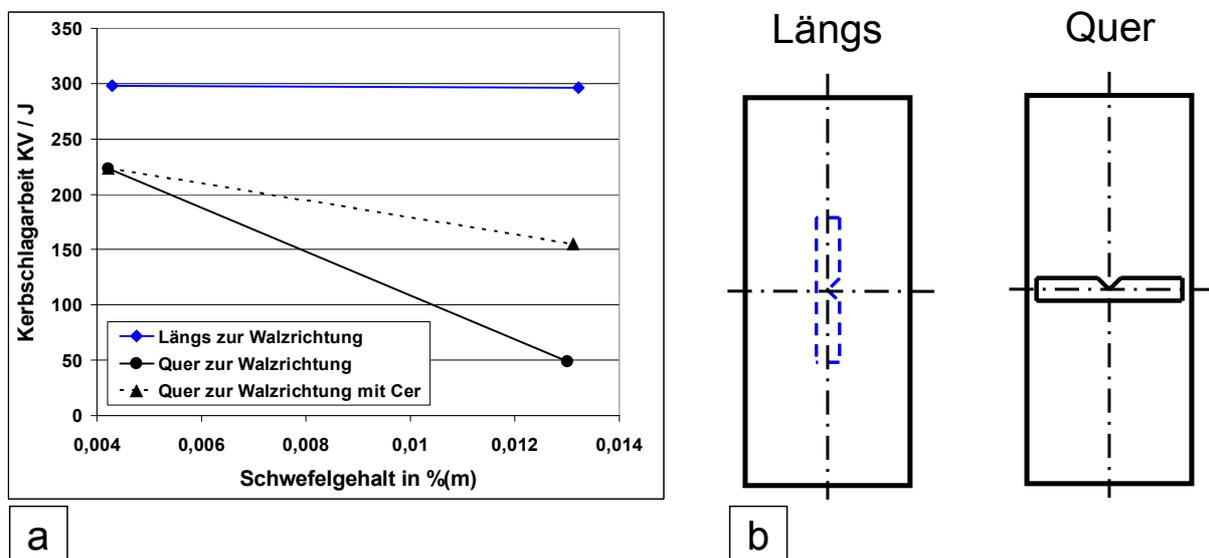


Bild 2.5: Veränderung der Kerbschlagarbeit KV im 10Mn4 in Abhängigkeit von der Probenlage in Bezug auf Walzrichtung, Schwefelgehalt und kugelige Form der MnS nach Zugabe von Cer nach Spitzig und Sober (1980) (a) und Skizze der Probenlage (b).

In einem Stahl mit 0,013 % (m) Schwefel reduziert sich ferner nach Spitzig und Sober (1980) die Kerbschlagarbeit von längs zu quer um 83 %; sind anstelle gestreckter MnS kugelige MnS in der Stahlmatrix, dann beträgt die Differenz bei gleichem Schwefelgehalt 48 %. Wird der Schwefelgehalt auf etwa 0,004 % (m), ohne Cer Zugabe

be, verringert, dann reduziert sich der Unterschied zwischen Längs und Querrichtung auf 24%. Dass durch Cer globular eingeformte MnS nicht zu einer noch stärkeren Absenkung der Anisotropie führen, wird anhand der zeilenförmigen Anordnung von Clustern aus kugeligen MnS in Walzrichtung erklärt. Die Kerbschlagarbeit reagiert hier empfindlicher auf die Form und Orientierung der MnS und auch auf deren Häufigkeit in der Stahlmatrix, als beispielsweise die Brucheinschnürung. Gleichfalls erhöht sich beim Kerbschlagversuch die Übergangstemperatur vom Spröbruch zum duktilen Bruch um 28 K, wenn sich bei vergleichbarem Schwefelgehalt gestreckte MnS, anstelle von kugeligen MnS, im Stahl befinden. Spitzig und Sober (1981) weisen ferner nach, dass der Einfluss einer Perlitzeiligkeit auf die Anisotropie der Kerbschlagarbeit erheblich geringer ist, als die Auswirkungen gestreckter MnS. In einer weiterführenden Arbeit zeigen Speich und Spitzig (1982), dass in einem gewalztem 40NiCrMo6 kugelige MnS nur bis Zugfestigkeitswerten von 1410 MPa die Anisotropie der Kerbschlagarbeit und Brucheinschnürung verringern. So verdoppeln bei einer Zugfestigkeit von 930 MPa kugelige MnS die Kerbschlagarbeit in Querrichtung im Vergleich zur Längsrichtung. Beim Kerbschlagversuch in Querrichtung wird die Übergangstemperatur vom Spröbruch zum duktilen Bruch kaum durch die Form der MnS und dem Schwefelgehalt beeinflusst. Betrachtungen an einem gewalzten C20 zeigen hier keinen Einfluss der Perlitzeiligkeit auf die Kerbschlagarbeit und die Brucheinschnürung. Nur die Form und Orientierung der MnS zur Belastungsrichtung und der Schwefelgehalt waren nach Spitzig (1983 a) dafür entscheidend. Da die Länge der MnS quer zur Bruchebene und deren Häufigkeitsdichte einen signifikanten Einfluss auf die Kerbschlagarbeit haben, ermittelt Spitzig (1983 b) empirisch die Gleichung (2.3) für einen C10 und C20.

$$KV = KV_m \cdot e^{-C_K \cdot P} \quad (2.3)$$

In Gleichung (2.3) haben die Parameter folgende Bedeutung:

KV : Kerbschlagarbeit des Stahls mit gestreckten MnS.

KV_m : Kerbschlagarbeit der reinen Stahlmatrix mit:

$KV_m = 400$ J für C10, bzw. $KV_m = 260$ J für C20,

$KV_m = 144$ J für 15NiCrMo 10-6.

C_K : Werkstoffabhängiger Parameter:

$C_K = 2,3$ μm für C10 und C20, $C_K = 0,4$ μm für 15NiCrMo10-6.

P : Projizierte Länge gestreckter MnS pro Flächeneinheit in $1/\mu\text{m}$.

Biswas et al. (1992) bestätigt am Beispiel des 15NiCrMo10-6 die Verringerung der Kerbschlagarbeit der Stahlmatrix durch die gesamte projizierte Länge P gestreckter MnS in der Gleichung (2.3). Ferner stellen Doege und Golze (1987) in einem Ck45 fest, dass mit zunehmendem Schwefelgehalt die Anisotropie der Kerbschlagarbeit von Längs zu Querrichtung signifikant ansteigt. Doege und Golze (1987) beobachten auch eine Zunahme der Anisotropie der Kerbschlagarbeit mit steigendem Walzgrad und

abnehmender Walztemperatur. Dabei treten Verhältnisse der Kerbschlagarbeit von in Längsrichtung zu Querrichtung orientierten Proben von bis zu 4,8:1 auf. Für weitere Kerbschlagversuche wurden von Cyril et al. (2008 a) an einem 42CrMo4 die Härte und der Schwefelgehalt variiert. Bei einer Härte von 50 HRC reduziert sich die Kerbschlagarbeit von längs zu quer orientierten MnS bei hohem Schwefelgehalt um 74 % und bei geringem Schwefelgehalt um 40 %. Wird die Härte auf 40 HRC gesenkt, dann war der Effekt bei hohem Schwefelgehalt mit 81 % und bei geringem Schwefelgehalt mit 58 % noch ausgeprägter. Somit bewirkt eine Absenkung des Schwefelgehaltes eine deutliche Verringerung der Anisotropie, während eine Härtesteigerung diesen Effekt in geringerem Ausmaß beeinflusst. In den Arbeiten der Forschungsvereinigung Antriebstechnik (1988) werden bzgl. der anisotropen Auswirkungen von Mangansulfidorientierungen an einem auf 400 HV blind gehärteten 16MnCr5 vergleichbare Ergebnisse gefunden. Bei einem Schwefelgehalt von 0,03 %(m) und gelängten MnS besteht ein Unterschied in der Kerbschlagarbeit von längs zu quer von 75 %. Liegen globulare MnS vor, dann besteht noch eine Differenz von knapp 50 %. Erst ein Absenken des Schwefelgehaltes auf 0,002 %(m) bewirkt das Verkleinern der Differenz auf nur noch 7 %. Das Einsatzhärten von Proben mit einem Durchmesser von 10 mm auf 800 HV bei einer Tiefe von 1,5 mm und einem Schwefelgehalt von 0,03 m% reduziert den Unterschied zwischen Längs und Querrichtung auf 45 %. In der Arbeit von Kirby et al. (1993) wird auf eine Absenkung der Übergangstemperatur von der Hochlage zur Tieflage der Kerbschlagarbeit hingewiesen, wenn sich ausreichend intragranulärer Ferrit an MnS, die von Vanadiumcarbonitriden umgeben sind, bildet. Dies ist nach Kirby et al. (1992) in einem C40 ab einem Schwefelgehalt von 0,094 %(m) und 0,059 %(m) Vanadium und einer Austenitisierungstemperatur von 1100 °C erreichbar. Damit befinden sich genügend MnS im Stahl, auf denen sich Vanadiumcarbonitridpartikel formieren, was die Bildung des intragranulären Ferrits signifikant steigert und damit zur Verbesserung der duktilen Eigenschaften beiträgt.

Die Kerbschlagarbeit wird wie die Bruchdehnung und Brucheinschnürung auch von der Orientierung gestreckter MnS zum Kerb signifikant beeinflusst und kann auch in diesem Fall zu einer Anisotropie des Stahls führen. Weisen die MnS durch eine Zugabe von Cer eine kugelige Form auf, oder wird der Schwefelgehalt reduziert, dann verringert sich die Anisotropie der Kerbschlagarbeit. Der Einfluss einer Perlit- bzw. Ferritzeitigkeit auf die Kerbschlagarbeit ist vergleichsweise gering.

2.3.3 Dynamische Eigenschaften

Neben der Analyse der Auswirkung des Faserverlaufs auf die statischen Werkstoffkennwerte können Stähle unterschiedlichen Schwingprüfverfahren unterzogen werden. Hier wird die Anisotropie bzgl. der Biege- bzw. Torsionswechselfestigkeit und Dauerwechselfestigkeit analysiert.

An einem Biegewechselversuch mit einem gewalzten und auf 152 HV geglühten C20 führen Nisitani und Kage (1971) an, dass ungekerbte Proben bei quer zur Belastungsrichtung liegenden MnS eine Abnahme von 10,5 % der Biegewechselfestigkeitshöhe im Vergleich zu längs orientierten ergeben. Die Torsionswechselfestigkeit reagiert mit 5 % Differenz noch unempfindlicher als die Dauerfestigkeit auf die Orientierung gestreckter MnS. Wird die Biegewechselfestigkeit hingegen an gekerbten Proben betrachtet, dann verschwindet bei Kerbradien kleiner als 0,3 mm der Einfluss der Mangansulfidausrichtung völlig. Am gleichen Werkstoff zeigen Kage und Nisitani (1978) am Beispiel der Torsionswechselfestigkeit, dass im Vergleich zu gelängten MnS, scheibenförmige MnS die Anisotropie von Längs zu Querrichtung von 5 % auf 11 % erhöhen. Beim Biegewechselversuch ist bei gleichen Verhältnissen die Anisotropiesteigerung mit 10,5 % auf 23 % noch stärker ausgeprägt. Begründet wird dieses Verhalten mit der Bildung und Ausbreitung von Schwingungsrissen in der Stahlmatrix in unmittelbarer Nähe von MnS, insbesondere wenn sich diese in gelängter oder abgeflachter Form quer zur Belastungsrichtung orientieren. Darauf aufbauend führen Nisitani und Kage (1980) Umlaufbiegeprüfungen am C20 durch, wobei die Proben auf unterschiedliche Härten bis 485 HV vergütet werden. Dabei zeigt sich bis 340 HV eine Differenzerhöhung der Umlaufbiegefestigkeiten zwischen längs und quer orientierten MnS bis 50%, die sich jedoch bei höheren Härten nicht weiter vergrößert. Nach Kage und Nisitani (1978) verstärken die scheibenförmigen MnS bei diesen Untersuchungen den anisotropen Effekt. An auf 485 HV gehärteten Proben, die mit 0,05 mm gekerbt sind, zeigt sich eine weitestgehende Aufhebung der Anisotropie. Die Annäherung an den isotropen Zustand durch eine Härtesteigerung bei der Umlaufbiege- und Biegewechselfestigkeit geschieht jedoch durch eine deutliche Absenkung der Werte in Längs- und in Querrichtung. Doege und Golze (1987) beobachten ferner, dass die längs zu quer Anisotropie der Biegewechselfestigkeit mit zunehmendem Schwefelgehalt in einem Ck45 steigt. Jedoch ist das Maß der Anisotropie der Biegewechselfestigkeit bei vergleichbaren Stählen nicht so stark ausgeprägt, wie bei der Kerbschlagarbeit.

Die Untersuchungen von Furuya et al. (2004) über die Auswirkungen der Ausscheidungen auf die Dauerwechselfestigkeit an einem auf 1800 MPa vergütetem Federstahl mit gelängten MnS liefert eine Abnahme der Werte von Längs- in Querrichtung um 50 %. Dies wird mit dem Starten von Schwingungsrissen an gelängten und abgeflachten MnS begründet. Cyril et al. (2008 a) stellen mit der dehnungsgeregelten Dauerschwingfestigkeitsprüfung bei einer Dehnungsamplitude von 1 % an einem 42CrMo4 mit 40 HRC und einem Schwefelgehalt von 0,077 % (m) eine Abnahme der Lastwechselzyklen bis zum Schwingbruch um den Faktor 1000 von längs zu quer orientierten MnS fest (Bild 2.6 a). Ein ähnliches Verhalten in Bezug auf die Anisotropie gilt, wenn auch im schwächeren Maße für die Dauerschwingfestigkeit (Bild 2.6 b).

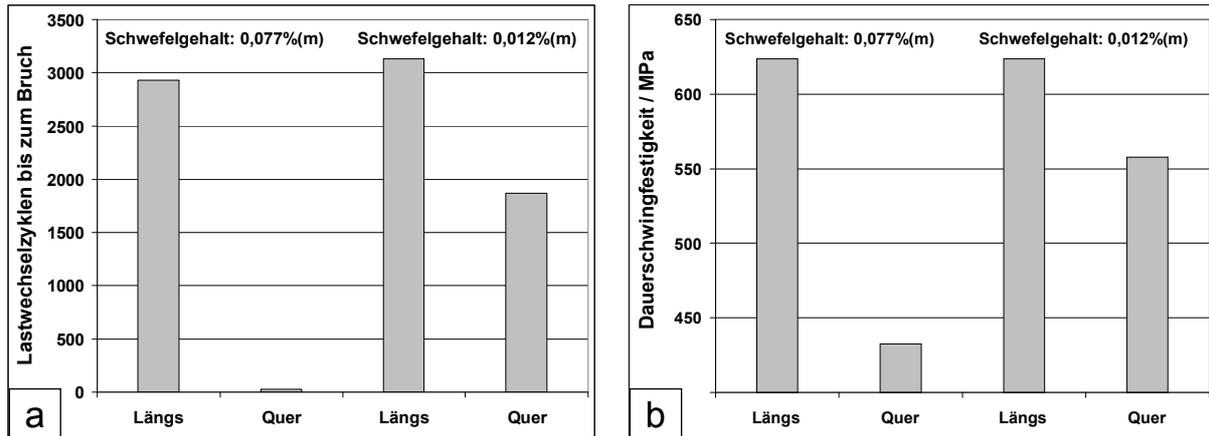


Bild 2.6: Veränderung der Lastwechselzyklen bis zum Bruch (a) und der Dauerschwingfestigkeit (b) in einem 42CrMo4 bei 40HRC in Abhängigkeit vom Schwefelgehalt und Probenorientierung zur Walzrichtung nach Cyril et al. (2008).

Wird der Schwefelgehalt von 0,077 % (m) auf 0,012 % (m) verringert, dann beträgt die Anisotropie der Lastwechselzyklen bis zum Bruch von Längs- zur Querrichtung 5:3 (Bild 2.6 a). Ein noch weiteres Absenken des Schwefelgehaltes bringt nur noch eine schwache Verringerung der Unterschiede zwischen Längs- und Querorientierung. Die Härtesteigerung von 40 HRC auf 50 HRC bei einem Schwefelgehalt von 0,077 % (m) ergibt weder in Quer- noch in Längsrichtung eine nennenswerte Veränderung der Lastwechselzyklen bis zum Bruch. Rasterelektronenmikroskopische Untersuchungen der Bruchoberfläche zeigen das unabhängige Starten von etlichen Schwingungsrissen an MnS, die sich vereinen und in den Restbruch münden. Ergänzend werden von Cyril et al. (2008 b) am gleichen Werkstoff beobachtet, dass Schwingungsrisse meist von gelängten MnS ausgehen, welche die Oberfläche durchstoßen. Erst ab 10^8 Lastwechselzyklen initialisieren die Risse auch von im Innern der Probe befindlichen MnS. Dabei setzt sich die Anisotropie der Dauerschwingfestigkeit im hochzyklischen Bereich stärker fort, als im Vergleich zum niederzyklischen Bereich, wobei der Schwefelgehalt hier ebenfalls ein signifikanter Faktor ist.

Temmel et al. (2006 a) weisen am 42CrMo4 bei 450 HV ähnliche Resultate wie Cyril et al. (2008 a) nach. Durch einen Querwalzprozess bei 1200 °C werden die MnS in eine Scheibenform gebracht, was den anisotropen Effekt wie bei Kage und Nisitani (1978) noch verstärkt. Der Rissstart und seine Ausbreitung bei der Dauerwechselfestigkeitsprüfung werden mit schwach an die Matrix gebundenen MnS begründet. Durch eine Variation des Schwefelgehaltes wird hier bewiesen, dass die Mangansulfidhäufigkeit ein signifikanter Faktor ist, der die Dauerfestigkeit beeinflusst. Da Schwingungsrisse bevorzugt an größeren MnS beginnen, spielt die Mangansulfidgröße für die Dauerwechselfestigkeit eine zusätzliche Rolle. Die Wichtigkeit der Orientierung der MnS zur Belastungsrichtung und deren Dichte in der Stahlmatrix wird durch Tem-

mel et al. (2008 b) an einem warm quer gewalztem 50CrMo4 mit einer Zugfestigkeit von 1500 MPa ebenfalls nachgewiesen. Durch eine Calciumbehandlung scheiden sich in diesem Stahl bei abgesenktem Schwefelgehalt 1 μm bis 2 μm große, kugelige und schwerverformbare Calciumsulfide aus. Dies führt in der hochzyklischen Dauerwechselfestigkeitsprüfung zu einer sehr geringen Anisotropie in der Dauerfestigkeit von 7,5 % im Vergleich zu 50 % bei gelängten MnS. Das Niveau der Dauerwechselfestigkeit kann durch die Calciumbehandlung nicht weiter erhöht werden, weil damit zusätzlich Calciumaluminat gebildet werden, die als Ausgangsstellen für Schwingungsrisse wirken können. Zusätzlich wird insbesondere auf die Gefährlichkeit von quer zur Belastungsrichtung orientierten Clustern aus kugeligen Calciumsulfiden als Ausgangsstellen für Schwingungsrisse hingewiesen. Um einen Stahl mit annähernd isotroper Qualität zu erzeugen, empfiehlt Temmel et al. (2008 b) eine Calciumbehandlung bei reduziertem Schwefelgehalt.

Wang et al. (2002) untersuchen den hochzyklischen Dauerschwingbereich von 10^8 bis 10^{10} an einem vergüteten 42CrMo4 mit 1500 MPa Zugfestigkeit mit einer Zug Druck Wechselprüfung. Dabei stellen sie fest, dass die zwischen 10^6 - 10^7 Lastwechselzyklen horizontal verlaufende Wöhlerlinie nach 10^8 Zyklen weiter abfällt, was eine weitere Verringerung der Dauerfestigkeit bedeutet. In diesem hochzyklischen Bereich wird ebenfalls wie bei Cyril et al. (2008 b), die Initiierung von Schwingungsrisen an MnS im Probeninnern festgestellt. Weiterhin stellt es sich heraus, dass die Wahrscheinlichkeit eines Rissausgangs mit der Größe des MnS steigt.

Die Veränderung der anisotropen Verhältnisse bezüglich der Dauerfestigkeit nach einer Warmumformung außer Walzen analysiert Collins (1994) an einem um 50 % in Walzrichtung gestauchten 42CrMo4 mit gelängten MnS. Dabei wird eine nahezu völlige Angleichung der Dauerfestigkeitswerte von Längs- zu Querrichtung beobachtet. Dies wird mit einer Änderung der Form, der Orientierung und des Abstandes der MnS zueinander durch das Umformen begründet.

Von Murakami (2002) werden die signifikanten Einflussgrößen der Dauerwechselfestigkeitsprüfung empirisch ermittelt und in einen mathematischen Zusammenhang gebracht. Es wird vorausgesetzt, dass sich nichtmetallische Ausscheidungen im Stahl wie kleine Hohlräume verhalten und zur lokalen Spannungserhöhung beitragen. Ebenso wird angenommen, dass diese Ausscheidungen, wenn sie an der Probenoberfläche austreten, dort zusätzlich eine starke Kerbwirkung ausüben. Dabei wird nicht zwischen den jeweiligen Einschlussarten unterschieden, sondern es wirken vielmehr die Größe und die Position der Ausscheidung, ferner die Härte der umgebenden Stahlmatrix und das Spannungsverhältnis auf die Dauerschwingfestigkeit σ_w ein. Die Härte spielt aufgrund ihres Einflusses auf die plastische Verformungszone an der Risspitze eine signifikante Rolle. Die Größe dieser Verformungszone definiert nicht nur den vorherrschenden Spannungszustand und damit die Ausbreitung eines Schwingungsrisse,

sondern sie beeinflusst nach Temmel et al. (2006b) auch Rissstoppmechanismen. Messungen der Dauerschwingfestigkeit an Lager, Feder- und Werkzeugstählen führen schließlich zu Gleichung (2.4).

$$\sigma_w = \frac{C \cdot (HV + 120)}{(\sqrt{A_M})^{1/6}} \cdot \left[\frac{1-R}{2} \right]^\alpha \quad (2.4)$$

In Gleichung (2.4) haben die Parameter folgende Bedeutung:

- σ_w : Dauerwechselfestigkeit nach Murakami in MPa.
- C : Konstante für die Einschlussposition relativ zur Oberfläche.
 $C = 1,43$ MPa: Einschluss durchsticht die Oberfläche,
 $C = 1,41$ MPa: Einschluss berührt gerade die Oberfläche und
 $C = 1,56$ MPa: Einschluss liegt deutlich im Probeninnern.
- HV : Vickershärte des Stahls in HV.
- A_M : Projizierte Fläche aller Einschlüsse senkrecht zur Belastungsrichtung in μm^2 .
- R : Spannungsverhältnis $\sigma_{\min}/\sigma_{\max}$.
- α : $(0,226 + HV \times 10^{-4})$

Die Gleichung (2.4) gilt bis zu einer maximalen Einschlussgröße von $A_M \leq 10^6 \mu\text{m}^2$, wobei die Ausscheidungen größer als nicht fortschreitende Risse sind. Murakami (2002) merkt an, dass im Zyklusbereich zwischen 5×10^6 bis 10^7 , das Verhältnis von gemessener Dauerwechselfestigkeit zu der nach Gleichung (2.4) berechneten Dauerwechselfestigkeit von 1,0 bis 1,15 reicht. Damit ist die errechnete Dauerwechselfestigkeit kleiner als die Gemessene, was Gleichung (2.4) die Bedeutung einer Abschätzung nach unten zukommen lässt. Eine zusätzliche Überprüfung der von Murakami aufgestellten Gleichung (2.4) wird durch Temmel et al. (2006 b) am quer gewalzten Vergütungsstahl 42CrMo4 durchgeführt. Ein Schwefelgehalt von 0,004 %(m) bis 0,04 %(m) variiert die Häufigkeit der MnS und durch die unterschiedliche Orientierung der MnS in Längs- und in Querrichtung wird die gesamte projizierte Einschlussfläche A_M eingestellt. Ein Ergebnis ist, dass das Modell von Murakami (2002) als Abschätzung der Dauerwechselfestigkeit für den 42CrMo4 im vergüteten Zustand angewendet werden kann. Dass in Proben, mit quer zur Belastungsrichtung liegenden MnS und höherem Schwefelgehalt, die Abweichungen von den berechneten Werten mit bis zu 30 % relativ hoch liegen, während sie bei längs orientierten MnS und niedrigem Schwefelgehalt mit weniger als 10 % deutlich geringer ausfallen, ist eine weitere Erkenntnis. An einem 41CrMo4 untersuchen Cyril et al. (2008 b) mit ähnlichen Einstellungen wie bei Temmel et al. (2006 b) ebenfalls die Brauchbarkeit des Modells von Murakami aus Gleichung (2.4) für eine Abschätzung der Dauerschwingfestigkeit an MnS. Die Abweichung der berechneten von den gemessenen Werten beträgt hier etwa 15 %.

Dass gelängte MnS eine Anisotropie in der Dauerwechselfestigkeit hervorrufen können, wird auch in der Arbeit von Kaynak et al. (1996 c) an einem Automatenstahl mit einem Schwefelgehalt von 0,154 %(m) bestätigt. Als Begründung wird das unterschiedlich schnelle Auslösen und Wachstum von Rissen in Quer- bzw. Längsrichtung belasteten Proben angegeben. Dies wiederum hat seine Ursache in Spannungsfeldern mit starkem Gradienten an der Rissspitze, die sich im Übergangsbereich zwischen MnS und Stahlmatrix befindet. Weist dieses Spannungsfeld einen erhöhten Gradienten auf, dann führt dies zu einer höheren Wachstumsgeschwindigkeit des Risses. Dies ist insbesondere dann der Fall, wenn die Rissspitze längs auf ein MnS trifft, während die Risswachstumsgeschwindigkeit abgesenkt wird, wenn das Auftreffen quer auf ein MnS erfolgt. Kaynak et al. (1996 b) ergänzen diese Ergebnisse durch die Beobachtung, dass Risse hauptsächlich an MnS starten, die sich an der Oberfläche bzw. unmittelbar darunter befinden. Als Ursache dafür wird das leichte Ablösen des Einschlusses von der Stahlmatrix angegeben. Je weiter ein Einschluss von der Oberfläche entfernt ist, desto größer muss er sein, damit durch ihn ein Riss initiiert wird. Diese Trennung findet bereits während der ersten Belastungszyklen bei Spannungen, die geringer als die Dauerschwingfestigkeit sind, statt. Als weiteren begünstigenden Faktor für das rasche Risswachstum wird das Ausbreiten des Risses von einem MnS zum nächsten angegeben. Dieser Vorgang verstärkt sich insbesondere dann, wenn das MnS in etwa in der gleichen Ebene wie der Riss selbst liegt und in Rissausbreitungsrichtung gelängt ist. Im Vergleich zu anderen mikrostrukturellen Möglichkeiten, wie z.B. eine ferritisch-perlitische Gefügezeiligkeit, heben Kaynak et al. (1996 b) diesen Effekt als besonders signifikant hervor. Eine Erhöhung der anliegenden Spannung bedingt jedoch nicht ein weiteres Risswachstum, sondern eher die Bildung neuer Risse. Schumacher et al. (2009) weisen an einem sprühkompaktierten und anschließend gewalzten 42CrMo4 eine Anisotropie der Dauerfestigkeit aufgrund gestreckter MnS nach. Bei abgesenkter Sprühtemperatur werden die MnS so klein, dass eine Umformung, wie beispielsweise Walzen ihre globulare Form nicht mehr ändert, was zu einer Isotropie in der Dauerfestigkeit führt. Exel und Türk (2010) stellen an einem 38MnVS6 bei 260 HB eine Erhöhung der Dauerfestigkeit von quer zu längs zur Belastungsrichtung orientierten Proben von bis zu 15 % fest. Zum Erreichen dieser Differenz wird gleichzeitig der Schwefelgehalt der quer orientierten Probe auf 0,063 %(m) eingestellt, während der Schwefelgehalt der längs orientierten Probe auf 0,029 %(m) abgesenkt ist. Ferner beobachten Exel und Türk (2010) an der quer zur Belastungsrichtung ausgerichteten Probe den Rissausgang des Dauerschwingbruchs an Clustern gestreckter MnS Bild 2.7 (a und b).

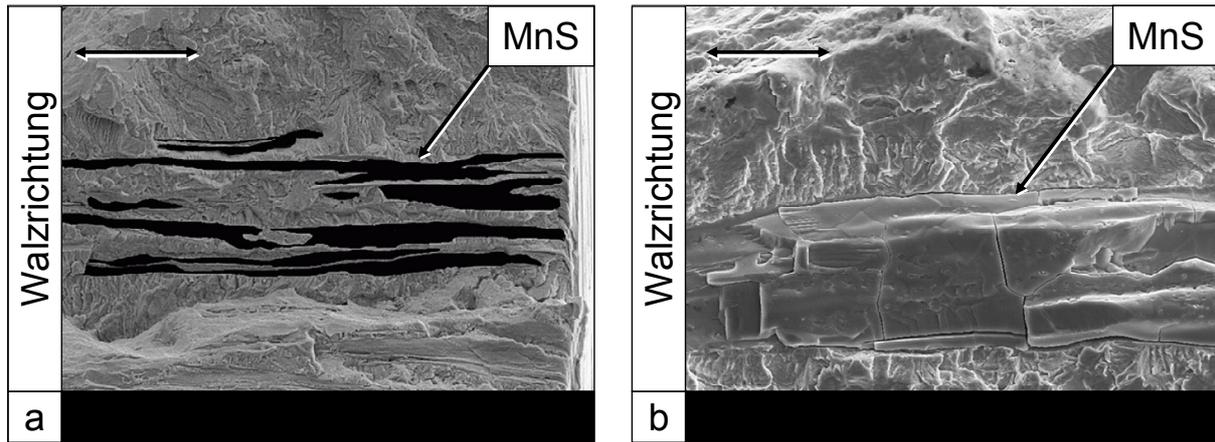


Bild 2.7: Rissausgang eines Dauerschwingbruchs an Clustern aus gestreckten MnS (a) in einem 38MnVS6 mit einem Schwefelgehalt von 0,063 % (m) quer zur Walzrichtung belastet. Vergrößerter Ausschnitt mit von der Stahlmatrix abgelöstem MnS (b); Exel und Türk (2010).

2.3.4 Wälzfestigkeit

Carter (1958) führt dazu Wälzkontaktversuche an auf 64 HRC gehärteten Kugeln und zylindrischen Laufbahnen aus 100Cr6 mit einem Schwefelgehalt von 0,026 % (m) durch (Bild 2.8).

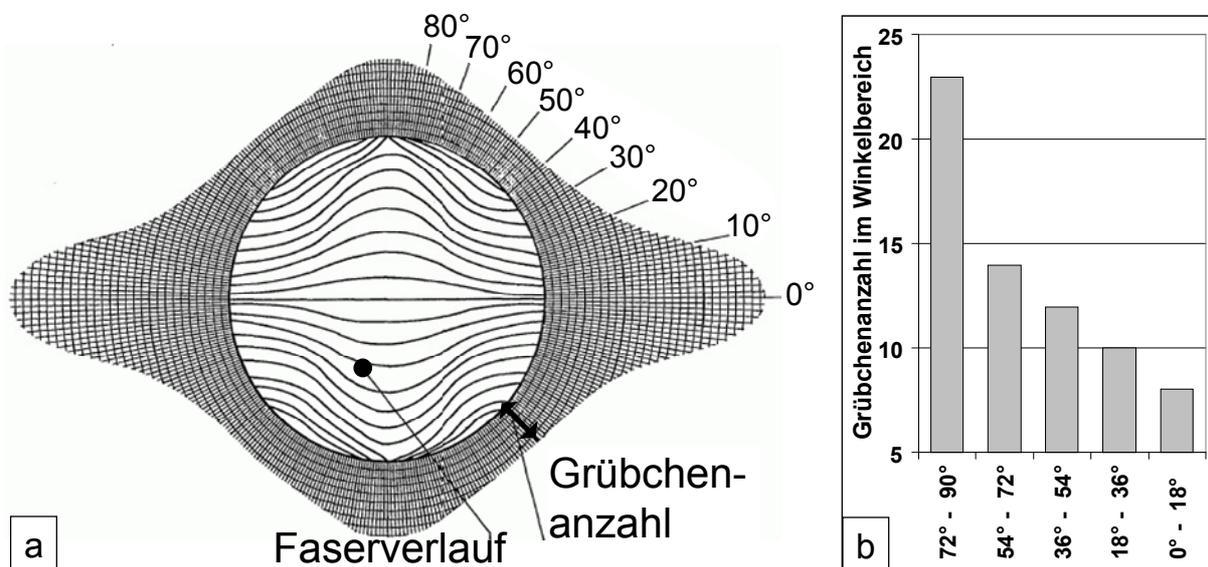


Bild 2.8: Anzahl der Grübchen im 100Cr6 auf der Kugeloberfläche in Abhängigkeit von der Faseroorientierung (a) und der Innenseite der zylindrischen Lagerlaufbahn (b) in Abhängigkeit vom dortigen Faseraustrittswinkel, nach Carter (1958).

Dabei wird die Faserlage in den mit Druckluft angetriebenen Kugeln und in der Innenseite der zylindrischen Lagerlaufbahn bei einer gleich bleibenden Hertzchen Flächen-

pressung von 5 GPa variiert. Nach $1,3 \times 10^7$ Zyklen treten in den Lagerlaufbahnen an den Stellen mit einem Faseraustrittswinkel von 72° bis 90° , d.h. einem in etwa senkrechtem Faseraustritt, 3-mal so viele Grübchen auf, wie im Austrittswinkelbereich von 0° bis 18° , was in etwa einem zur Oberfläche parallelen Faserverlauf entspricht (Bild 2.8 b). An den Wälzkontaktflächen der Kugeln ist in Winkelbereichen, mit parallel zur Wälzkontaktfläche verlaufendem Faserverlauf, die Grübchenanzahl sogar um den Faktor 4 geringer, als in Bereichen mit senkrecht dazu stehendem Faserverlauf (Bild 2.8 a).

Ausgehend von früheren Untersuchungen betrachtet Énekes (1972) an vergüteten Lagerstahlringen mit unterschiedlichen Reinheitsgraden die Einflüsse von Oxiden und Sulfiden auf die Wälzfestigkeit, d.h. bis zum Auftreten des ersten Pittings bzw. bis 10^7 Umdrehungen erreicht sind. Als Wälzkontaktart wird eine Pressung zwischen Kugel und Flächen gewählt. Dabei verringern ein hoher Sauerstoffgehalt und damit viele spitz geformte, harte Oxide die Lebensdauer beträchtlich. Weist jedoch der Stahl bei gleichem Sauerstoffgehalt mehr Schwefel auf, dann kann ein Ansteigen der Belastungszyklen bis zum Ausfall um bis zu 600 % beobachtet werden. In diesen Fällen wird eine Zunahme des Anteils der spitzen Oxide, die von MnS umhüllt sind und damit insgesamt eine etwas rundlichere Form bilden, registriert. Somit wird hier der Erhöhung des Schwefelgehalts in diesem Stahl eine positive Auswirkung auf die Wälzfestigkeit zugeschrieben, da die MnS hier einen negativ wirkenden Effekt abschwächen. Mit vergleichbaren Versuchsbedingungen untersuchen auch Kinoshi und Koyanagi (1975) an einem 100Cr6 die Auswirkungen von Oxiden und Sulfiden auf die Wälzfestigkeit. Hier wird bereits im Vorfeld die Fähigkeit von Einschlüssen hervorgehoben, auf vorherrschende Scherspannungen lokal erhöhend zu wirken. Die unterschiedlichen Gehalte von Oxid- bzw. Sulfideinschlüssen werden durch Variationen im Sauerstoff- bzw. Schwefelgehalt erreicht. Äußerst ungünstig beeinflussen Aluminiumoxideinschlüsse die Lebensdauer, während Sulfide sich auch hier eher positiv auswirken. Wird z.B. durch ein Elektroschlackeuumschmelzverfahren die Anzahl der Oxide stark reduziert, dann verdoppelt sich die Zyklenanzahl bis zum Ausfall. Selbst in diesem Fall bewirkt eine Erhöhung des Schwefelgehalts sogar eine weitere Anhebung der Lebensdauer, da wiederum die Sulfide die restlichen, spitzen und harten Oxide umhüllen.

An mehreren unlegierten perlitischen Stählen mit unterschiedlichen Kohlenstoff und Schwefelgehalten zeigen Beynon et al. (1996) am Beispiel eines Wälzkontaktes zwischen Zylinder und Ebene, dass gelängte MnS zusammen mit ausgerichteten Korngrenzen den Rissfortschritt begünstigen können. Bei manchen Proben konnte sogar der Eindruck gewonnen werden, dass ab Flächenpressungen von 1,8 GPa und der Abwesenheit von Oxiden gestreckte MnS sogar Risse unterhalb der Oberfläche im Bereich der Scherzone verursachen können. Weiterhin verlaufen alle Risse in der Zylindermantelfläche schräg zur Tangente der Wälzkontaktfläche und münden immer in

ein gestrecktes MnS, während dies an der planen Kontaktfläche nicht auftrat. Somit reagiert die gekrümmte Wälzkontaktfläche über eine schnelle Rissbildung und einem raschen Rissausbreiten empfindlicher als die Ebene auf die Anwesenheit gelängter MnS, wenn diese schräg zur Oberflächentangente verlaufen. Das Risswachstum in der ebenen Wälzkontaktfläche wird mit dem zusätzlichen Eindringen von Schmiermittel unter hohem hydrostatischem Druck in den Riss erklärt, während MnS als Ursache für den Rissfortschritt in der gekrümmten Fläche genannt werden.

An geradzahnten und einsatzgehärteten Stirnrädern aus 16MnCr5 werden in den Arbeiten der Forschungsvereinigung Antriebstechnik (1988) die Einflüsse unterschiedlicher Schwefelgehalte und Sulfidformen auf die Zahnfußtragfähigkeit, Zahnfußdauerfestigkeit und Grübchentragfähigkeit analysiert. Die durch den Walzprozess des Rohmaterials gelangten MnS verlaufen parallel zur Zahnradachse und zur Zahnflanke (Bild 2.9 a und b).

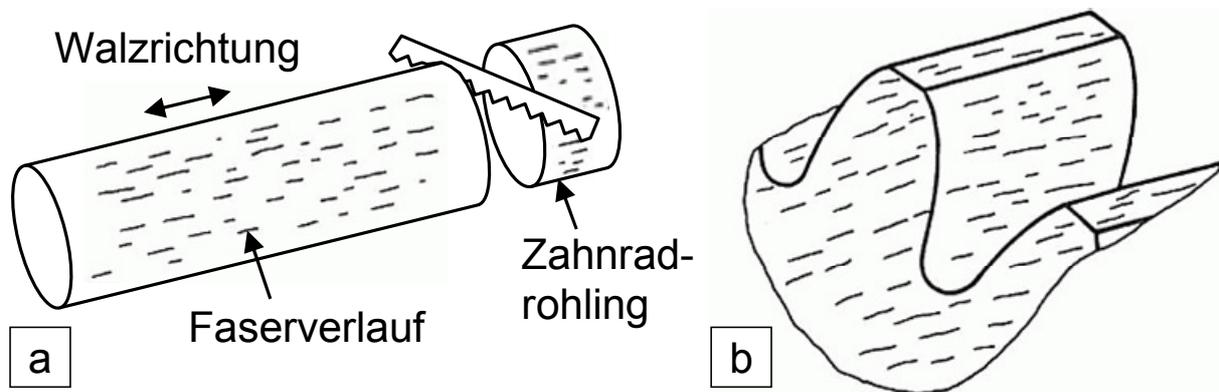


Bild 2.9: Lage der gestreckten MnS im gewalzten Rohmaterial des 16MnCr5 (a) und im fertig zerspannten Zahnrad (b). Nach Forschungsvereinigung Antriebstechnik (1988).

Eine leichte Abnahme der Zahnfußdauerfestigkeit wurde ab einem Schwefelgehalt von 0,03 %(m) gefunden. Es tritt jedoch keine weitere Erhöhung der Zahnfußdauerfestigkeit auf, wenn der Schwefelgehalt stark reduziert wird. Liegen globulare Sulfide vor, dann ist bis 0,05 %(m) Schwefelgehalt keine Beeinflussung der Zahnfußdauerfestigkeit festzustellen. Die statische Zahnfußfestigkeit reagiert wie die dynamische erst ab Schwefelgehalten von über 0,03 %(m) mit einer Abnahme, die jedoch im Vergleich zur Zahnfußdauerfestigkeit deutlich stärker ausfällt. Globulare Sulfide bewirken hier ebenfalls eine leichte Verringerung erst ab Schwefelgehalten von über 0,05 %(m). Auch beeinflussen weder der Schwefelgehalt noch die Sulfidform die Grübchentragfähigkeit. Sogar eine Entschwefelung des Stahls auf unter einen Schwefelgehalt von 0,002 %(m) bringt hier keine signifikante Erhöhung der Grübchentragfähigkeit. Verursacht durch die von einer Gleitung überlagerte Wälzbewegung, werden in einer Tiefe von 140 μm unter der Zahnflanke bzw. Wälzkontaktfläche mit dem Lichtmikroskop an oxidischen Einschlüssen so genannte White Etching Areas entdeckt. Da deren Form

Schmetterlingsflügeln ähnelt, werden sie auch als Butterflies bezeichnet und können als ein Indiz für eine kurzzeitig sehr starke Beanspruchung betrachtet werden. Jedoch verursachen nicht nur Oxide, sondern auch globulare Sulfide die Bildung von Butterflies, während dies an gestreckten MnS nicht beobachtet wird.

Bader (2002) erklärt den Start von freisichtig erkennbaren Rissen in Wälzlagerstählen beim Wälzkontakt zwischen einer Kugel und ihrer entsprechend gekrümmten Laufbahn durch das Auftreten einer anderen Ausprägung der White Etching Areas, die steil oder flach zur Wälzkontaktfläche ausgerichtet sein können. Aufgrund ihrer unterschiedlichen Entstehungsgeschichte muss jedoch zwischen weißen Bändern und Butterflies differenziert werden. Hiraoka et al. (2006) finden die Orientierung der Butterflies beim Wälzkontakt zwischen zwei Zylindern in einem Winkel von 45° zur Tangente der Wälzkontaktfläche. An der Wälzpaarung Zylinder mit Ebene ergibt sich bei Melander (1998) auf der Basis von Spannungsberechnungen mit Hilfe der FEM ein Orientierungswinkel der Risse von ebenfalls 45° zur Wälzkontaktfläche. Dagegen werden MnS als Riss auslösender Faktor im Vergleich zu den weißen Bändern eher harmlos eingestuft. Die Arbeiten von Ochi et al. (1999) weisen an einem 100Cr6 und der Wälzpaarung zwischen zylindrischer Rolle und Rundstab nach, dass weiße Bänder hauptsächlich unter einem Winkel von 30° und in einer Tiefe von 0,25 mm, was in etwa dem Scherspannungsmaximum entspricht, auftreten. Es kann angenommen werden, dass MnS, die eine ähnliche Winkelorientierung zur Oberfläche wie die weißen Bänder aufweisen, bereits gebildete Risse weiter in die Tiefe oder zur Oberfläche leiten und somit zum Risswachstum beitragen können.

Beim Abrollen von Kugeln in entsprechenden Kugellaufbahnen wird eine Abhängigkeit der Grübchenanzahl von der Faserverlaufslage zur Belastungsrichtung festgestellt. In Bereichen mit senkrecht austretenden Fasern verursachen MnS eine Erhöhung der Grübchenanzahl. Dieses Verhalten wird jedoch nicht im Wälzkontakt bei Zahnrädern beobachtet. Dort haben eher harte oxidische Einschlüsse einen maßgeblichen Einfluss auf die Bildung von Rissen, die bei laufender Belastung später zur Grübchenbildung beitragen.

2.3.5 Härterisse

MnS ziehen sich beim Abkühlen, bedingt durch den im Vergleich zu Martensit mehr als doppelt so großen thermischen Ausdehnungskoeffizienten auch mehr als doppelt so stark wie die umgebende martensitische Stahlmatrix zusammen. Daher prüfen Temmel et al. (2007 a), ob MnS eine Auswirkung auf Härterisse haben. Dazu wird ein 50CrMo4 mit einem Schwefelgehalt von 0,005 %(m) mit einem Schwefelgehalt von 0,04 %(m) verglichen. Aufgrund des Warmwalzprozesses weist der Stahl mit dem höheren Schwefelgehalt bis zu 150 μm lange, in Walzrichtung gestreckte MnS mit 2 bis 3 μm Durchmesser auf. Die Faserorientierung verläuft damit parallel zur Probenlängsachse und somit in Walzrichtung. Eine Austenitisierung bei 850°C , ein Abschre-

cken im Salzbad bei 180 °C und ein abschließendes Anlassen bei 425 °C erzeugen bei beiden Stählen eine Härte von 450 HV. Während im Stahl mit dem geringeren Schwefelgehalt keine Härterisse zu finden sind, kann bei höherem Schwefelgehalt nachgewiesen werden, dass jeder Härteriss von einem MnS aus startet. Die Orientierung der interkristallin verlaufenden Härterisse verläuft dabei in Richtung der MnS, wobei Risslängen bis zu 2 mm auftreten. Aufgrund von thermisch bedingten und starken lokalen Zugspannungsüberhöhungen an den MnS, erscheint es sehr wahrscheinlich, dass sich MnS an der Härterissbildung mit beteiligen.

2.3.6 Brucharten und Bruchentstehung

Vlak et al. (1958) berichten, dass Eisensulfide im Stahl unerwünscht sind, da sie zur Rotbrüchigkeit des Stahls beim Warmumformen führen. Dies wird mit der Bildung eines Eisensulfidfilms zwischen den Austenitkörnern bei Warmumformung des Stahls erklärt. Bargel und Schulze (2008) unterscheiden zusätzlich zwischen Rotbruch und Heißbruch. Rotbruch tritt im Temperaturbereich zwischen 800 °C und 1000 °C auf. Bei diesen Bedingungen sind die Eisensulfide noch schwer verformbar und erzeugen einen Bruch an der Korngrenze. Über 1200 °C wird von einem Heißbruch gesprochen. Die Eisensulfide liegen dann als flüssiger Film zwischen den Körnern vor, was den Zusammenhalt der Körner schwächt. Im Übergangsbereich zwischen 1000 °C und 1200 °C ist Rotbruch eher selten, da sich Eisensulfid im γ -Mischkristall löst und somit nicht mehr als Korngrenzen schädigende Substanz vorliegt. Um diese Problematik zu vermeiden, wird dem Stahl Mangan zugegeben, wodurch die Eisensulfidbildung durch die Entstehung von MnS unterdrückt wird. Stachura (1995) weist beispielsweise an einem 36CrNiMo4 mit einem Schwefelgehalt von 0,006 % (m) nach, dass die Zugabe von 0,65 % (m) Mangan zur vollständigen Unterdrückung der Eisensulfide führt. Auch eine Begrenzung des maximalen Schwefelgehaltes im Stahl hilft bei der Vermeidung von Eisensulfid.

Nach Kiessling und Lange (1978) initiieren Risse bei entsprechender Belastung häufig an nichtmetallischen Ausscheidungen und können sich dort durch Bildung von Hohlräumen weiter ausbreiten. Kiessling und Lange (1978) beschreiben, dass sich Hohlräume an MnS bei einer wachsenden Dehnung des Werkstoffs bilden und anschließend vereinigen können. Hosseini et al. (2007) bestimmen die für das Ablösen eines gestreckten MnS von der Stahlmatrix erforderlichen Spannungen in einem vergüteten 42CrMo4 mit 1700 MPa Zugfestigkeit. Bei quer zur Belastungsrichtung liegenden gestreckten MnS ist eine Spannung von 402 MPa erforderlich, um eine Ablösung des Einschlusses von der Stahlmatrix zu bewirken. Sind die gestreckten MnS hingegen längs zur Belastungsrichtung orientiert, dann wird keine Trennung von der Stahlmatrix beobachtet, sondern das MnS bricht bei einer Zugspannung von 1631 MPa auseinander.

Namiki und Isokawa (1984) nennen MnS mit als Ursache für die Bruchwabenbildung bei duktilen Brüchen. Bargel und Schulze (2008) weisen darauf hin, dass bei zähen Stählen unter Zugbelastung bis zur Werkstofftrennung eine Wabenstruktur auf der Bruchfläche entsteht. Sie wird durch die lokale Verformung der das MnS umhüllenden Stahlmatrix verursacht. Da MnS nicht stark an die umgebende Stahlmatrix anhaften, wird durch eine ausreichend hohe Zugspannung das MnS von der Stahlmatrix abgelöst und es entsteht ein Hohlraum. Die dazu erforderliche Spannung ist dabei umso kleiner, je größer das MnS ist. Sabirov und Kolednik (2005) zeigen, dass sich in einem St37 die erforderliche Ablösespannung des MnS von der Stahlmatrix halbiert, wenn sich die Größe des MnS verdoppelt. Dieses umgekehrt proportionale Verhältnis bedeutet, dass bei sehr kleinen Partikeldimensionen die Ablösespannung von der Stahlmatrix stark ansteigt. Unterhalb einer Größe von etwa 25 nm scheinen sich MnS, unabhängig von der Spannung, nicht mehr von der Stahlmatrix zu trennen. Maloney und Isokawa (1984) finden als kleinste, zur Hohlraumbildung beitragende Mangansulfidabmessung 750 nm. Nach der Hohlraumbildung schließt sich nach der inneren Einschnürungsphase der Stahlmatrix die Hohlraumaufweitung an. Werden die Verbindungen zwischen den einzelnen Hohlräumen zu schmal, scheren sie ab. Es entsteht der charakteristische Wabenbruch, wobei am Grund der Bruchwaben sehr häufig MnS zu finden sind. Nach Bargel und Schulze (2008) orientiert sich die Größe der jeweiligen Bruchwabe an der Größe des verursachenden MnS. Sabirov und Kolednik (2005) geben bei gelängten MnS an, dass die Länge der Bruchwabe vergleichbar ist mit der Länge des MnS, während die Breite der Bruchwabe im Mittel 5 bis 7 mal größer ist als der Durchmesser des MnS. Liegen zwischen weit auseinander liegenden großen und gestreckten MnS auch kleinere MnS, dann können nach Bandstra et al. (2003) die gebildeten Hohlräume rascher zusammenwachsen und die Bruchzähigkeit absenken.

Mit Hilfe der Röntgencomputertomografie erfassen Everett et al. (2001) in-situ an einem in Walzrichtung auf Zug belastetem 16NiCrMo12-6 die Bildung, das Wachsen und den Zusammenschluss von Hohlräumen um MnS unterhalb der Bruchoberfläche. Dabei ergeben sich unterschiedliche Ausdehnungen der Hohlräume in bzw. quer zur Walzrichtung mit einem mittleren Verhältnis von Länge zu Breite von 3,8:1. Bouchard et al. (2008) untersuchen mit der gleichen Technologie wie Everett et al. (2001) in Zugproben die Hohlraumbildung sowohl bei verschiedenen Dehnungsraten als auch an in Belastungsrichtung und quer dazu orientierten MnS.

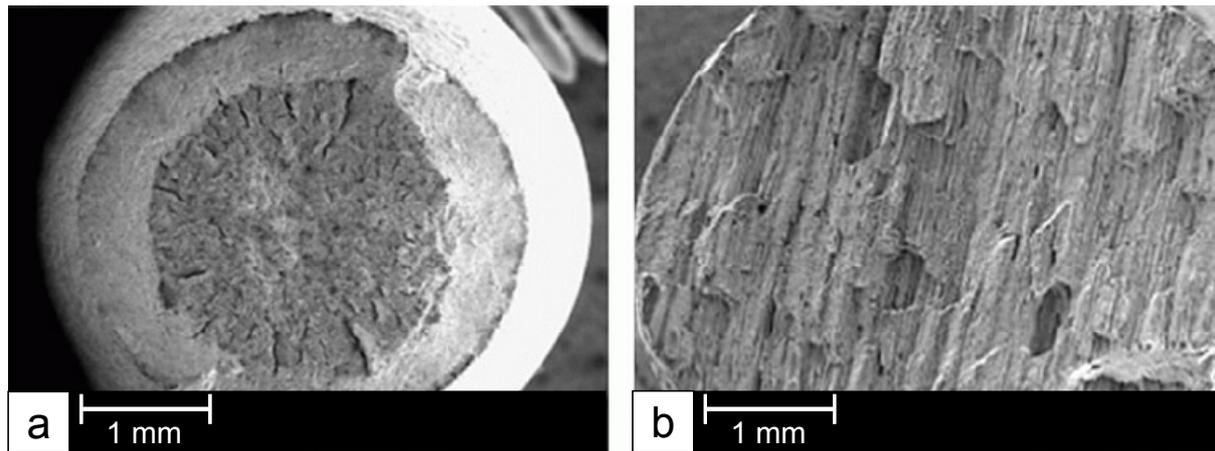


Bild 2.10: Bruchflächen von Zugproben eines manganhaltigen Stahls. Zugprobe mit längs zur Zugrichtung orientiertem Faserverlauf (a) und mit quer dazu ausgerichtetem Faserverlauf in holzfaserähnlicher Ausprägung der Bruchoberfläche (b); (a) und (b) aus Bouchard et al. (2008).

Die Proben mit quer ausgerichteten MnS zeigen bei gleicher Dehnung bereits die vierfache Hohlräumbildungsrate als bei in Walzrichtung orientierten MnS. Ebenfalls ist an quer orientierten MnS sowohl die Wachstumsrate als auch die Zusammenschlusshäufigkeit von Hohlräumen deutlich höher als bei in Belastungsrichtung gestreckten MnS.

Maloney und Isokawa (1984) weisen an einem X12NiCoCrMo 10-8-2-1 nach, dass Lanthanoxisulfide ($\text{La}_2\text{O}_2\text{S}$) bzw. Titancarbosulfide (Ti_2CS), die sich durch Zugabe von Lanthan bzw. Titan anstelle von Mangan im Stahl bilden, die Bruchzähigkeit verdoppeln. Die Bruchzähigkeitssteigerung durch Lanthanoxisulfide wird dadurch verursacht, dass diese Ausscheidungen weiter auseinander liegen als MnS. Sie lösen sich zwar in etwa bei vergleichbarer Spannung von der Matrix ab, jedoch vollzieht sich die innere Einschnürung erst bei höheren Spannungen als bei MnS. Titancarbosulfide erhöhen die Bruchzähigkeit durch ihre besonders gute Anhaftung an die Stahlmatrix, was die Hohlräumbildung erschwert. Die Werkstofftrennung findet unter Zugbelastung gleichermaßen mit dem Auseinanderbrechen der Karbosulfide statt und es kommt zur Bildung von sehr wenigen Bruchwaben. Dass Karbide allgemein durch ihr schweres Ablösen von der Stahlmatrix kaum zur Hohlräumbildung beitragen, wird durch Garrison und Wojcieszynski (2007) bestätigt. Auch Chromsulfide lösen sich nach Iorio et al. (2002) kaum von der Stahlmatrix ab und erschweren somit die Hohlräumbildung.

Liegen MnS in einer gelängten Form im Stahl vor und erfolgt die zum Bruch erforderliche Zugbelastung quer zur Faserorientierung, dann kann sich nach Berns und Theissen (2006) an der Bruchoberfläche ein, meist nur im Rasterelektronenmikroskop erkennbarer, Terrassenbruch bilden. Liegt im Stahl eine sehr hohe Dichte an gestreckten MnS vor, dann erscheint der Bruch in einer holzfaserähnlichen Ausprägung

(Bild 2.10 b), die freitäugig erkennbar ist. Die Gefahr eines solchen Bruchs ist beispielsweise beim Abkanten von Blechen, insbesondere bei Ausrichtung der Kantenlinie in Walzrichtung, groß. Dung (1989) bringt dies in Grenzformänderungsschaubildern, wie sie in der Blechumformung angewendet werden, zum Ausdruck. Bouchard et al. (2008) beschreiben das Bruchbild einer Zugprobe bei quer zur Belastungsrichtung liegenden MnS als holzfaserartig ausgeprägt, während bei einer Längsorientierung das charakteristische „Cup-Cone“ Bruchbild eines duktilen Bruchs mit signifikanter Einschnürung entsteht. Pessard et al. (2009) weisen den Bruchausgang bei Dauerfestigkeitsversuchen Clustern von MnS zu, wenn die Belastung quer zur Orientierung der gestreckten MnS anliegt. Aufgrund der geringen Anhaftung der MnS an die Stahlmatrix werden gestreckte MnS als Vorschädigung bzw. Materialtrennung in ihren Schädigungsmodellen betrachtet. Klocke et al. (2011) weisen den Ausgang von gebildeten Längsrissen beim Bundstauchversuch an einem kalt umgeformten 16MnCrS5 gestreckten MnS und deren geringe Anhaftung an die Stahlmatrix zu. Den beim zylindrischen Stauchversuch gebildeten Schubrisen konnten MnS nicht als Ursache zugeordnet werden.

Mangansulfide sind schwach an die umgebende Stahlmatrix angebunden, was bei entsprechend anliegender Last zu einer eindeutigen Trennung zwischen MnS und Stahlmatrix und einer Hohlrumbildung im Bereich des MnS führt. Beim duktilen Bruch sind MnS in den Bruchwaben auf der Bruchoberfläche anzutreffen. Bei quer zur Belastungsrichtung liegenden gestreckten MnS kommt es zum freitäugigen, holzfaserartigen Bruchbild, oft mit terrassenförmiger Ausprägung, während gelängte MnS, die sich in Zugrichtung orientieren, zu einem Cup-Cone Bruchbild führen.

2.3.7 Korrosion und Wasserstoffversprödung

Bereits Pohl (1982) und Szklarska-Smialowska und Lunarska (1981) weisen darauf hin, dass an der Oberfläche befindliche MnS bevorzugte Initiierungsorte für Lochfraß sind. An nichtrostenden Stählen finden Freimann et al. (1991) heraus, dass nichtmetallische Ausscheidungen, insbesondere MnS, Lochfraßkorrosion hervorrufen können. Als Ursache wird die Verhinderung der passivierenden Eigenschaften von Chrom durch MnS genannt. Ryan et al. (2002) nennen als Ursache eine Chromverarmungszone im Nahfeld des MnS, was diesen Bereich besonders anfällig gegenüber korrosiven Angriffen macht. Als eine Möglichkeit, diesen Effekt wieder aufzuheben, wird von Freimann et al. (1991) das Zulegieren von Titan genannt. Dies führt zur Bildung von Titankarbosulfiden, welche die passivierende Wirkung des Chroms nicht beeinträchtigen. Suter (1997) stellt weiterhin fest, dass auch in unlegierten Stählen an MnS direkt Lochfraßkorrosion einsetzen kann. Szklarska-Smialowska und Lunarska (1981) erwähnen, dass in Bezug auf die Lochfraß- und Spannungsrisskorrosion, gestreckte MnS schädlicher wirken als globulare Formen.

Wie andere Fehlstellen im Stahl sind nach Berns und Theissen (2006) und Watanabe (1988) insbesondere gelängte MnS als Wasserstofffänger bekannt. Sie vermuten, dass sich an diesen Stellen die Wasserstoffatome zu H_2 vereinigen und somit einen nicht unerheblich hohen Druck erzeugen können. Dies führt zu Anrissen in der Stahlmatrix, die letztendlich, bei Anliegen einer ausreichend hohen äußeren Last, zu einem Terrassenbruch führen. Um diese Problematik zu entschärfen, schlagen Takahashi und Iino (1996) vor, durch eine Größenreduktion der MnS auf unter $1 \mu m$ die Attraktivität des MnS für Wasserstoff abzusenken. Luu und Wu (1995) bestätigen in ihren Analysen die Wirkung der MnS als Wasserstofffallen und weisen gleichzeitig den Übergangsbereich zwischen Stahlmatrix und MnS als Transportweg für den Wasserstoff nach. Die Wasserstoffversprödung wird weiterhin durch den Mangansulfidtyp beeinflusst. Szklarska-Smialowska und Lunarska (1981) zeigen, dass in Baustählen MnS vom Typ I kaum wasserstoffinduzierte Risse aufweisen, während MnS vom Typ II hier eher schädlich wirken, was auf deren gelängte Form zurückzuführen ist. In hochfesten Stählen sind sie Ausgangsstellen für wasserstoffinduzierte Risse. Garet et al. (1998) stellen in einem 42CrMo4 fest, dass MnS als Wasserstofffallen die Diffusionsrate des Wasserstoffs im Stahl herabsetzen können. Durch die Methode der Tritiumautoradiografie gelingt Otsuka und Tanabe (2007) der Nachweis, dass sich atomarer Wasserstoff im MnS anreichert und löst, während sich im Nahfeld des MnS eine Wasserstoffverarmungszone in der Stahlmatrix bildet. Takahashi und Iino (1996) berichten, dass in Pipelinestählen MnS kleiner als $3 \mu m$ kaum noch als Wasserstofffallen wirken.

MnS können in niedriglegierten und rostbeständigen Stählen zu korrosiven Erscheinungen führen; insbesondere, wenn sie direkt an der Oberfläche des Stahls austreten. Ferner können MnS auch als Wasserstofffallen betrachtet werden.

2.3.8 Zerspanbarkeit

Die positive Wirkung des Schwefels im Stahl bzgl. der Zerspanbarkeit in Hinsicht auf die Werkzeugstandzeit und den Spanabfluss wird früh erkannt. So beschreibt Knorr (1977) den günstigen Einfluss des Schwefels auf die Schnittkraft, den Werkzeugverschleiß, die Oberflächengüte und die Spanform. An einem Automatenstahl mit einem Schwefelgehalt von 0,4 % (m) wird der verringerte Werkzeugverschleiß über die schmierende Wirkung eines Mangansulfidfilms an der Schneidenspitze erklärt. Damit lässt sich die Werkzeugstandzeit im Vergleich zum Stahl mit abgesenktem Schwefelgehalt bei konstanter Schnitt- und Vorschubgeschwindigkeit bis zu einem Faktor 10 erhöhen. Gleichzeitig werden die anfallenden Späne als sehr kurz brechend beschrieben, was zu einer verringerten Spanraumzahl führt.

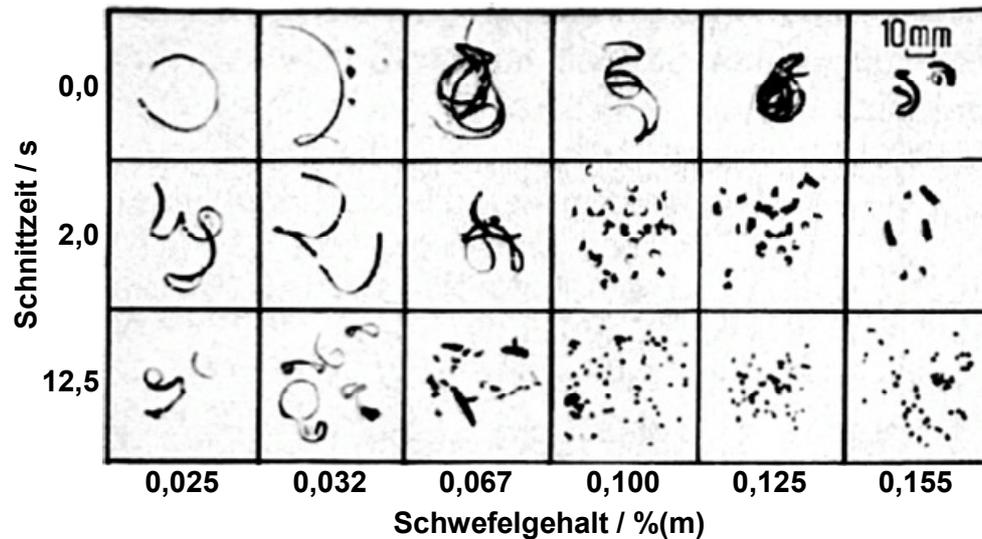


Bild 2.11: Veränderung der Spanformen in Abhängigkeit vom Schwefelgehalt eines normalgeglühten Ck45 beim Drehen. Schnittgeschwindigkeit: 300 m/min, Zerspanungswerkzeug: Hartmetall P10, Spanungsquerschnitt: 1 mm x 0,1 mm. Nach Knorr (1977).

Es wird darauf hingewiesen, dass auch die durch die Zugabe von z.B. Zirkon oder Calcium gehärteten MnS noch für eine gute Zerspanbarkeit sorgen. Holappa und Helle (1995) deuten an, dass insbesondere Calcium als Sulfid und als gelöstes Element im MnS in etwa die gleichen guten Zerspanungsergebnisse bringt. Dies wird von Daelaei et al. (2007) durch Untersuchungen an einem 50CrMo4 mit geringem Schwefelgehalt und durch Calcium globular eingeformten MnS bestätigt. Es kommt zwar zur Bildung von längeren Spänen, die jedoch weder die Zerspanbarkeit beeinträchtigen noch den Kolkverschleiß erhöhen. MnS auf der Schneidkante des Zerspanungswerkzeugs kann ferner als Diffusionssperre für Schneidwerkstoffatome wirken und verhindert damit den Abtransport von Atomen, die die Festigkeit steigern, aus dem Werkzeugwerkstoff. MnS zeigen bei Hartmetallschneidwerkstoffen die geringste positive Auswirkung bzgl. des Verschleißes, bei Keramiken und HSS hingegen können sie die Werkzeugstandzeiten beträchtlich verlängern. Matsui und Watari (2006) zeigen, dass die Mangansulfidschicht auf der Schneidkante ein sehr feinkörniges und durch die Wärmeentwicklung beim Zerspanen rekristallisiertes Gefüge aufweist. Jedoch wird dieser nahezu geschlossenen Schicht keine besonders starke Anhaftung an der Schneide zugesprochen, da die MnS dort durch die abrasive Wirkung von harten Aluminiumoxiden im Werkstückstahl rasch entfernt werden. Das günstige Verhalten von MnS auf die Zerspanbarkeit wird auch von Pospischil (1998) beschrieben. Tabelle 2.3 zeigt den Anstieg der Zerspanleistung in einem 42CrMo4 durch die Erhöhung des Schwefelgehaltes bei in etwa vergleichbarem Werkzeugverschleiß. Über die Reduzierung des Werkzeugverschleißes hinaus, weist Pospischil (1998) auf die Verringerung der abrasiven Wirkung von Aluminiumoxiden durch deren Ummantelung von MnS hin.

Tabelle 2.3: Erreichbare Schnittgeschwindigkeiten mit vergleichbarem Verschleiß beim Bohren eines 42CrMo4 mit 290 HB und unterschiedlichem Schwefelgehalt. Lochdurchmesser: 5mm, Bohrtiefe: 15mm, Vorschub: 0,15 mm/Umdr., Schnellarbeitsstahlbohrer, Pospischil (1998).

Schwefelgehalt / %(m)	Geschwindigkeit / m/min	Werkzeugumdrehung / min ⁻¹
0,03	14	890
0,08	30	1910

Durch ihre schmierende Wirkung zwischen Werkzeugoberfläche und Werkstoff, den Aufbau einer diffusionshemmenden Schutzschicht auf der Werkzeugeoberfläche und der Erzeugung kurzer Späne, weisen MnS im Stahl nach Pospischil (1998) für eine hohe Zerspanleistung eine günstige Wirkung auf.

2.4 Faserverlauf und Definitionen

Der Faserverlauf, wie in Bild 2.12 dargestellt, wird zur Betrachtung der Güte umgeformter Bauteile und Beurteilung von Massivumformverfahren herangezogen.



Bild 2.12: Beispielhafte Darstellung des Faserverlaufs (dunkle Linien) in einer bei Raumtemperatur massiv umgeformten Bundwelle aus 27MnCr5.

Mit seiner Hilfe lässt sich der Werkstofffluss nach dem Umformen ohne größeren Aufwand freisichtig verfolgen. So kann mit seiner Hilfe beispielsweise eine sich beginnende Faltenbildung rechtzeitig erkannt werden, was zur Optimierung des Umformprozesses beiträgt. Ferner ist bekannt, dass diese Struktur die mechanischen Bauteileigenschaften beeinflusst und auch zu einer Anisotropie bestimmter mechanischer Eigenschaften führt. Daher empfiehlt beispielweise Morrison (1975), die Hauptbelastungsrichtung eines Bauteils mit Hilfe der Umformung entlang des Faserverlaufs zu legen.

Eine Definition des Faserverlaufs geben Carter (1958) und Morrison (1975) in ihren Untersuchungen an. Sie beschreiben ihn als eine faserähnliche Struktur, die durch

einen Umformprozess wie das Warmwalzen gebildet wird. Da sich diese Struktur bei jeglicher Umformung verändert, jedoch von einer üblichen Wärmebehandlung nicht beeinflusst wird, vermutet Carter (1958) als Ursache dafür nichtmetallische Ausscheidungen. Golze und Schoch (1985) und Schoch und Golze (1985) definieren den Faserverlauf als zeilenförmige Struktur von Oxiden und Sulfiden, die sich parallel zur jeweiligen Hauptumformrichtung anordnet, wobei auf die Bedeutung des Faserverlaufs bezüglich der statischen und dynamischen Bauteileigenschaften hingewiesen wird. Doege und Golze (1987) schreiben die Ursache des Faserverlaufs gestreckten Sulfiden zu, da in den von ihnen analysierten Stählen der Anteil gestreckter Sulfide den der Oxide bei weitem übertrifft, und merken an, dass die Faserdichte vom Schwefelgehalt abhängt. Neben nichtmetallischen Einschlüssen werden von Wilmes et al. (1990) noch zeilenförmig angeordnete Seigerungen als Ursache für die Bildung des Faserverlaufs in Betracht gezogen. Collins (1994) stellt den Faserverlauf als die den Materialfluss kennzeichnende Struktur dar, die als Dehnung, Ausrichtung und Neuorientierung von inneren Grenzen, Zweitphasen und Einschlüssen beschrieben wird. Caillet (2007) nimmt neben den Einschlüssen noch die in Werkstoffflussrichtung liegende Kornorientierung mit in die Definition des Faserverlaufs auf. Jedoch wird darauf hingewiesen, dass diese Erklärung nur bis zur Rekristallisierungstemperatur aufrecht erhalten werden kann. Daher wird hier der Faserverlauf in Abhängigkeit vom Werkstoffverhalten definiert. Wenn jedoch die Stahlmatrix selbst, und nicht Ausscheidungen, die Dauerschwingfestigkeit beeinflussen, dann wird die Textur als Faserverlauf bezeichnet. Sollten Einschlüsse dominierend wirken, so wird die Orientierung bzw. Anordnung der Ausscheidungen zum Faserverlauf bestimmt. In Bargel und Schulze (2008) werden die Streckung der verformbaren und die Verteilung der Bruchstücke der nicht verformbaren Bestandteile in Verformungsrichtung als „Zeilen- und Fasergefüge“ bezeichnet. Hier wird auch auf die Möglichkeit hingewiesen, dadurch den Werkstofffluss nach einer Umformung sichtbar zu machen. Meyer et al. (2009) führen die zeilenartige Struktur mitverformter Sulfide und Oxide parallel zur Hauptumformrichtung als Faserverlauf an. Meyer und Müller (2010) geben an, dass diese Struktur sowohl die Zähigkeit als auch die dynamischen Festigkeitswerte bestimmt. Berns und Theissen (2006) nennen die Ausrichtung einer zweiten Phase in der Stahlmatrix wie z.B. Sulfide, Karbide oder Mikroseigerungen als Ursache für eine Anisotropie der mechanischen Eigenschaften. Dadurch kann sich insbesondere die Zähigkeit quer zur Umformrichtung verringern. Durch eine Umformung können auch Texturen entstehen, die jedoch mit entsprechenden Wärmebehandlungsverfahren wieder aus dem Gefüge entfernt werden können und somit im engeren Sinn nicht zum Faserverlauf gehören. Auch wird in den Arbeiten von Morrison (1975) nachgewiesen, dass Texturen einen geringeren Einfluss als MnS auf die Anisotropie mechanischer Eigenschaften haben. Exel und Türk (2010) beschreiben in ihrer Arbeit den Faserverlauf als die zeilenartige Anordnung von Ausscheidungen, insbesondere gestreckter MnS.

Als mögliche Ursache des Faserverlaufs werden gestreckte nichtmetallische Einschlüsse in Betracht gezogen. Aber auch Texturen, zeilenförmige Seigerungen und sonstige Zweitphasen werden als Ursache angesehen. Der Faserverlauf wird als die nach einer Umformung den Materialfluss kennzeichnende Struktur definiert, die auch Einfluss auf die mechanischen Bauteileigenschaften nehmen kann.

2.5 Analyseverfahren für Mangansulfide

Zur Bestimmung und Charakterisierung von Einschlüssen und des Faserverlaufs in Stahl werden in der Literatur etliche Verfahren beschrieben. Hier werden nun häufig angewendete Verfahren und Techniken, die in der Literatur zur Analyse von Einschlüssen beschrieben sind, betrachtet.

Zur freiäugigen Erkennung des Faserverlaufs (Bild 2.12) nach Klocke und König (2006) hat heute in der Massivumformung von Stählen eine mit geringem Präparationsaufwand verbundene Vorgehensweise eine breite Anwendung gefunden. Hier wird im ersten Schritt das Bauteil in der gewünschten Betrachtungsebene getrennt. Diese Schnittfläche wird durch einen mittelfeinen Schliff mit Schleifpapier der Korngröße 180 eingeebnet, um im Anschluss in ca. 100 °C warmer 31 %-iger Salzsäure 5-10 Minuten je nach Schwefelgehalt geätzt zu werden. Nach dem Entfernen der Ätzrückstände im letzten Schritt kann der Faserverlauf als zeilenartige Struktur freisichtig betrachtet werden. Ein vergleichbares Verfahren über die Ätzung des Stahls mit wässriger Salzsäure wird von Gawor und Paduch (2007) beschrieben.

Lichtmikroskopische Analysen von MnS in metallografischen Proben werden bereits in den Arbeiten von Sims und Dahle (1938) beschrieben. Im Laufe der Zeit hat sich diese Methode bis heute zu einem Standardverfahren entwickelt und soll hier nicht mehr betrachtet werden.

Mit einem Rasterelektronenmikroskop (REM) können die von Baker und Charles (1972 b) durch Tiefenätzung präparierten MnS sehr gut in ihrer dreidimensionalen Form und Lage erfasst werden. Auch Bruchoberflächen lassen sich aufgrund der hohen Tiefenschärfe des REM hervorragend betrachten. So kann nach Temmel et al.(2006 a) mit Hilfe von einem am REM angeschlossenen EDX, der den Bruch auslösende Einschluss gut charakterisiert werden. Auch das Verhalten von MnS während einer mechanischen Belastung kann sogar in-situ in einem modernen REM betrachtet werden. So beobachten Hosseini et al. (2007) im REM direkt die Ablösung eines MnS von der Stahlmatrix unter Zugbelastung. Ebenfalls lässt sich an einem mit einer automatisierten Bildauswertungssoftware ausgestatteten REM mit EDX die Verteilung von MnS im Stahl analysieren. Everett und Geltmacher (1999) können mit diesem Verfahren in einem 16NiCrMo12-6 zeigen, dass die Verteilung von Querschnittsflächen der MnS einer logarithmischen Normalverteilung gehorcht. Die Aussage, ob es sich bei einem Einschluss um ein MnS oder um ein CaS oder um ein MnS mit Calci-

uminhalt handelt, fällt an einem Lichtmikroskop schwerer und bedarf einiger Erfahrung. Anhand der EDX-Analyse kann beispielsweise Tomita (1994) eindeutig Einschlüsse als CaS oder MnS charakterisieren.

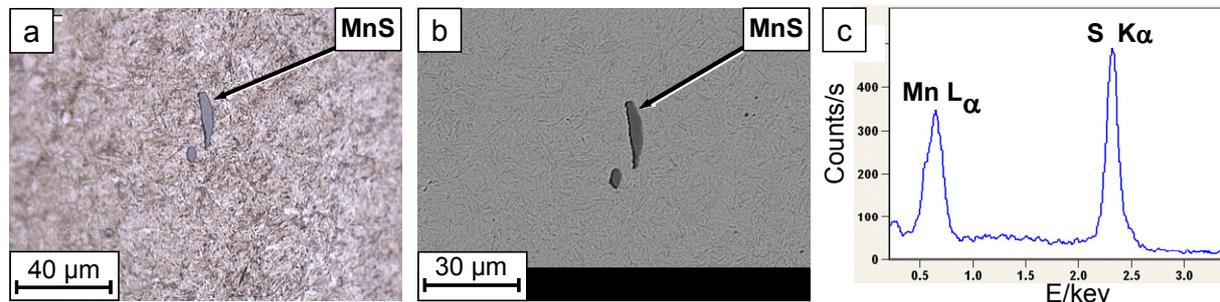


Bild 2.13: Vergleichende Darstellung eines MnS im Lichtmikroskop (a) als türkis bis hellgrauer Einschluss und im REM (b) als RückstreuelektronenBild und das zugehörige EDX-Spektrum des MnS (c) in martensitischer Matrix eines 20MnCr5 im einsatzgehärteten Bereich.

Die Transmissionselektronenmikroskopie (TEM) wird dann eingesetzt, wenn das Auflösungsvermögen eines REM nicht mehr ausreicht und bis zur atomaren Struktur eines Werkstoffs vorgedrungen werden soll. Im Gegensatz zum REM durchdringt der Elektronenstrahl in einem TEM die Probe vollkommen, weshalb für TEM Analysen nur Proben bis maximal 1 μm Dicke hergenommen werden, was wiederum den präparativen Aufwand gegenüber einem REM erhöht. Da die Primärelektronen des TEM mit dem Probenwerkstoff, wie im REM, eine Wechselwirkung eingehen, ist auch hier eine EDX Analyse möglich. Der Vorteil liegt hier im relativ kleinen Probeanalysevolumen von nur wenigen Kubikmikrometern. MnS werden in der Literatur nur in wenigen Fällen mit einem TEM analysiert. Hauptsächlich wird damit das chemische Nahfeld eines Mangansulfideinschlusses untersucht.

Röntgencomputertomografien können auch an metallischen Werkstoffen wie beispielsweise an Stählen durchgeführt werden. Sie stellen im Bereich der Industrie ein weiteres Verfahren zur zerstörungsfreien inneren Werkstoffprüfung dar. Es lässt sich damit sowohl die äußere Kontur als auch die innere Struktur von Proben gleichzeitig räumlich abbilden. Auch entfällt bei dieser Methode eine aufwändige Probenpräparation, wie in den Arbeiten der Arbeitsgemeinschaft Metallguss (2009) gezeigt wird. Bei einer Auflösung von 2 μm lassen sich damit z.B. größere Fehlstellen und Einschlüsse in ihrer räumlichen Anordnung darstellen und deren zeitliche Entwicklung im Werkstoffinneren verfolgen.

Ultraschall wird für die zerstörungsfreie Werkstoffprüfung in Stählen nach Bargel und Schulze (2008) in der Regel in einem Frequenzbereich von 0,5MHz bis 10MHz genutzt. Der Schall wird dabei über ein Kopplungsmedium wie z.B. Öl oder Wasser in die Probe gesendet, wobei häufig das Impuls-Echo Verfahren zur Anwendung kommt, um Fehlstellen aufzuspüren. Besonders empfindlich reagiert dieses Verfahren beim

Übergang von Metall in Luft; dabei reicht in der Regel schon ein Spalt von 1 nm aus, um ein signifikantes Echo zu erzeugen. Um zerstörungsfrei die Häufigkeit von MnS in Stählen ermitteln zu können, beurteilen Temmel et al. (2009) die Anwendungsmöglichkeit einer Ultraschallprüfung an einem 50CrMo4 mit unterschiedlich großen Mangansulfidausprägungen. Bei einer Frequenz von 50 MHz gelingt es, Echos an Clustern von MnS ab einer Ausdehnung von etwa 300 μm im Stahl zu erzeugen. Eine Erhöhung der Frequenz auf 80 MHz, um noch kleinere Größen feststellen zu können, bringt aufgrund des ungünstigen Signal-Rauschverhältnisses keine weiteren brauchbaren Ergebnisse. Obwohl das räumliche Auflösungsvermögen des Ultraschallgeräts ausreichend ist, lassen sich einzelne größere MnS über das Impuls-Echoverfahren nicht detektieren. Auch im Durchstrahlungsmodus wird keine Abschwächung des Schallsignals durch MnS gemessen. Der Unterschied des Schallwiderstands zwischen MnS und Stahlmatrix von immerhin 50 %, wird daher als nicht ausreichend betrachtet, um ein signifikantes Signal zu generieren. Jedoch kann gefolgert werden, dass zwischen MnS und Stahlmatrix im unbelasteten Zustand noch kein Spalt vorhanden ist, da dieser deutliche Echos erzeugt hätte. Temmel et al. (2009) stellen in Aussicht, dass Frequenzen ab 200 MHz möglicherweise MnS nachweisen könnten. Aufgrund des geringen Analysevolumens bei dieser Frequenz wird diese Methode für analytische Zwecke jedoch als nicht praxistauglich eingestuft.

Zur Beobachtung und gleichzeitigen Analyse von MnS sowohl im Schliff als auch auf Bruchflächen stellt sich die Rasterelektronenmikroskopie mit EDX als brauchbares Verfahren hervor. Die Lichtmikroskopie kann jedoch mit herangezogen werden, wenn Übersichten von beispielweise MnS Gruppen und Anordnungen erstellt werden sollen. Für Sonderfälle in der Analytik sind das TEM für chemische Nahfeldanalysen an MnS und die Röntgencomputertomografie für in-situ Beobachtungen innerhalb des Werkstoffs geeignet. Die zerstörungsfreie Beobachtung von MnS mit Hilfe der Ultraschallmethode ist noch nicht für verlässliche Beobachtungen geeignet.

2.6 Umformsimulationen für Mangansulfide

Da das Studium des Verhaltens von Ausscheidungen während einer Umformung und deren Auswirkungen auf die mechanischen Bauteileigenschaften experimentell mit teilweise erheblichem Aufwand verbunden ist, wäre es vorteilhaft, dies durch Simulationen vorhersagen zu können. Bereits Ende der 70er Jahre des zwanzigsten Jahrhunderts werden dazu erste physikalische Modellversuche über die Spannungsverhältnisse im Nahfeld von Einschlüssen von Ståhlberg (1979) durchgeführt. In einem speziellen Wachs, das sich unter Druckspannung verfärbt, gelingt die Darstellung des zweidimensionalen Spannungszustands um einen zylindrischen und starren Einschluss und der Nachweis, dass sich Hohlräume direkt neben den Ausscheidungen bilden. Weiterhin liefern die experimentell ermittelten Ergebnisse von z.B. Pickering (1958), Malkiewicz und Rudnik (1963), Rudnik (1966), Maunder und Charles (1968), Baker und

Charles (1972 a) und Vodopivec (1980) die Datenbasis, auf welche die ersten zweidimensionalen FEM-Simulationen von z.B. Gilormini und Germain (1987) aufbauen. Die gesteigerte Leistungsfähigkeit von Computern ermöglicht später die dreidimensionale FEM-Simulation und eine feinere Vernetzung, insbesondere in der Nähe der Ausscheidung.

Luo und Ståhlberg (1998) modellieren dazu die Spannungszustände an einem nicht deformierbaren, kugeligen Einschluss bei einer auf die Stahlmatrix einwirkenden Umformung. Bei senkrechter Druckbelastung führen die Fließspannungsunterschiede zwischen Einschluss und Stahlmatrix zur Bildung von Zugspannungen in horizontaler Richtung, wodurch sich Hohlräume am Einschluss bilden. Später simulieren Luo und Ståhlberg (2000) und Luo und Ståhlberg (2001) die Verformung von nichtmetallischen Ausscheidungen, insbesondere von Silikaten während eines Warmwalzprozesses. Dabei wird der von Malkiewicz und Rudnik (1963) und Murty et al. (1977) gemessene relative Plastizitätsindex $v_{Pl, rel.}$ aus Gleichung (2.2) zur Erstellung einer Fließkurve von Silikaten für die FEM-Simulation auf der Basis eines starr visko-plastischen Modells herangezogen, was die Ergebnisse von Ståhlberg (1979) bestätigt. Bei Betrachtung der Hohlraumbildung fällt außerdem auf, dass ein leicht deformierbarer Einschluss kaum zur Bildung von Hohlräumen neigt. Das Verhalten von verformbaren MnS während des Warmwalzprozesses wird von Luo und Ståhlberg (2002) mit Hilfe des selbst ermittelten relativen Plastizitätsindex simuliert. Es stellt sich heraus, dass die FEM-Simulation in der Lage ist, das Strecken der ursprünglich globularen MnS während des Warmwalzens in Walzrichtung abzubilden. Gleichzeitig wird nachgewiesen, dass leicht gelängte Einschlüsse, die schräg zur Walzrichtung orientiert sind, sich in die Walzrichtung drehen. Die in den Arbeiten von Luo und Ståhlberg (2000) und Luo und Ståhlberg (2001) gewonnenen Erkenntnisse werden in einer 3-dimensionalen Simulation von Luo (2001) verwendet, um das Verhalten von ursprünglich kugeligen MnS während der zweistufigen Warmumformung einer Getriebewelle aus 26CrNi 6-4 zu analysieren (Bild 2.14).

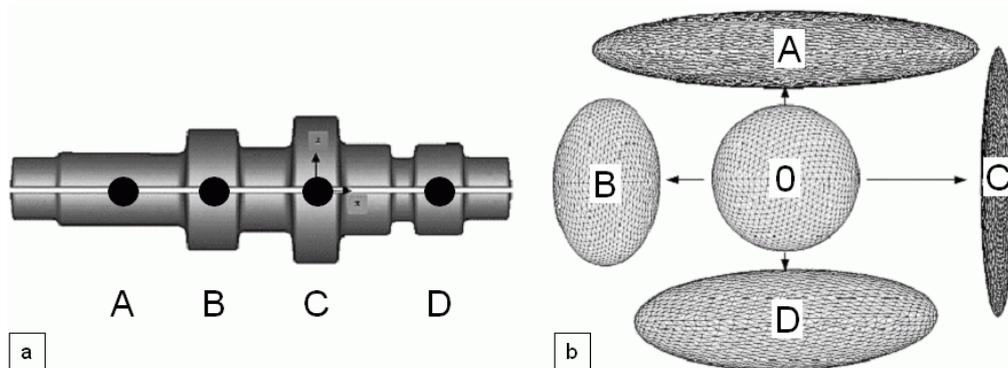


Bild 2.14: Simulation der Verformung kugeliger Mangansulfide (b) in einer Doppelbundwelle (a) durch Warmumformung senkrecht zur Wellenachse nach Luo (2001).

Die Umformung, die senkrecht zur Wellenachse verläuft, treibt in der ersten Stufe die mittig angeordneten MnS im Schaftbereich von außen nach innen, während in der zweiten Stufe ihre relative Lage kaum verändert wird. Jedoch ist eine 1,5-fache Streckung der ursprünglich globularen MnS parallel zur Wellenachse zu erkennen. Die Einschlüsse im Bereich des Wellenbundes werden nun von innen nach außen gedrängt, sowohl in der ersten als auch in der zweiten Stufe, während sie sich gleichzeitig strecken und senkrecht zur Wellenachse drehen. Sind in diesem Bereich die Einschlüsse im Ausgangszustand schon leicht in Richtung der Wellenachse gestreckt, dann werden sie in die Bundebene um 90° gedreht und in dieser Ebene weiter gelängt. Durch eine Simulation des Kaltwalzprozesses an einem rostfreien Stahl mit „LS-Dyna 2D“ vergleichen Yu et al. (2009) das Verhalten von duktilen Ausscheidungen mit nicht duktilen Einschlüssen. Dabei stellt es sich heraus, dass an den Spitzen der nicht duktilen Einschlüsse durch hohe Spannungen Risse in der Stahlmatrix entstehen, während diese an den duktilen Ausscheidungen, unabhängig von Form, Lage und Größe ausbleiben. Um auch den Einfluss von Einschlüssen auf die Bauteileigenschaften im Einsatz vorherzusagen zu können, simulieren Melander (1997) und Melander (1998) die Spannungsverhältnisse an verschiedenen Einschlüssen unter einer Wälzkontaktbelastung von 2 GPa. Eine FEM Simulation ergibt, dass in Bezug auf die Wälzkontakttermüdung gelängte MnS, die parallel zur Oberfläche verlaufen durch ihren dämpfenden Effekt bei der Rissausbreitung weniger gefährlich sind als z.B. Titanitride oder Aluminiumoxide.

Die Formänderung von MnS während einer Massivumformung lässt sich mit Hilfe von FEM Umformsimulationen abbilden, wodurch die zu erwartende veränderte Geometrie der Einschlüsse danach in etwa dargestellt werden kann. Die Feinheit der Vernetzung reicht jedoch noch nicht aus für eine Modellierung der MnS in ihrer wahren Größe im Mikrobereich. Auch sind die Parameter für MnS für die Erstellung einer Fließkurve nicht bekannt, was die Darstellung der Formänderung eines MnS im Mikrobereich während einer Massivumformung noch nicht erlaubt.

2.7 Zusammenfassende Bewertung zum Stand der Technik

Als Erkenntnisse mit gesichertem Charakter können die Untersuchungen zur Entstehung und Entwicklung der MnS, beginnend von der Stahlschmelze bis zum Warmwalzen gelten. Auch der Aufbau, die chemische Zusammensetzung und die Morphologie von MnS sind bekannt, was eine Klassifizierung dieser Einschlussart ermöglicht. Ebenfalls sind grundlegende mechanische Eigenschaften der MnS, wie beispielsweise Dichte, thermischer Ausdehnungskoeffizient oder Schmelzpunkt erforscht, wobei auch die Stärke der Anbindung von MnS an die umgebende Stahlmatrix eingehend analysiert ist. Chemisch beeinflusste Sulfide und deren Auswirkungen auf die mechanischen Bauteileigenschaften sind ebenfalls beschrieben. Das Verhalten von chemisch manipulierten und unbehandelten MnS und damit in ihren mechanischen Eigenschaften ver-

änderten MnS, wird anhand eines Umformprozesses, wie beispielsweise Walzen beschrieben. Die Auswirkungen von unterschiedlichen MnS Typen und Formen, wie beispielweise gestreckter und globularer MnS auf die mechanischen Eigenschaften sind ausgeleuchtet. Während beispielsweise Zugfestigkeit (R_m), Dehngrenze ($R_{p0,2}$) und Elastizitätsmodul bei nicht vergüteten Stählen nur gering von der Orientierung und Form der MnS beeinflusst werden, sind hingegen Bruchdehnung, Brucheinschnürung, Kerbschlagarbeit und Dauerfestigkeit signifikant davon abhängig und rufen eine Anisotropie im Stahl hervor. Die fördernde Rolle der MnS bei der Hohlraumbildung und bei der Entstehung eines duktilen Bruchs wird mit Hilfe der Röntgencomputertomografie beschrieben. Die Kenngröße Wälzkontaktfestigkeit wird einerseits von senkrecht oder schräg austretenden Fasern negativ beeinflusst, andererseits haben MnS durch die Kompensation von Spannungsüberhöhungen an spitzen Ausscheidungen dämpfende Eigenschaften und damit eine positive Auswirkung auf die dynamische Wälzkontaktfestigkeit, wenn sie parallel zur Wälzkontaktfläche verlaufen. Härterisse können von MnS ausgehen, wenn sie in ausreichender Anzahl im Stahl anwesend sind. Für die Analyse von MnS und deren Verhalten steht heute ein weites Spektrum sicherer Analysemethoden zur Verfügung. Es reicht von abbildenden Verfahren wie beispielsweise der Licht- und Elektronenmikroskopie über taktile Methoden wie die Nanoindentation bis zu Durchstrahlungstechnologien wie etwa die Röntgencomputertomografie. Bei der Zerspanung sorgen MnS für eine Erhöhung der Werkzeugstandmenge durch ihre Verschleißminderung, was in Stahlgruppen, die im Kraftfahrzeugbau Verwendung finden, genutzt wird.

Erkenntnisse mit weniger sicherem Charakter sind die Eigenschaften der MnS, wie Härte, Elastizitätsmodul oder die statischen Festigkeitskennwerte, die zwar betrachtet werden, deren Werte jedoch größere Streubreiten aufweisen. Dies wird am Beispiel des Elastizitätsmodus für MnS als Einschluss im Stahl mit 70 GPa bis 140 GPa deutlich. Die plastischen Eigenschaften von MnS in Relation zum Stahl sind von Raumtemperatur bis etwa 1200 °C anhand des relativen Plastizitätsindex nur grob anhand gewalzter Stähle ermittelt. Unsicherheiten bezüglich des Verhaltens von MnS im Stahl bei kontinuierlich steigender Temperaturbelastung ohne Umformung sind auch vorhanden. Die Ultraschallanalyse als zerstörungsfreies Prüfverfahren bedarf für ihre Verwendbarkeit als sicherer Nachweis von MnS im Stahl noch einer Weiterentwicklung. Anhand experimenteller Erkenntnisse wird mit der FEM versucht, das Umformverhalten von MnS anhand ihrer Plastizitätsindices zu simulieren. Ausgehend von globularen Einschlüssen können damit die Auswirkungen eines zweistufigen -dimensionalen Umformprozesses auf MnS in etwa simuliert werden. Weitere Unsicherheiten entstehen hier, wenn das Umformverhalten von MnS in ihren realen Dimensionen im Mikrometerbereich abgebildet werden sollen. Die Simulation der Veränderungen des Faserverlaufs durch eine Massivumformung erfolgt momentan durch die Darstellung als Linie, die dem Werkstofffluss folgt. Eine einheitliche Definition

des durch einen Umformprozess entstandenen Faserverlaufs im Stahl wird nicht gegeben. Aufgrund der zahlreichen unterschiedlichen Beschreibungen des Faserverlaufs, ist es derzeit noch unsicher und nicht klar, auf was diese Struktur im Stahl zurückzuführen ist.

Wenig bis keine Erkenntnisse liegen zum Verhalten und zur Formänderung von MnS während einer Umformung außer Walzen vor. Gleichfalls fehlen gesicherte Erkenntnisse über die Auswirkungen von durch einen Umformprozess, wie beispielsweise Stauchen veränderten MnS auf den mechanischen Eigenschaften des Stahls. Ebenfalls sind kaum Erkenntnisse zum temperaturabhängigen Verhalten der MnS Einschlüsse im Stahl während einer Umformung, außer Walzen vorhanden. Insbesondere wird die bei der Warmmassivumformung von Stahl häufig angewendete Temperatur von 1250°C in Bezug auf das Umformverhalten von MnS nicht betrachtet. Die Veränderung der mechanischen Eigenschaften von MnS, die sich durch Zugabe von chemischen Elementen in den Stahl einstellen, ist kaum oder nur lückenhaft beschrieben. Gleichfalls fehlen hier auch Beobachtungen zum Verhalten dieser chemisch manipulierten Sulfide bei einer Umformung außer Walzen. Auch stellen bislang die Untersuchungen in Bezug auf die Sulfidhärte nur Einzelbeobachtungen an den jeweiligen Stählen dar. Eine umfassende thermodynamische Betrachtung zur Sulfidhärte mit allen möglichen chemischen Elementen in Kombination mit den jeweiligen Stählen wird nicht gefunden. Für den Werkstoff MnS sind zurzeit keine Fließkurven als Basis für eine FEM Umformsimulation, die das Verhalten von MnS während einer Umformung vorhersagt, verfügbar. Ein experimenteller Nachweis für die Ursache des Faserverlaufs im Stahl, wie er üblicherweise mit für die Qualitätsbeurteilung von massiv umgeformten Bauteilen präpariert und herangezogen wird, liegt nicht vor. Ob MnS auch für Verzüge in Stahlbauteilen verantwortlich sind, wird nicht beschrieben. Die vielfältigen Untersuchungsergebnisse zu mechanischen Eigenschaften, wie sie für unlegierte, sowie Einsatz- und Vergütungsstähle vorliegen, sind für die Gruppe der ausscheidungshärtende, ferritisch-perlitische Stähle nicht in diesem Umfang vorhanden. Widersprüchliches ergibt sich aus den Betrachtungen zur Wälzkontaktfestigkeit und Grübchenbildung. Einerseits wird den senkrecht zur Wälzkontaktfläche austretenden MnS ein schädliches Potenzial in Bezug auf die erhöhte Grübchenbildung zugeschrieben, andererseits sollen sie in dieser Beziehung eine eher mildernde Wirkung aufweisen.

Daraus lassen sich folgende mögliche Potenziale für weitergehende Untersuchungen ableiten, um Wissenslücken zu füllen und Widersprüche zu lösen:

- Darlegung der Ursachen für den Faserverlauf im Stahl.
- Ermittlung des temperaturabhängigen Formänderungsverhaltens von MnS im Stahl bei einer Umformung außer Walzen.
- Bestimmung der Auswirkungen der durch einen Umformprozess veränderten MnS auf die mechanischen Eigenschaften des Stahls.
- Darstellung des Verhaltens von gestreckten MnS im Stahl bei einer kontinuierlich steigenden Temperaturbelastung.
- Ermittlung von Fließkurven für MnS und Erstellung einer FEM Umformsimulation mit einem Vergleich zum realen Umformverhalten der MnS.
- Analyse des Verhaltens von MnS in Bezug auf eine Umformung in ausscheidungshärtenden, ferritisch-perlitischen und weiteren Stählen.
- Messung der Härte und der mechanischen Eigenschaften an durch Zugabe von chemischen Elementen veränderten MnS.
- Beitrag zur Lösung des Widerspruchs bezüglich der Wirkung von MnS auf die Bildung von Grübchen im Wälzkontakt.
- Simulation des Verhaltens eines MnS während einer Massivumformung, wie beispielsweise Stauchen in Walzrichtung.

3 Zielsetzung und Vorgehensweise

Aus der Bewertung des Standes der Technik ergeben sich Untersuchungsmöglichkeiten, die einerseits dabei helfen sollen, festgestellte Wissenslücken zu schließen, den momentanen Kenntnisstand zu erweitern, und bestehende Widersprüche zu lösen. Um diesen Bedarf zu befriedigen, werden in dieser Arbeit die folgenden Ziele und Vorgehensweisen angestrebt:

Da der Faserverlauf für die Untersuchungen und Ergebnisse dieser Arbeit in Bezug auf die mechanischen Stahleigenschaften und die Umformung eine essentielle Rolle spielt, werden im ersten Schritt die Ursachen für diese Struktur geklärt. Dies erscheint umso dringlicher, da bislang dieser Sachverhalt nicht eingehend geklärt ist und keine endgültige, befriedigende Definition dieser Struktur vorliegt. Erst wenn dargelegt werden kann, was im Stahl für den Faserverlauf verantwortlich ist, können die Ursachen eingehend weiter analysiert werden, um eine Aussage über ihr Verhalten bei einer Umformung und ihre Auswirkungen auf mechanische Eigenschaften des Stahls treffen zu können. Ein erstes Ziel dieser Arbeit soll daher der experimentelle Nachweis der Herkunft des Faserverlaufs in heute eingesetzten Stählen sein. Aufgrund der bislang mehrfach vertretenen Vermutung, dass gestreckte MnS als Einschluss im Stahl für den Faserverlauf verantwortlich sind, wird diese Hypothese mit Hilfe nasschemischer Ätzmethoden und der Rasterelektronenmikroskopie an Stahlbeispielen geprüft.

Ferner spielt der Faserverlauf im Stahl neben anderen Faktoren zur Bewertung eines Umformergebnisses eine zentrale Bedeutung. Daher erscheint es sinnvoll zu untersuchen, wie sich diese Struktur und insbesondere deren Ursachen während und nach einer Massivumformung verhalten und wie sich diese auf die mechanischen Eigenschaften des Stahls auswirken. Damit lassen sich unter Umständen für eine spätere Bauteilauslegung Ansätze für die Umformtechnik finden, die zu einem belastungsgerechten Design führen. Da Ausscheidungen, wie beispielsweise gestreckte MnS Auffälligkeiten zeigen, dass sie für den Faserverlauf verantwortlich sein könnten, wird das Verhalten und die Auswirkungen dieser Ausscheidungen bei einer Massivumformung des Stahls vertieft betrachtet. Daher stellt die Beschreibung des Verhaltens gestreckter und globularer Sulfide im Stahl während einer Massivumformung einen weiteren zentralen Untersuchungspunkt dar.

Das Massivumformverfahren des Walzens und dessen Auswirkungen auf Einschlüsse sind intensiv betrachtet. Bei anderen Verfahren ist dieser hohe Untersuchungsgrad nicht nachzuweisen, daher wird hier das Verhalten von Ausscheidungen, wie beispielsweise MnS während eines zylindrischen Stauchens in Walzrichtung mit Hilfe der Rasterelektronenmikroskopie an entsprechend präparierten Längsschliffen analysiert. Ferner soll betrachtet werden, wie sich diese Ausscheidungen im Stahl während des Stauchens sowohl bei Raumtemperatur als auch bei einer Warmumformtemperatur

von 1250° C verhalten. Um das Stauchen möglichst realitätsnah abzubilden, werden die Proben bei 1250° C auf einer mechanischen Presse und bei Raumtemperatur auf einer hydraulischen Presse umgeformt. Insbesondere sollen dabei die MnS im Kern der jeweiligen Stauchprobe betrachtet werden, da dort der höchste lokale Umformgrad im Stahl und damit eine maximale Veränderung der Form der MnS zu erwarten ist. Das Bekanntwerden dieser Eigenschaften kann dafür hilfreich sein, wenn die umformtechnisch relevanten Kennwerte für MnS, wie beispielsweise die Fließkurve, für eine FEM-Simulation einer Umformung benötigt werden. Auch können diese Erkenntnisse mit dabei helfen, das Schädigungspotenzial für den Stahl von durch eine Massivumformung veränderten MnS abzuschätzen. Da sich insbesondere flache und spitze Einschlüsse bei entsprechender Bauteilbelastung durch ihre Kerbwirkung als schädlich erweisen, erscheint eine Vorhersage über die Form und Orientierung von MnS nach einer Umformung sinnvoll.

Um sicherzustellen, dass die zu erwartenden Veränderungen an den MnS insbesondere von der Massivumformung des Stahls stammen, wird zusätzlich betrachtet, wie sich diese Einschlüsse unter thermischer Belastung verhalten. Dies soll beim Abschätzen helfen, wie stark der Einfluss des Stahls auf das Verhalten in Bezug auf die Formänderung der MnS, insbesondere beim Warmmassivumformen ist oder ob rein thermisch bedingte Faktoren auch mit einem signifikanten Einfluss haben.

In Bezug auf den Stahl sind die Veränderungen an der Gestalt von MnS beim Walzen eines 16MnCr5 eingehend beschrieben. Um diese Erkenntnisse zu erweitern, soll das Verhalten der MnS beim Stauchen eines 16MnCr5 in Walzrichtung und eines 20MnCr5 in Querrichtung betrachtet werden. Damit die Veränderung der MnS auch mit dem Verhalten in anderen Stählen vergleichbar ist, wird ebenfalls der ausscheidungshärtende ferritisch-perlitische Stahl 30MnVS6 und zusätzlich ein 100Cr6 betrachtet. Ausscheidungshärtende ferritisch-perlitische Stähle werden heutzutage, aufgrund der einfachen Integrierung ihrer Wärmebehandlung in den Warmmassivumformprozess und ihres günstigen Verhältnisses von Festigkeit zu Zähigkeit, bevorzugt in der Massivumformung eingesetzt. Daher erscheint eine Betrachtung dieses Stahls ebenfalls sinnvoll. Da der 100Cr6 sowohl in einer isotropen Qualität (IQ) als auch in einer konventionellen Güte mit gestreckten MnS eingesetzt wird, liegt es nahe, diese beiden Stähle mit in die Untersuchungen einzubeziehen.

Analysen zu den Auswirkungen gestreckter MnS auf die mechanischen Eigenschaften des gewalzten Stahls, wie beispielsweise die Kerbschlagarbeit sind an wenigen Stählen, wie beispielsweise von 10Mn4, erforscht. Untersuchungen zur Kerbschlagarbeit an den oben aufgeführten Stählen sind nicht anzutreffen. Daher soll sowohl an gewalzten als auch an gestauchten Proben der oben genannten Stähle die Kerbschlagarbeit bestimmt werden. Da gestreckte MnS zu einer Anisotropie der Kerbschlagarbeit führen können, soll hier ferner geprüft werden, wie sich diese Anisotropie in Bezug auf

die Massivumformung, wie beispielsweise das Stauchen verhält. Aus diesem Grund wird die Kerbschlagarbeit von sowohl längs als auch quer zur Walz- und Stauchrichtung entnommenen Proben gemessen und miteinander verglichen. Damit soll ein Beitrag für eine bessere Abschätzung des mechanischen Verhaltens des Stahls nach einer Massivumformung geleistet werden. Eine Analyse der Bruchflächen der Kerbschlagproben soll klären helfen, in wieweit die durch das Stauchen veränderte Form der MnS, weitere Einschlüsse und sonstige Faktoren im Stahl die Kerbschlagarbeit beeinflussen. Ein weiterer Grund für die Messung der Kerbschlagarbeit ist, dass die Zähigkeit des Stahls, neben der Zugfestigkeit und weiteren wichtigen mechanischen Kennwerten bei vielen Bauteilen eine bedeutende Rolle spielt. Ferner reagiert dieser Kennwert sehr empfindlich auf die Form und Orientierung sulfidischer Einschlüsse. Damit lassen sich auch bei kleinen Veränderungen der Form und Orientierung der MnS im Stahl deren Auswirkungen auf die Kerbschlagarbeit gut nachweisen. Weiter sind die Präparation von Kerbschlagproben und die Durchführung des Kerbschlagversuchs weniger aufwändig, als das Prüfverfahren für beispielsweise die Dauerfestigkeit.

Eine Modellierung und Betrachtung abgeflachter Einschlüsse soll am Beispiel eines massivumgeformten Bauteils, wie es bei der Dieselkraftstoffeinspritzung zum Einsatz kommt, veranschaulichen helfen, welches Schädigungspotenzial diese Form der Ausscheidungen haben kann. Ferner soll hier auch ein Weg aufgezeigt werden, wie deren Morphologie und Lage durch die Umformung beeinflusst werden können, um die schädliche Wirkung zu reduzieren. Ein Versuch zur Wälzfestigkeit soll ferner einen Beitrag zur Klärung des Einflusses von MnS auf die Grübchenbildung beim Wälzkontakt leisten. Die Erstellung einer Fließkurve für das MnS soll bei einer FEM Simulation helfen, die Formänderung von MnS während einer Umformung zu berechnen.

Das Erkunden des Verhaltens von nichtmetallischen Einschlüssen im Stahl (MnS) während der Umformung und das Betrachten von deren Auswirkungen auf die mechanischen Eigenschaften des Stahls, soll als Beitrag für eine Brücke zwischen der Umformung und den mechanischen Bauteileigenschaften dienen (Bild 3.1).

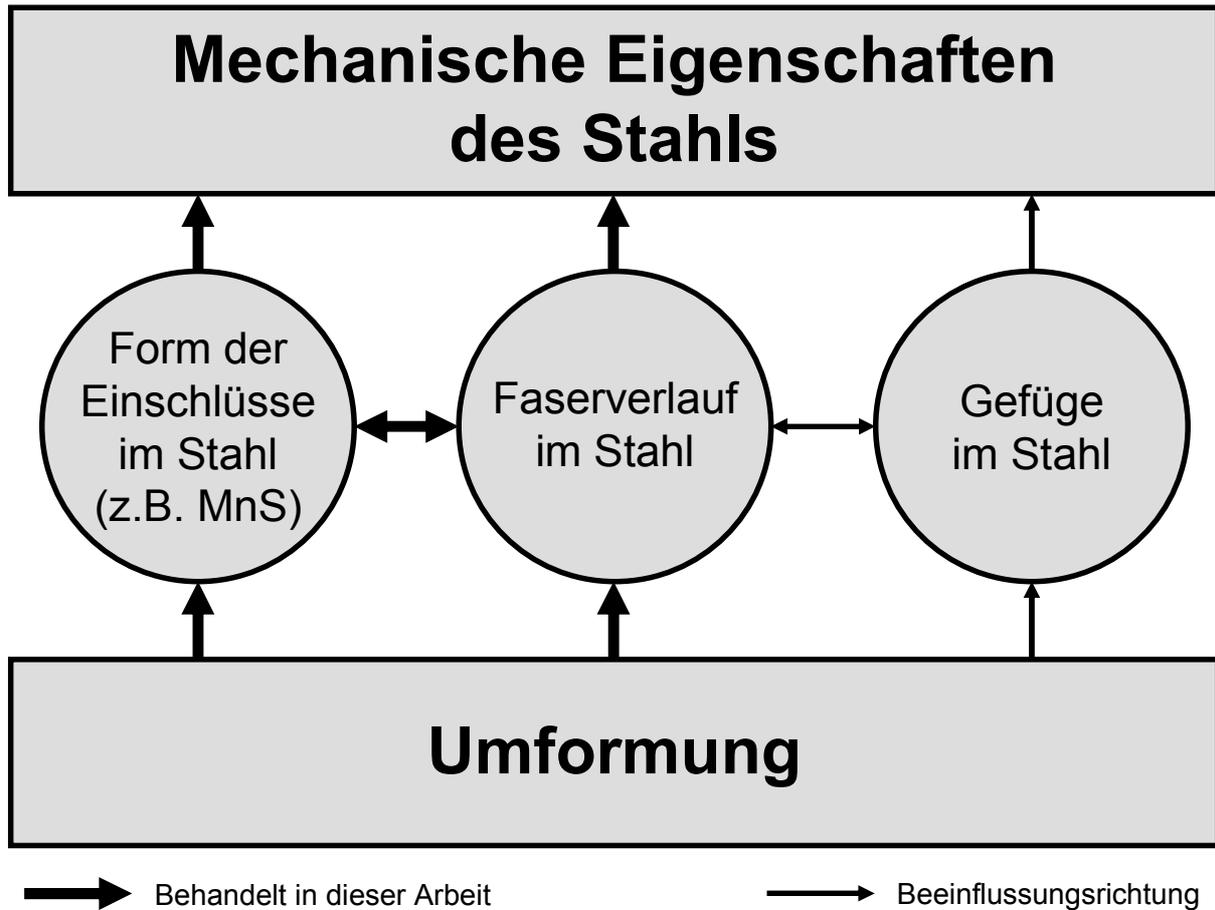


Bild 3.1: Schematischer Auszug der möglichen Zusammenhänge zwischen der Form der Einschlüsse im Stahl, seinem Faserverlauf, den mechanischen Eigenschaften des Stahls und der Bedeutung der Umformung für diese Punkte .

4 Werkstoffe und Versuchsmethoden

Im Folgenden werden nun die eingesetzten Werkstoffe, Probenherstellung, Umformversuche und Prüfverfahren beschrieben.

4.1 Werkstoffe

Fünf unterschiedliche Stähle werden, wie in Tabelle 4.1 und Tabelle 4.2 beschrieben, zur Untersuchung herangezogen.

Tabelle 4.1: Chemische Zusammensetzung der analysierten Stähle in %(m).

	C	Si	Mn	Cr	S	V	Mo	P	Ca
30MnVS6	0,27	0,54	1,24	0,07	0,037	0,080	0,01	0,009	<0,0001
16MnCr5	0,17	0,21	1,15	0,96	0,023	0,010	0,06	0,012	<0,0001
20MnCr5	0,19	0,22	1,30	1,24	0,073	0,011	0,06	0,010	<0,0010
100Cr6 IQ	0,94	0,29	0,28	1,54	0,001	0,004	0,03	0,006	0,0013
100Cr6	0,97	0,29	0,37	1,42	0,006	--	0,03	0,011	<0,0001

Als Vertreter für die Gruppe der Einsatzstähle werden der 16MnCr5 und der 20MnCr5 ausgewählt. Für die ausscheidungshärtenden ferritisch perlitischen Stähle kommt ein 30MnVS6 in Betracht. Die niedriglegierten Stähle werden mit einem 100Cr6 und einem 100Cr6 Stahl in isotroper Qualität (IQ) abgedeckt. Deren chemische Zusammensetzungen sind in Tabelle 4.1 aufgeführt, während Tabelle 4.2 die Ausgangszustände und weitere Eigenschaften beschreibt. Dabei ist der Walzgrad W das Verhältnis zwischen der rechteckigen Querschnittsfläche der Stranggussbramme und der endgültigen Querschnittsfläche des rund gewalzten Rohmaterials.

Tabelle 4.2: Ausgangszustände und weitere Eigenschaften der analysierten Stähle.

	Gussart	Ausgangsmaße/ mm x mm	Walzgrad W	Walz- temperatur	Ø/ mm	Härte/ HB	Gefüge
30MnVS6	Strangguss	178 x 178	17,5	warm	48	201	FP
16MnCr5	Strangguss	265 x 265	38,8	warm	48	203	FP
20MnCr5	Strangguss	240 x 240	17,4	warm	65	201	FP
100Cr6 IQ	Blockguss	494 x 494	396,0	warm	28	190	AC
100Cr6	Strangguss	240 x 240	76,0	warm	31	239	AC

4.2 Probenpräparation

Die Anfertigung polierter Schriffe beginnt mit dem Zerteilen der Proben auf der Nass-trennmaschine Brillant 265 der Firma ATM mit Trennblättern der Firma Rhodius 400 x 3,5 mm. Zur weiteren Präparation wird die Probe mit der Warmeinbettpresse ProntoPress der Firma Struers in das elektrisch leitfähige Warmeinbettmittel Polyfast

der Firma Struers eingebettet. Die eingebetteten Proben werden für das Polieren mit feiner werdendem Schleifpapier der Körnungen 180, 400 und 1200 auf der Nassschleifmaschine Saphir 360 der Firma ATM vorbereitet. Das Polieren erfolgt mit Diamantsuspension der Körnung $0,3\ \mu\text{m}$ auf der Poliermaschine Phoenix 4000 der Firma Buehler. Die Gefügeanalysen erfolgen lichtmikroskopisch an mit Nital, d.h. 3 % (Vol.) Salpetersäure und 97 % (Vol.) Ethanol, geätzten Schliffen.

Zur Präparation des makroskopischen Faserverlaufs (Bild 1.1) wird der Probekörper nass getrennt, anschließend mit Sandpapier der Körnung 180 nass geschliffen und für 10 Minuten in HCl (31 % (Vol.)) bei $110\ ^\circ\text{C}$ geätzt. Das Spülen mit Wasser beendet die Ätzung, die abschließende Reinigung erfolgt mit Ethanol. Die chemische Reaktion von MnS in sauren Chloridlösungen wird von Suter (1997) mit Hilfe der Reaktionsgleichung (4.1) beschrieben:



Während der Ätzung werden MnS zuerst von der Salzsäure chemisch aufgelöst, während die umgebende Stahlmatrix langsamer abgetragen wird. Nach der von Suter (1997) aufgestellten Reaktionsgleichung (4.1) bildet sich Schwefelwasserstoff, der eine katalytische Wirkung auf die Mangansulfidauflösung hat und somit die Auflösung des MnS noch beschleunigt. Diese Methode wird als Faserverlaufsätzung bezeichnet, da nach dieser Prozedur der Faserverlauf freiäugig erkennbar ist.

Um MnS und andere nichtmetallische Einschlüsse in ihrer dreidimensionalen Form im Rasterelektronenmikroskop gut betrachten zu können, sind Tiefätzmethoden erforderlich. Hier handelt es sich um einen nasschemischen Ätzprozess, durch den der Ferrit in der Stahlmatrix selektiv bis zur gewünschten Tiefe aufgelöst wird, ohne die Ausscheidungen anzugreifen. Die gewünschte Schnittebene wird als polierter Schliff präpariert und anschließend bei Raumtemperatur auf die erforderliche Tiefe im flüssigen Ätzmedium geätzt. Damit die entstehenden Ätzprodukte nach unten abfallen können und nicht auf der Fläche verbleiben, wird die Probe mit der zu analysierenden Fläche, wie in Bild 4.1 dargestellt, stehend im Gefäß positioniert,.

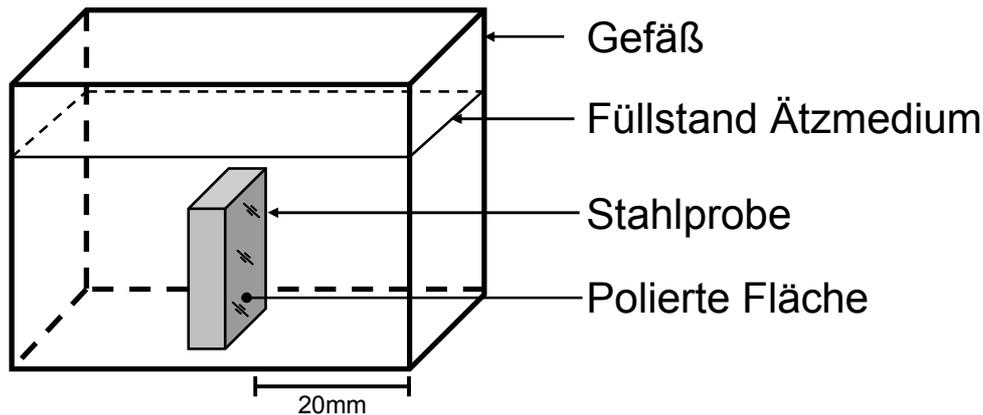


Bild 4.1: Schematische Anordnung der Stahlprobe im Ätzmedium zum Tiefätzen im Gefäß.

Die Tiefätzmethode, welche zu einer brauchbaren Darstellung von Ausscheidungen im Stahl führt, wird von Pohl et al. (1975) und Pohl und Burchard (1977) beschrieben. Hier wird für die Freilegung von Sulfiden und weiteren nichtmetallischen Einschlüssen in ferritisch-perlitischen Stählen eine Lösung von 5 ml Brom in 95 ml Methanol empfohlen. Die Ätzdauer beträgt aufgrund der Ätzrate von $2 \mu\text{m}/\text{min}$ bei Raumtemperatur und der gewünschten Äztiefe von 4 bis $5 \mu\text{m}$ etwa 2-3 Minuten. Die Ätzrückstände werden durch einen Spülprozess mit Ethanol entfernt und die Probe abschließend gründlich in einem Heißluftgebläse getrocknet. Da die Ausscheidungen danach fast vollständig frei außerhalb der Stahlmatrix liegen, fallen bei deren EDX Analyse kaum Störsignale aus der Stahlmatrix an. Zusätzlich erlaubt die Tiefätzmethode den Faserverlauf auch freiäugig zu erkennen.

Nach Rao und Pisharody (1976) besitzt MnS eine elektrische Leitfähigkeit, die der von Halbleitern entspricht, was wiederum einer ausreichenden Ableitung der elektrostatischen Aufladung durch den Primärelektronenstrahl im REM genügt. Dies ermöglicht eine direkte Analyse von MnS und erspart das aufwändige Bedampfen der Probenoberfläche mit elektrisch leitfähigen Stoffen, wie beispielsweise Gold oder Kohle.

4.3 Versuchsdurchführung

Für den experimentellen Nachweis der Herkunft des Faserverlaufs in Stahl wird ein zunächst polierter Schliff eines 30MnVS6 schrittweise mit der Methode der Präparation des makroskopischen Faserverlaufs, wie in Abschnitt 4.2 beschrieben, geätzt. Nach jeweils 10 s, 160 s und 700 s Ätzzeit wird die Probe mit den Abmaßen 10 mm x 30 mm x 3 mm an der gleichen Position rasterelektronenmikroskopisch analysiert und die Ergebnisse miteinander verglichen. Ein Ritzmuster auf der Probenoberfläche erleichtert das Wiederfinden der entsprechenden Stellen im Rasterelektronenmikroskop.

Das Verhalten des Faserverlaufs und dessen Auswirkungen auf die mechanischen Eigenschaften soll anhand kalt- und warmmassiv umgeformter Stahlproben (Bild 4.2) analysiert werden.

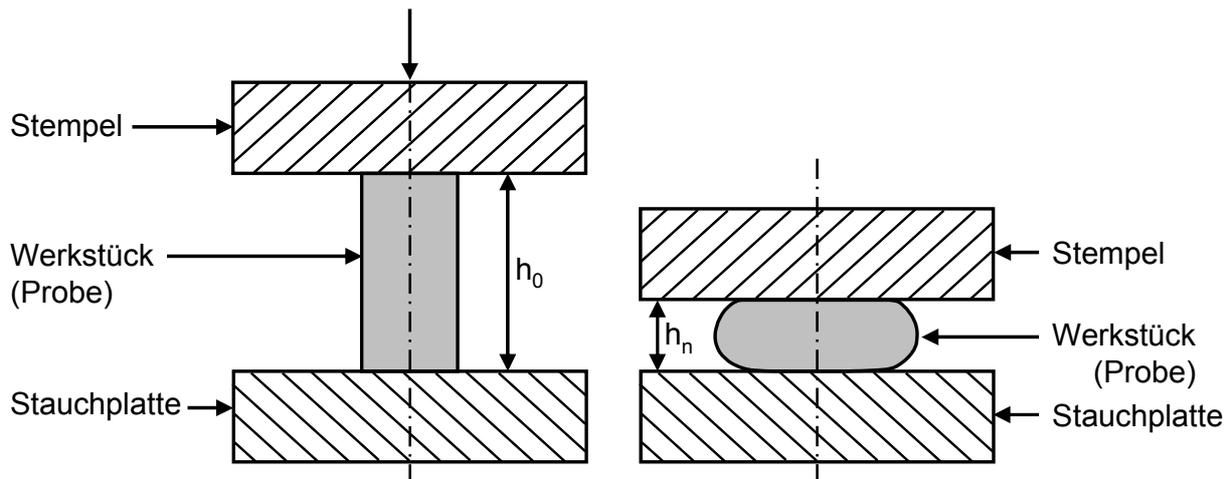


Bild 4.2: Schematische Darstellung der Werkzeuge und Werkstücks (Probe) beim Stauchen in Walzrichtung bei Raumtemperatur und 1250° C.

Die Proben für das Kaltstauchen werden durch Sägen des warmgewalzten Rohmaterials vereinzelt. Strahlen mit Stahlkugeln im Schleuderradverfahren reinigt die Oberfläche der Rohlinge und erzeugt eine mittlere Rautiefe von $R_z = 39,7 \mu\text{m}$. Das zylindrische Stauchen erfolgte ohne Schmierstoff in Walzrichtung auf der hydraulischen Presse MP450 der Firma Exner bei einer Umformgeschwindigkeit von $\dot{\varphi} = 0,381 \text{ 1/s}$ bei Raumtemperatur. Proben für das Warmstauchen werden durch Kaltscheren des warmgewalzten Rohmaterials vereinzelt. Stahlkugelstrahlen im Schleuderradverfahren reinigt die Oberfläche der Probenrohlinge auf eine mittlere Rautiefe von $R_z = 40,5 \mu\text{m}$, welche anschließend im Durchlauferwärmungs-ofen induktiv innerhalb von 2-3 Minuten auf 1250 °C erwärmt werden. Das zylindrische Warmstauchen in Walzrichtung erfolgt ohne Schmierstoff auf einer mechanischen Excenterpresse Maxi der Firma Eumuco bei einer Umformgeschwindigkeit von $\dot{\varphi} = 10 \text{ 1/s}$. Alle warmumgeformten Proben kühlen aus der Umformtemperatur an ruhender Luft ab und werden danach durch Strahlen vom Zunder befreit. Für das Stauchen der Proben kommt sowohl bei Raumtemperatur als auch bei 1250° C das gleiche Werkzeug zum Einsatz. Die unterschiedlichen Stauchhöhen beim Stauchen bei Raumtemperatur werden durch den Verfahrenweg der hydraulischen Presse eingestellt, während bei 1250° C die Stauchhöhe durch Unterlegplatten entsprechender Dicke unter der Stauchplatte eingestellt werden. Der Umformgrad φ wird nach Gleichung (4.2) berechnet. Da sich beim Stauchen negative Werte des Umformgrades ergeben, wird hier aufgrund der besseren Darstellung in den Diagrammen der Betrag des Umformgrades genommen.

$$\varphi_n = \left| \ln \left(\frac{h_n}{h_0} \right) \right| ; \quad n = \text{Pr obennummer } (1 - 4) \quad (4.2)$$

Dabei ist h_n die jeweilige Stauchhöhe, während h_0 die Anfangshöhe der Probe darstellt. Die jeweiligen Abmessungen der Stauchproben im gewalzten Ausgangszustand und deren Umformgrade sind in Tabelle 4.3 zusammengefasst.

Tabelle 4.3: Abmessungen und Stauchgrad φ_n der in Walzrichtung gestauchten Proben.

Werkstoff	Anfangsdurchmesser \varnothing_0/mm	Anfangshöhe h_0/mm	Umformgrad φ_n und Höhenänderung Δh_n							
			φ_1	Δh_1	φ_2	Δh_2	φ_3	Δh_3	φ_4	Δh_4
30MnVS6 (warm)	48,0	78,5	0,11	8,5	0,30	20,5	0,53	32,5	0,75	41,5
30MnVS6 (kalt)	48,0	78,5	0,11	8,5	0,30	20,5	0,53	32,5	0,75	41,5
16MnCr5 (warm)	48,0	78,5	0,11	8,5	0,30	20,5	0,53	32,5	0,75	41,5
16MnCr5 (kalt)	48,0	78,5	0,11	8,5	0,30	20,5	0,53	32,5	0,75	41,5
100Cr6 (warm)	31,0	75,0	0,14	9,7	0,33	21,2	0,56	32,3	0,83	42,2
100Cr6 (kalt)	31,0	75,0	0,23	15,4	0,42	25,5	0,64	35,6	0,87	43,9
100Cr6 IQ (warm)	28,0	82,0	0,16	12,0	0,31	22,1	0,57	35,6	0,80	45,3
100Cr6 IQ (kalt)	28,0	66,0	0,11	6,9	0,29	16,6	0,52	26,6	0,75	34,9

Von den Rohlingen und gestauchten Proben wird jeweils ein Längsschliff mit Faserlauf, wie in Abschnitt 4.2 beschrieben, präpariert (Bild 4.3).

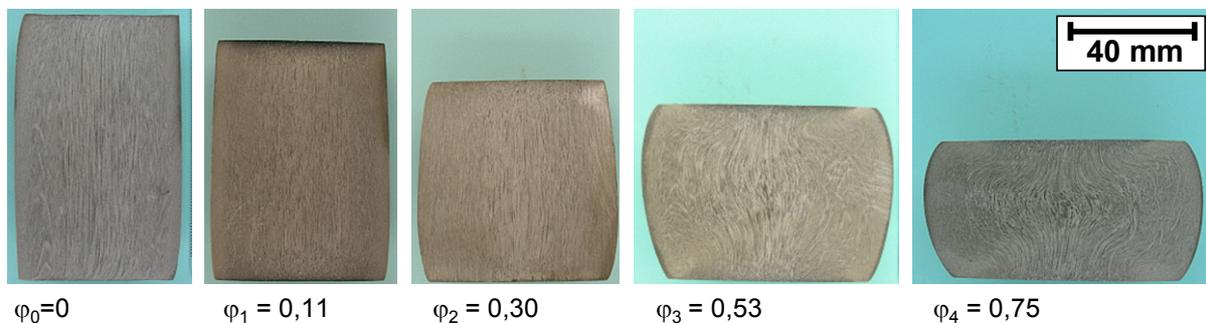


Bild 4.3: Darstellung des Stauchvorgangs am Beispiel des 30MnVS6 bei 1250 °C. Mit HCl geätzter Längsschliff der Proben zur freizügigen Darstellung des Faserverlaufs.

Zusätzlich wird bei allen Stauchproben der Kernbereich im Längsschliff tiefengeätzt, um die Veränderungen des Faserverlaufs und der MnS nach der Umformung im Kern darzustellen. Bild 4.4 zeigt am Beispiel der warmgestauchten Probe des 30MnVS6 eine Vergrößerungsreihe in den Kernbereich. Dabei wird an der Probe der freisichtige Faserlauf geätzt (Bild 4.4 a und b) und lichtmikroskopisch dargestellt. Bild 4.4 (c) zeigt die rasterelektronenmikroskopische Abbildung eines MnS, das durch die Tiefenätzmethode des polierten Längsschliffs präparierte wurde. Damit lässt sich ein 3-dimensionaler Eindruck der Form und Lage der MnS im Stahl gewinnen.

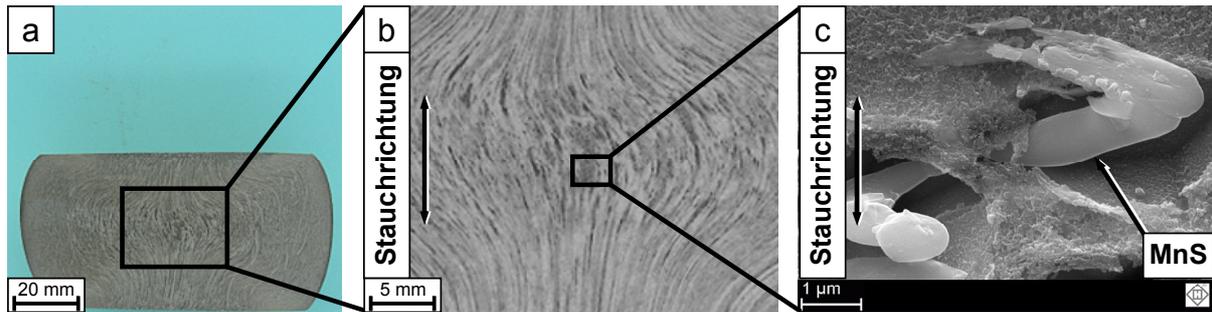


Bild 4.4: Vergrößerungsreihe in den Kernbereich eines warmgestauchten 30MnVS6 ($\phi_4=0,75$). Mit HCl geätzter Faserverlauf im Längsschliff freiaugig (a) und lichtmikroskopisch (b). Tiefengeätzter Längsschliff im REM (c).

Für die Analyse des Umformverhaltens gestreckter MnS quer zu ihrer Längsrichtung beim Warmumformen, wird der 20MnCr5 senkrecht zur Walzrichtung ohne Schmierstoff bei 1250 °C gestaucht. Dabei kommt das gleiche Stauchwerkzeug zum Einsatz, wie es beim Stauchen in Walzrichtung herangezogen wird. Dazu wird ein warmgewalzter Rohling mit einer Länge von 90 mm und einem Durchmesser $d_0 = 65$ mm auf eine Scheibe mit einer Dicke von $d_s = 14$ mm und einer Kantenlänge von etwa 150 – 160 mm durch Stauchen bei 1250° C und einer Umformgeschwindigkeit von $\dot{\phi} = 10$ 1/s umgeformt (Bild 4.5).

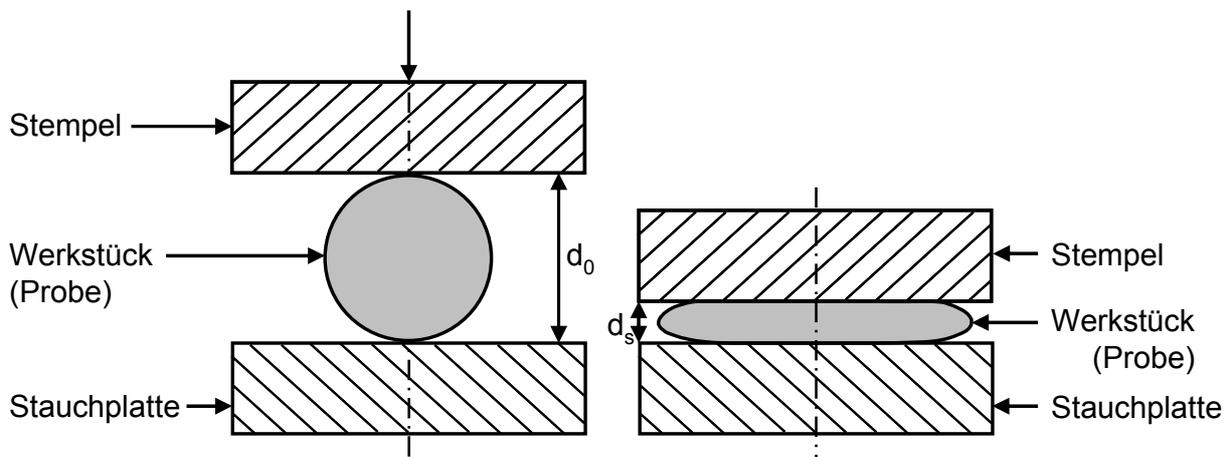


Bild 4.5: Schematische Darstellung von Werkzeug und Werkstück beim Querstauchen bei 1250° C.

Die entsprechenden Verhältnisse im ursprünglichen und im gestauchten Zustand sind als Übersicht schematisch in Bild 4.6 (a bis d) dargestellt. Um das Formänderungsverhalten der MnS bei unterschiedlichen Umformgraden ermitteln zu können, werden aus der gestauchten Scheibe (Bild 4.6 b und d) Proben aus unterschiedlichen Bereichen mit entsprechendem Umformgrad entnommen.

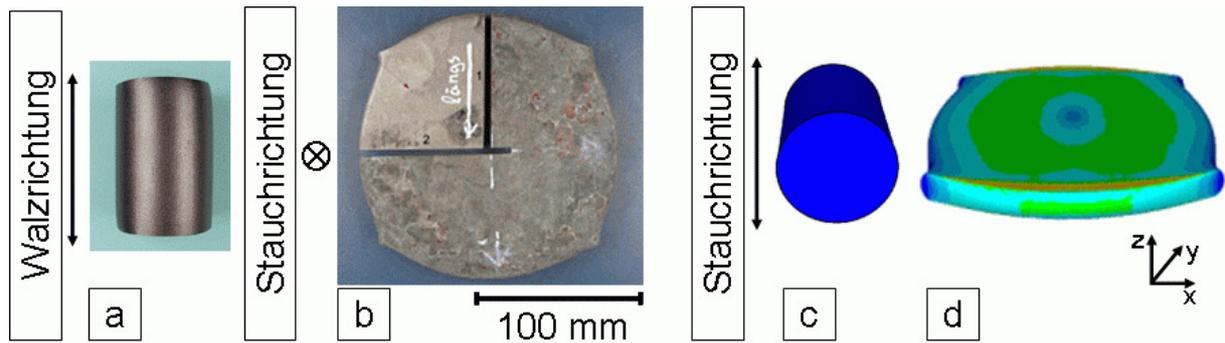


Bild 4.6: Senkrecht zur Walzrichtung gestauchte Probe des 20MnCr5. Gewalzter Rohling (a), gestauchte Probe (b) als Fotografie in Draufsicht und als FEM Umformsimulation in perspektivischer Ansicht (c) und (d).

Mit Hilfe einer FEM Umformsimulation des Querstauchens wird der Umformgrad φ_{zz} in Stauchrichtung z in den entsprechenden Bereichen der Probenentnahme des 20MnCr5 bestimmt (Bild 4.7). Dieser Wert wird später mit zur Auswertung der Formänderung des Querschnitts gestreckter MnS senkrecht zu ihrer Längsachse in z -Richtung herangezogen. Die FEM Umformsimulationen für diese und alle weiteren Simulationen wird mit Hilfe der Software Forge2011 der Firma Transvalor durchgeführt. Das Pre-Processing erfolgt dabei mit der Software GL-Pre, Version 3.3.0.18 der Fa. Transvalor, während das Post-Processing mit der Software GLview Inova, Version 0.0 der Fa. Ceetron durchgeführt wird. Ferner werden die FEM Umformsimulationen sowohl im Stahl als auch im MnS elasto-plastisch und mit einer Tetraedervernetzung aufgesetzt. Die Umformwerkzeuge werden als starr betrachtet.

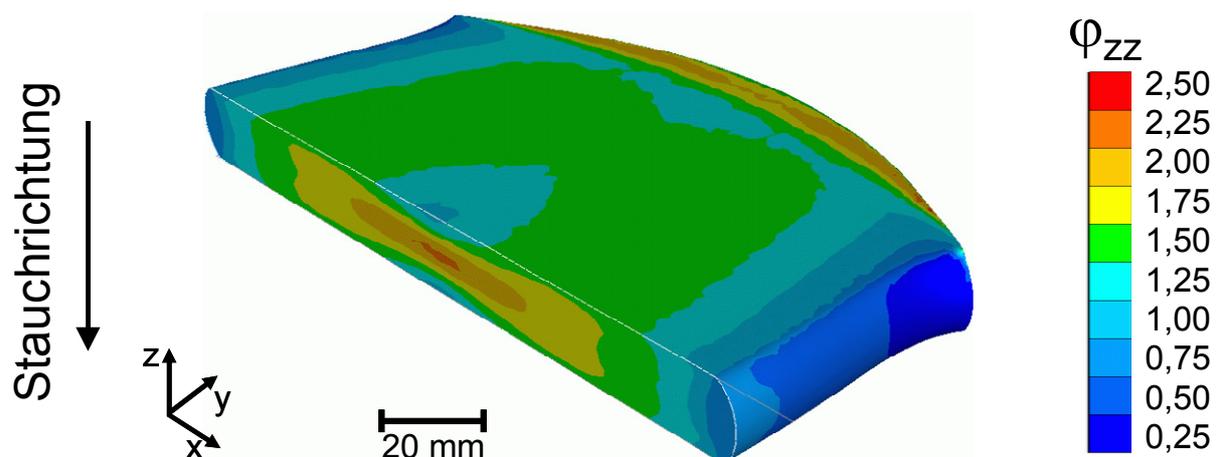


Bild 4.7: FEM Simulation der senkrecht zur Walzrichtung gestauchten Probe des 20MnCr5 zur Bestimmung des Umformgrades φ_{zz} in Stauchrichtung z .

4.4 Analyse und Prüfverfahren

Hier werden die angewendeten Analytikverfahren, wie die Mikroskopie und die damit durchgeführten Auswertungen beschrieben. Ferner werden auch die Methode der Messung der Kerbschlagarbeit und die Probenlage der Kerbschlagproben angegeben.

Bedingt durch den Beugungseffekt des Lichts als elektromagnetische Welle liegt das Auflösungsvermögen von konventionell aufgebauten Lichtmikroskopen bei etwa 300 nm. Jedoch ist aufgrund seiner geringen Schärfentiefe das konventionelle Lichtmikroskop nicht geeignet, tiefengeätzte Proben oder Bruchflächen bei Vergrößerungen über 50-fach sinnvoll zu betrachten. Für die primäre Erfassung von Mangansulfiden reicht die lichtmikroskopische Betrachtung eines polierten Schliffes aus, da sich Mangansulfide durch ihre hellgraue Färbung von der umgebenden Stahlmatrix deutlich abheben. Soll das umgebende Gefüge mit bestimmt werden, wird zusätzlich mit Nitallösung geätzt und lichtmikroskopisch betrachtet. Präparierte Schliffe und Gefüge werden im Lichtmikroskop AXIO Imager.A1m der Fa. Carl Zeiss analysiert. Damit erfolgt auch die Beurteilung der Güte polierter Schliffe für eine gegebenenfalls anschließende Tiefenätzung.

Das Rasterelektronenmikroskop (REM) übertrifft die Fähigkeiten des Lichtmikroskops durch das höhere räumliche Auflösungsvermögen, die größere Tiefenschärfe und zusätzliche Applikationen wie die energiedispersive Röntgenspektroanalyse (EDX). In einem REM entstehen durch zeilenförmiges Abtasten der Probenoberfläche mit einem durch Hochspannung beschleunigten und durch magnetische Linsen gebündelten Primärelektronenstrahl diverse Signale, die für Analysezwecke genutzt werden. Die entstehenden Sekundärelektronen dienen zur topografischen Abbildung der Probenoberfläche, während die um die Atomkerne der Probe gelenkten Rückstreuielektronen grob die chemische Elementverteilung darstellen. Noch weiterführende Informationen über den chemischen Aufbau lassen sich mit der EDX gewinnen. Die Auswertung der Sekundär- und Rückstreuielektronenbilder zusammen mit EDX ermöglicht die qualitative und quantitative Bestimmung der chemischen Probenzusammensetzung. Das REM des Typs EVO 50VP mit Wolframhaarnadelkathode der Firma Carl Zeiss wird für herkömmliche Betrachtungen herangezogen, während hoch aufgelöste Aufnahmen mit dem Feldemitter REM des Typs Gemini Supra 55VP des gleichen Herstellers getätigt werden. Das EDX Noran System Six Model 200 der Firma ThermoFisherScientific dient zur Charakterisierung der chemischen Zusammensetzung des zu analysierenden Bereichs. Mit Hilfe der Rasterelektronenmikroskopie und EDX wird hauptsächlich die Form, Größe, Lage und chemische Zusammensetzung der Ausscheidungen in polierten und tiefengeätzten Schliffen wie auch auf Bruchoberflächen bestimmt.

Für die Auszählung und Bestimmung der Querschnittsflächen von MnS im Stahl werden Bilder polierter Querschliffe im REM bei einer Vergrößerung von 1000 bis 2500-

fach und einer Auflösung von 3072 auf 2304 Pixel mit Hilfe des Rückstreuielektronendetektors aufgenommen. Dies führt zu einem optimalen Kontrast zwischen Ausscheidung und Stahlmatrix (Bild 4.8 a), damit die anschließende statistische Auswertung gewünschter MnS Parameter durch die Bildanalysesoftware verlässliche Ergebnisse erzeugt. Die Analyse einer Gesamtfläche von etwa $0,5 \text{ mm}^2$ stellt dabei eine ausreichende Anzahl von MnS für eine aussagekräftige Statistik zu Verfügung. Die MnS Bestimmung und deren chemische Charakterisierung geschieht ferner mit Hilfe des EDX. Weitere charakteristische Maße der MnS, wie beispielsweise deren Krümmung, werden durch Ausmessen der durch Tiefenätzung (Abschnitt 4.2) freigelegten MnS im REM bei einer Vergrößerung von 10.000- bis 25.000-fach gewonnen.

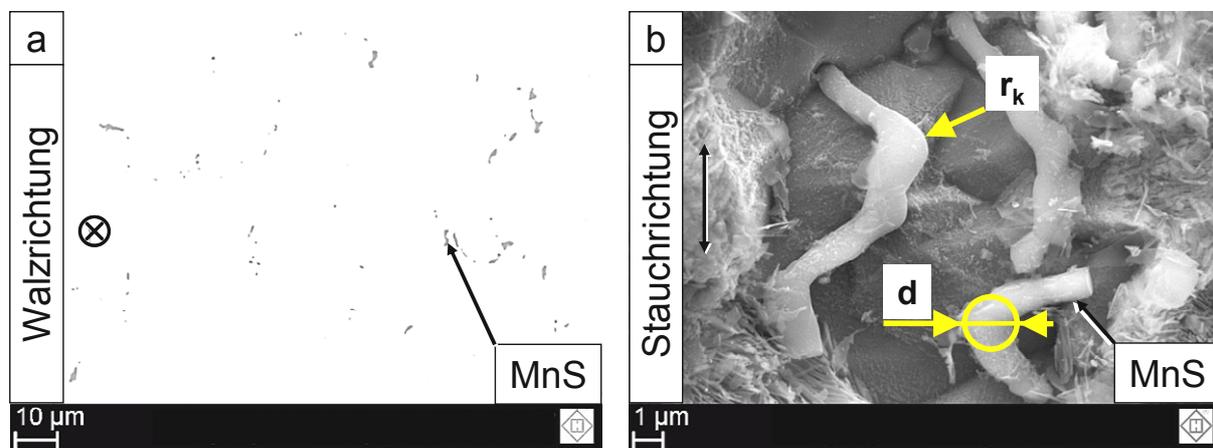


Bild 4.8: Polierter Querschliff des gewalzten 30MnVS6 im Rückstreuielektronen-Bild für die quantitative Auswertung der MnS, wie beispielsweise deren Dichte und Flächen (a) und tiefengeätzter Längsschliff (b) des gestauchten 30MnVS6 als Beispiel für die Bestimmung des Kerbradius $r_k = d/2$.

Die Bestimmung des mittleren Krümmungsradius r_k erfolgt an 10 durch Tiefenätzung für eine Vermessung geeignet frei gelegten MnS (Bild 4.8 b). An der Stelle der maximalen Biegung wird ein Kreis, der sich an die Krümmung anpasst, eingefügt und dessen Durchmesser zur Bestimmung des Krümmungsradius vermessen. Ein MnS mit entsprechender Länge und mit mehreren Krümmungen wird auch für mehrere Bestimmungen des Krümmungsradius r_k herangezogen.

Die kleinen Probengeometrien erfordern Kleinstproben (KLST) nach DIN 50115 (1991). Die Kleinstproben weisen eine Länge von 27 mm, eine Breite von 3 mm und eine Tiefe von 4 mm auf. Der Kerb ist v-förmig und hat bei einem Kerbwinkel von 60° und einer Kerbtiefe von 1 mm einen Kerbradius von 0,1 mm, was eine Sollbruchfläche für den Kerbschlagbiegeversuch von 9 mm^2 ergibt. Die Entnahme der Kleinstproben erfolgt durch Zerspanen der Prüfkörper wie in Bild 4.9 (a und b) schematisch dargestellt.

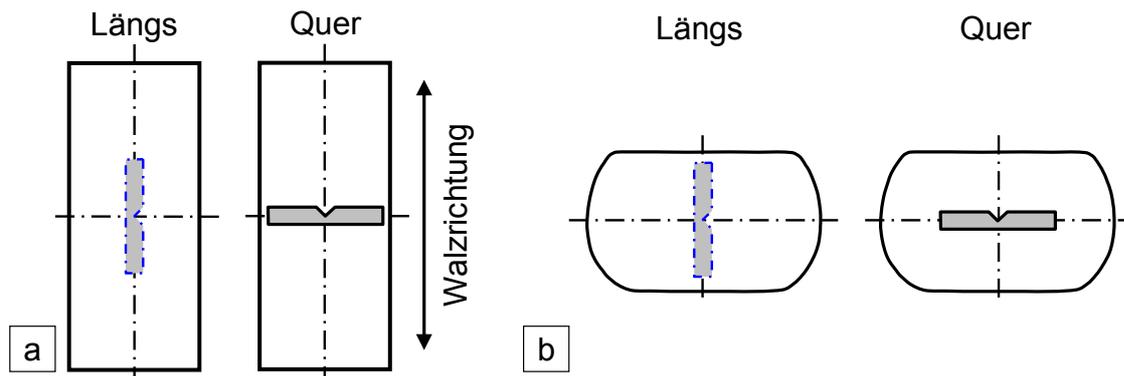


Bild 4.9: Schematische Anordnung der Lage und Entnahmestellen der Kerbschlagproben im gewalzten Material (a) und in den Stauchproben (b).

Aus einem Materialzustand der jeweiligen Probe werden jeweils 5 Prüflingen angefertigt und deren Kerbschlagarbeitswerte gemessen. Die Messung erfolgt am Kerbschlagbiegeprüfgerät der Firma Mohr und Federhaff (Typ PSW5) mit einem Hammerarbeitsvermögen von 50 J.

5 Charakterisierung des Faserverlaufs im Stahl

Etliche Autoren, wie z.B. Meyer et al. (2009) oder Exel und Türk (2010), sehen gestreckte MnS als Ursache für die Ausbildung des Faserverlaufs an. Hier wird experimentell untersucht, was den Faserverlauf im Stahl während der Präparation für die Freiäugigkeit prägt und die Hypothese geprüft, ob gestreckte MnS als Ausscheidung mit für die Ausbildung des Faserverlaufs verantwortlich sind.

5.1 Die Herkunft des Faserverlaufs

Der Faserverlauf ist freiäugig an einer unpräparierten Stahlprobe nicht zu erkennen. Erst das in der Metallografie übliche Ätzen mit Salzsäure, wie in Abschnitt 4.2 beschrieben, legt den Faserverlauf für eine freiäugige Betrachtungsweise frei. Die von Suter (1997) aufgestellte chemische Reaktionsgleichung (4.1) zeigt die rasche Auflösung von MnS in sauren Chloridlösungen. Dies führt zur Hypothese, dass gestreckte MnS durch Ätzen mit Salzsäure den Faserverlauf für eine freiäugige Beobachtung zugänglich machen. Zur Überprüfung dieser Annahme, wird eine Bruchfläche des 16MnCr5 analysiert und an einer Probe des 30MnVS6 der zeitliche Verlauf des Ätzvorgangs mit HCl, wie in Abschnitt 4.3 beschrieben, schrittweise untersucht. Zusätzlich werden Faserverlaufsbilder von gewalzten und Strang gegossenen Stahlsorten mit unterschiedlichem Schwefelgehalt angefertigt und verglichen.

Ein erstes Indiz für die Bestätigung der oben aufgeführten Hypothese sind holzfaserähnliche Bruchoberflächen von Kerbschlagproben des 16MnCr5 (Bild 5.1 a und b) und deren rasterelektronenmikroskopisch betrachtete Aufnahme (Bild 5.2 a und b).

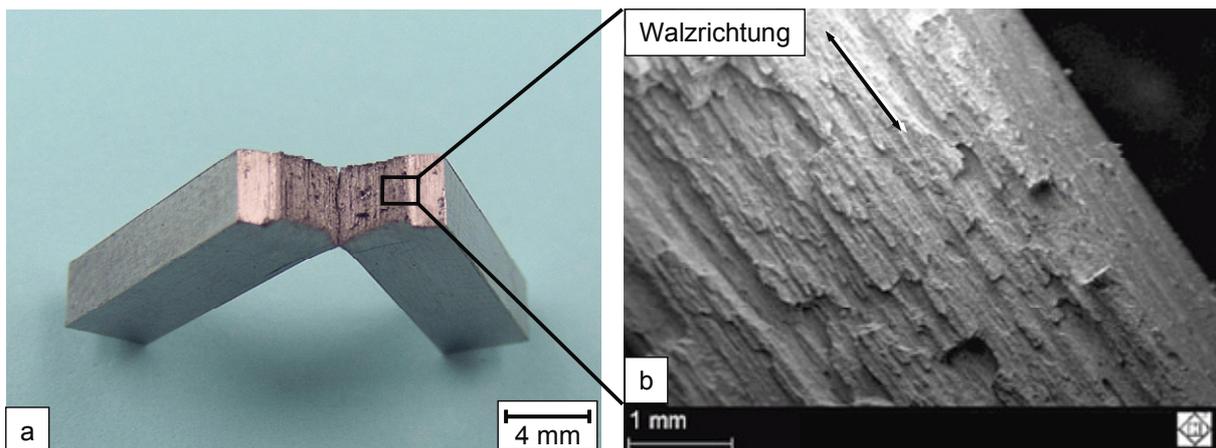


Bild 5.1: Holzfasernähnliche Bruchoberfläche einer quer zur Walzrichtung orientierten Kerbschlagprobe des warmgewalzten 16MnCr5 als Fotografie (a) und im REM (b)

Unter Verwendung des EDX lassen sich nun die Bruchoberfläche und die darauf befindlichen, durch den Bruch frei gelegten Einschlüsse weiterhin chemisch eindeutig charakterisieren. Damit offenbart sich die holzfaserähnliche Struktur (Bild 5.2 a) als

eine parallele Anordnung gestreckter MnS (Bild 5.2 b), die in der gleichen Richtung wie die „Fasern“ der Bruchoberfläche bei geringer Vergrößerung orientiert sind.

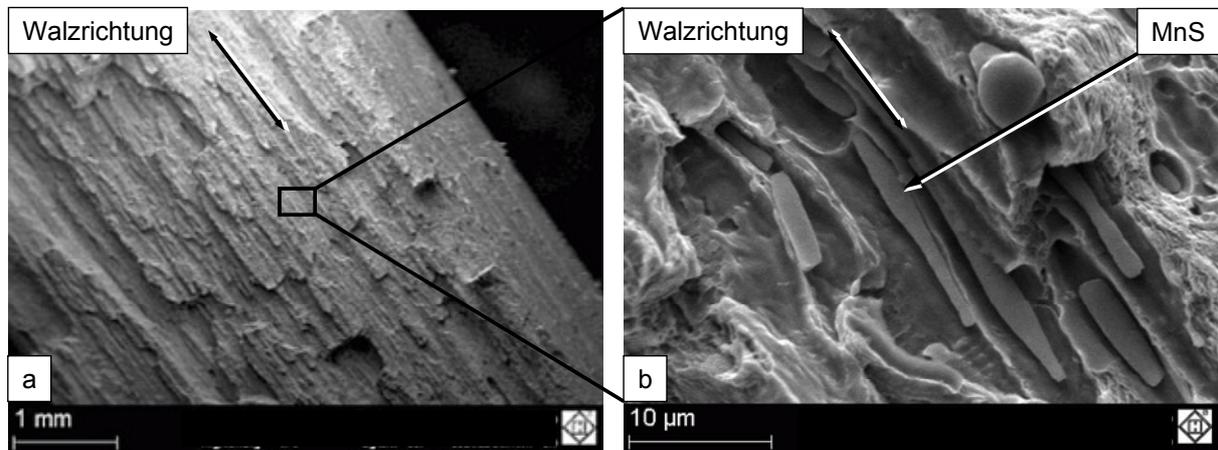


Bild 5.2: Rasterelektronenmikroskopische Aufnahme der holzfaserähnlichen Bruchstruktur (a) und weitere Vergrößerung (b) der Bruchoberfläche einer Kerbschlagprobe des warmgewalzten 16MnCr5.

Ein zweites Indiz für die Ausbildung des Faserverlaufs durch gestreckte MnS beim Ätzen mit HCl ist die Entwicklung unterschiedlicher Oberflächen (Bild 5.3 a bis d) an diversen Stählen.

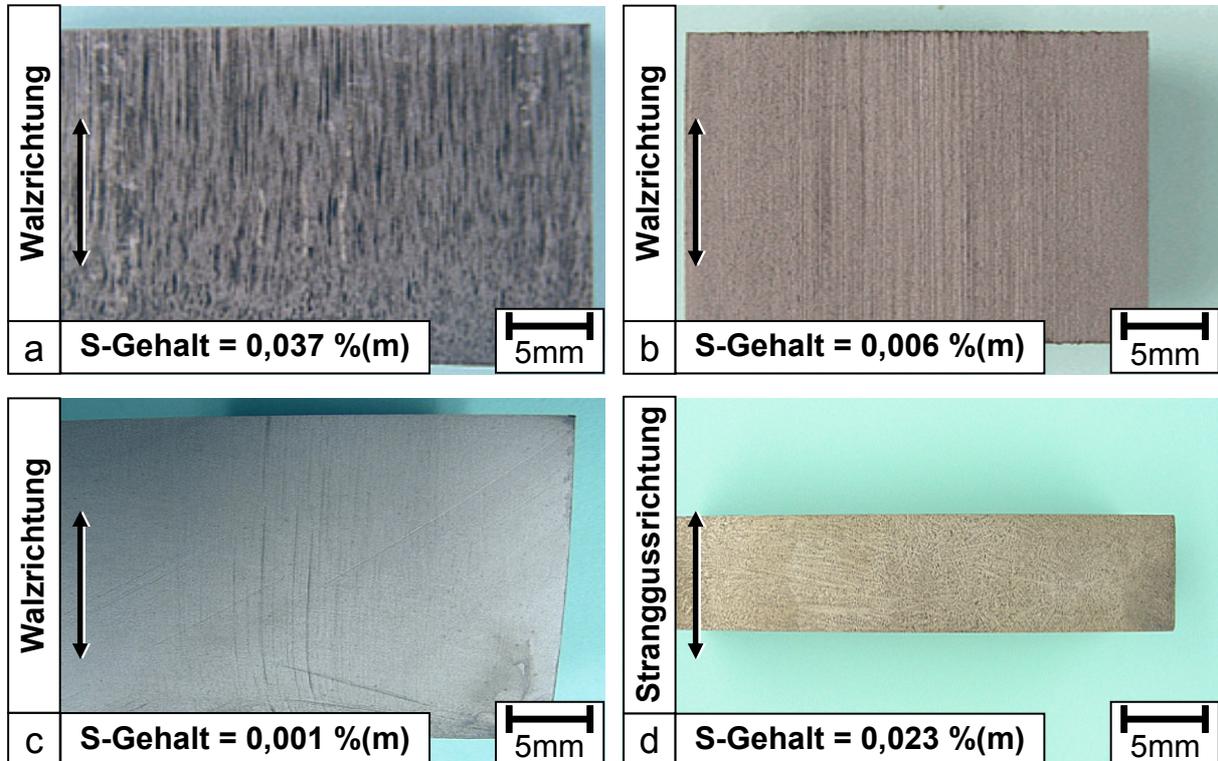


Bild 5.3: Mit HCl geätzte Längsschliffe der warmgewalzten Stähle 30MnVS6 (a), 100Cr6 (b), 100Cr6 IQ (c) und des stranggegossenen 16MnCr5 (d).

Bild 5.3 (a bis c) stellt die zunehmend schwächere Ausprägung des Faserverlaufs mit abnehmendem Schwefelgehalt im Stahl dar. Der Strangguss eines 16MnCr5 zeigt entgegen seines Schwefelgehaltes von 0,023 % (m) keinen Faserverlauf. Offensichtlich befinden sich in diesem Stahl die MnS in einer Form und Orientierung, die noch keine freisichtige Darstellung des Faserverlaufs erlaubt. Bild 5.4 (a) und Bild 5.5 (b) zeigen den polierten Längsschliff des gewalzten 30MnVS6 vor Ätzbeginn. Die Spektren des EDX können die in Bild 5.4 (a) erkennbaren Einschlüsse eindeutig als MnS (Bild 5.4 b) und Titanvanadiumnitrid (Bild 5.4 c) identifiziert werden. Basierend auf dieser Abbildung (Bild 5.4 a) wird nun schrittweise der Fortschritt der Ätzung mit HCl betrachtet und mit dem jeweiligen vorherigen Zustand verglichen. Gleichzeitig wird auch das Verhalten der Ausscheidungen und Einschlüsse in Bezug auf den Ätzangriff mit HCl analysiert. Es soll hier geprüft werden, welche Ausscheidung besonders intensiv mit HCl chemisch reagiert und aus der Stahlmatrix gelöst wird. Nach der Reaktionsgleichung (4.1) von Suter (1997) sollten dies erwartungsgemäß MnS sein.

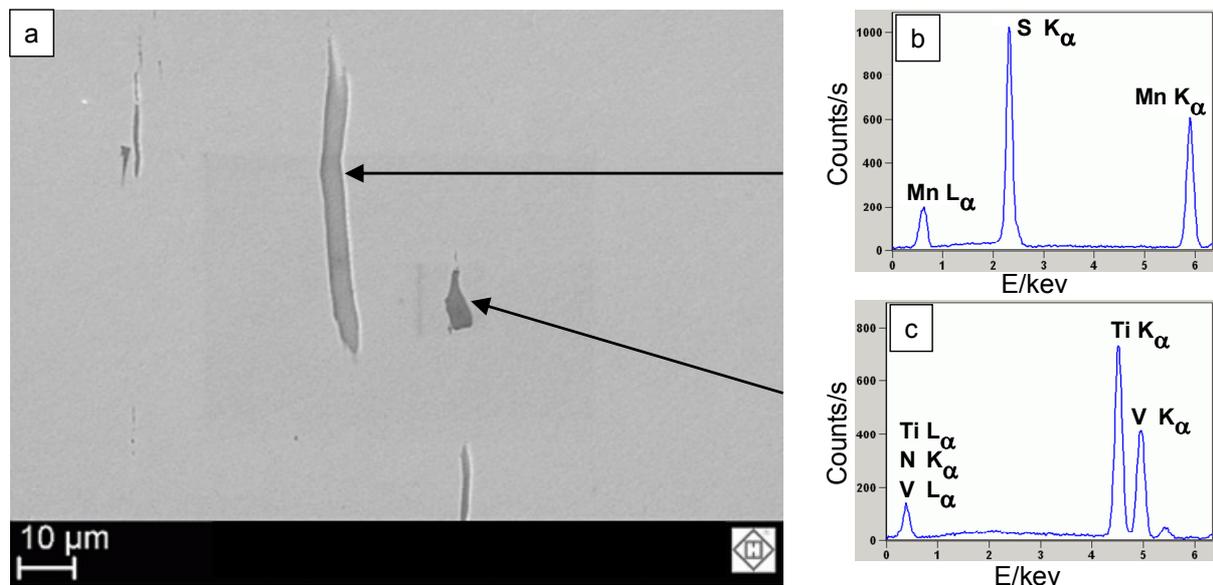


Bild 5.4: Polierter Längsschliff eines warmgewalzten 30MnVS6 im REM (a) und die EDX-Spektren von MnS (b) und Titanvanadiumnitrid (c).

Nach einer Ätzzeit von 10 s (Bild 5.5 b) ist bereits das MnS durch den Säureangriff aus der Stahlmatrix herausgelöst, was einen Ätzgraben mit einer Breite von etwa 5 µm hinterlässt. Das TiVN ist nicht herausgelöst worden; die umgebende Stahlmatrix zeigt hingegen nur einen leichten Ätzangriff. Nach 160 s Ätzzeit (Bild 5.5 c) weist die Stahlmatrix deutlich stärkere Anzeichen des Säureangriffs auf, während sich die Ätzgräben des ehemaligen MnS noch weiter verbreitern. Bedingt durch die fortschreitende Ätzung in die Tiefe der Stahlmatrix erscheinen noch weitere Ätzgräben von tiefer liegenden MnS, wie in Bild 5.5 (c) links oben zu erkennen ist. Eine Ätzdauer von 700 s (Bild 5.5 d) führt schließlich zur Freilegung von weiteren Ätzgräben, die sich in unmittelbarer Nachbarschaft des ursprünglichen MnS befinden und parallel dazu ver-

laufen. Im Längsschliff bilden sich nun Strukturen mit einer Breite von mehr als $100\ \mu\text{m}$, die bei Zurücknahme der Vergrößerung freiflächtig wahrnehmbar werden (Bild 5.5 e bis f) und damit als Faserverlauf freiflächtig erkennbar sind (Bild 5.5 f). Somit wird die Hypothese angenommen, dass durch das Walzen gestreckte MnS für die Bildung des Faserverlaufs beim Ätzen mit HCl verantwortlich sind.

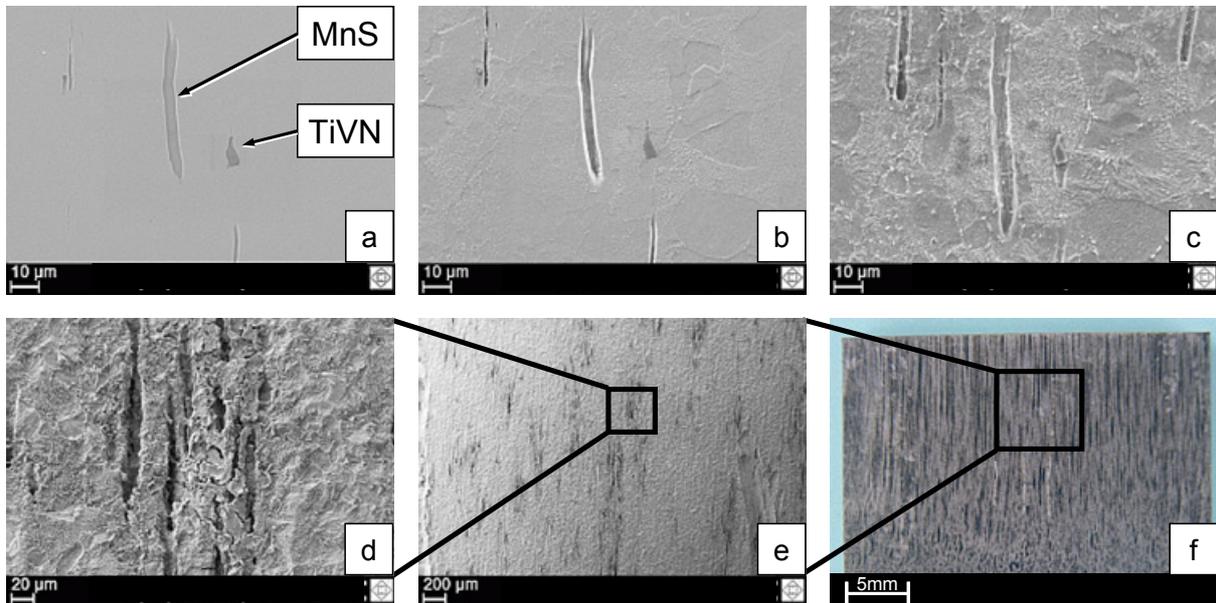


Bild 5.5: Schrittweise Ätzung mit HCl des polierten Längsschliffs (a) eines warmgewalzten 30MnVS6 nach 10 s (b), 160 s (c) und 700s (d) und bei abnehmender Vergrößerung (e-f).

Betrachtungen am 100Cr6 offenbaren ferner, dass für die Ausbildung eines freiflächtigen Faserverlaufs durch Ätzen mit HCl ein Schwefelgehalt von bereits $0,006\ \text{‰(m)}$ ausreichend sein kann. Weiterhin müssen gestreckte MnS parallel zueinander in Clustern von etwa 5 bis 10 MnS vorliegen, wobei der Abstand zwischen den einzelnen MnS innerhalb der Gruppe nicht mehr als $10\ \mu\text{m}$ betragen sollte. So treten beispielsweise in einem 19CrNiMo 7-6 mit einem Schwefelgehalt von $0,024\ \text{‰(m)}$ in den Randbereichen keine Mangansulfidcluster auf. Damit lässt sich durch Ätzen eines entsprechenden Längsschliffs mit HCl entgegen des ausreichenden Schwefelgehaltes in den Randzonen des Stahls, kein freiflächtig erkennbarer Faserverlauf erzeugen.

Somit besteht die Möglichkeit, den Faserverlauf in unterschiedlichen Ausprägungen für Beobachtungen darzustellen. Für eine freisichtige Betrachtungsweise empfiehlt sich die Ätzung mit HCl, die umgangssprachlich als Faserverlaufätzung bezeichnet wird. Diese Herangehensweise wird angewendet, um den Faserverlauf in massivumgeformten Proben freiflächtig zu betrachten. Um die Form und Lage von MnS, welche den Faserverlauf verursachen, im REM als weitestgehend freigelegte Einschlüsse analysieren zu können, wird die Methode der Tiefenätzung bevorzugt.

5.2 Mikroskopische Analysen an Rohmaterialien

Um ein besseres Verständnis der MnS Entwicklung während der Stahlverarbeitung vom Guss bis zum Walzen zu erhalten, werden tiefengeätzte Schliffe verschiedener Stähle im REM analysiert und miteinander verglichen.

Die tiefengeätzte Stranggussprobe des 16MnCr5 (Bild 5.6 a) zeigt einen Cluster globularer und länglicher MnS in regelloser Orientierung bezüglich der Stranggussrichtung. Nach dem Warmwalzen orientieren und strecken sich die MnS in Walzrichtung (Bild 5.6 b). Dabei bleiben die ursprünglich im Strangguss gruppierten MnS zusammen und bilden nach dem Warmwalzen Cluster gestreckter MnS, die für die Ausbildung des freisichtigen Faserverlaufs beim Ätzen mit HCl eine entscheidende Rolle spielen.

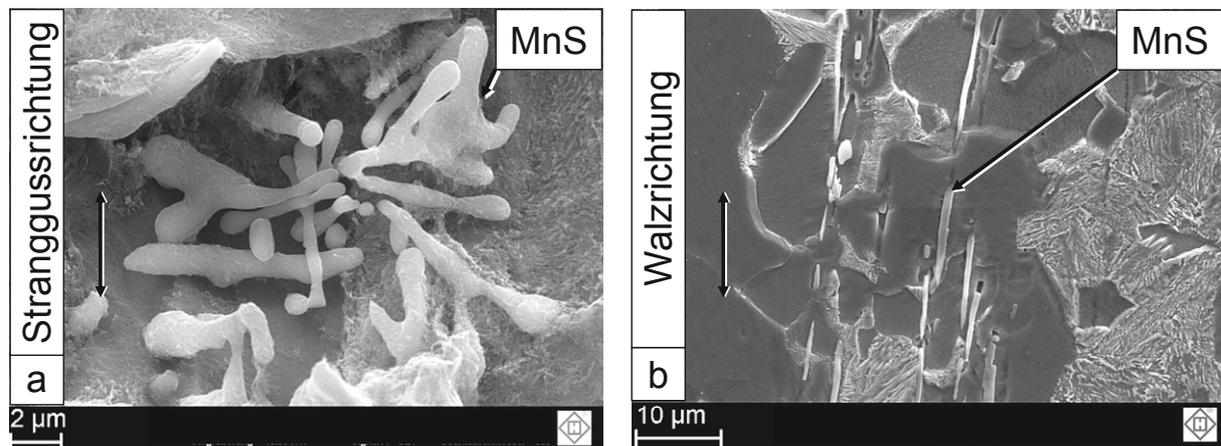


Bild 5.6: Veränderung der MnS im 16MnCr5 Strangguss (a) durch Warmwalzen (b) bei einem Walzgrad von $W = 38,8$.

Dieses Verhalten ist auch in anderen Stählen mit ausreichendem Schwefelgehalt zu beobachten. So weisen sowohl der 30MnVS6 (Bild 5.7 a) als auch der 100Cr6 (Bild 5.7 b) gestreckte MnS in Clustern nach dem Warmwalzen auf. Im 30MnVS6 bilden sich auf der Oberfläche der MnS über die mikrolegierten chemischen Elemente Titan und Vanadium zusätzlich Titanvanadiumkarbonitride aus. Dieses Verhalten wird von Kirby et al. (1992) ebenfalls an einem C40 beobachtet, wenn ein ausreichender Vanadiumgehalt im Stahl vorhanden ist.

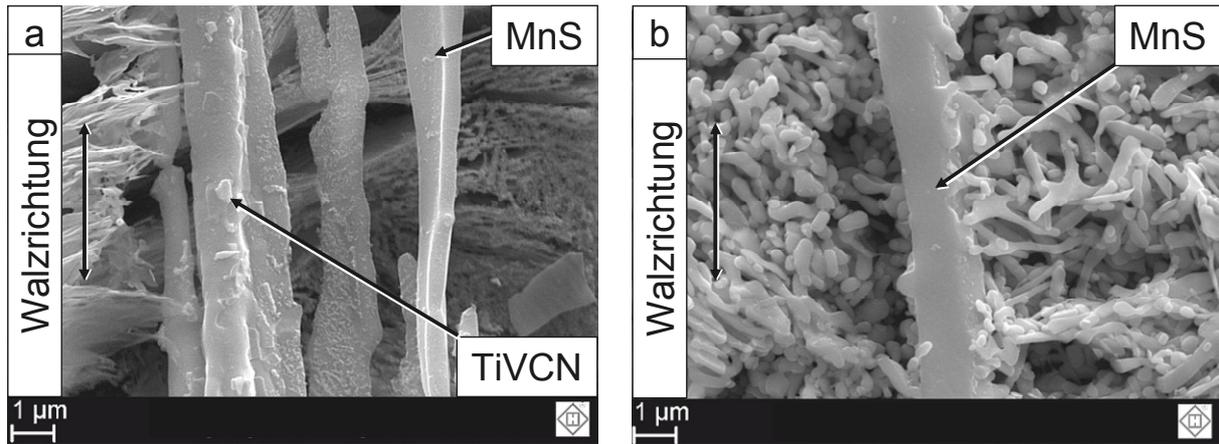


Bild 5.7: Gestreckte MnS im warmgewalzten 30MnVS6 (a) und 100Cr6 (b) jeweils im tiefengeätzten Längsschliff.

Bild 5.8 (a) zeigt beispielhaft, dass MnS im warmgewalzten Stahl nicht völlig gestreckt vorliegen, sondern bereits eine leichte Krümmung mit einem Radius r_k aufweisen. Mit zunehmendem Walzgrad nimmt r_k zu, was zu einer weiteren Streckung der MnS führt (Bild 5.8 b). Diese Beobachtungen weisen darauf hin, dass sich MnS durch eine Warmmassivumformung in ihrer Ausrichtung und Form möglicherweise leicht beeinflussen lassen.

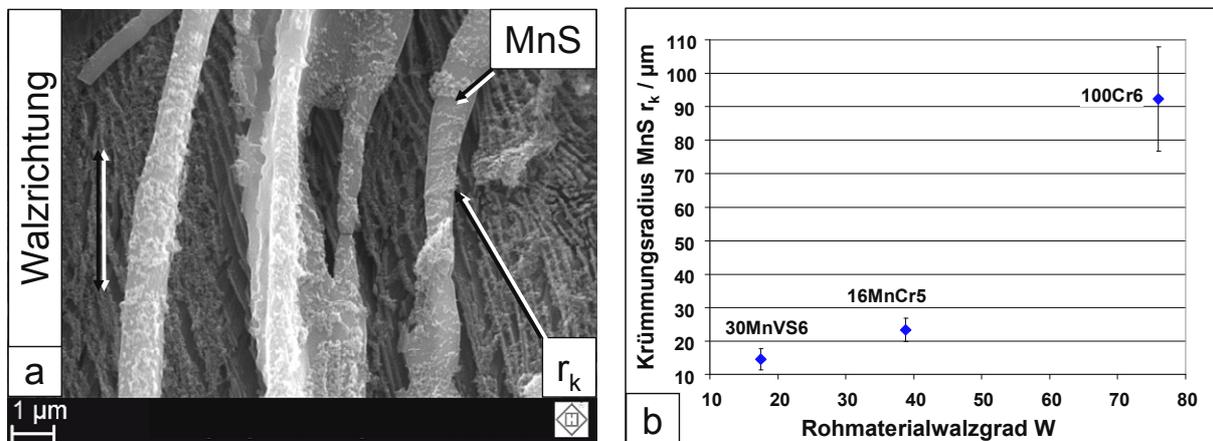


Bild 5.8: Gestreckte MnS im gewalzten 30MnVS6 im tiefengeätzten Längsschliff mit Krümmungsradius r_k (a) und die Abhängigkeit des Krümmungsradius r_k vom Walzgrad W und der Stahlsorte (b).

Weiterhin wird beobachtet, dass der Querschnitt von manchen MnS nach dem Walzen keine völlige Kreisform aufweist, sondern auch verzerrt sein kann (Bild 5.9 a und b). Insbesondere MnS ab einer Querschnittfläche von etwa $3 \mu\text{m}^2$ zeigen diese Auffälligkeit.

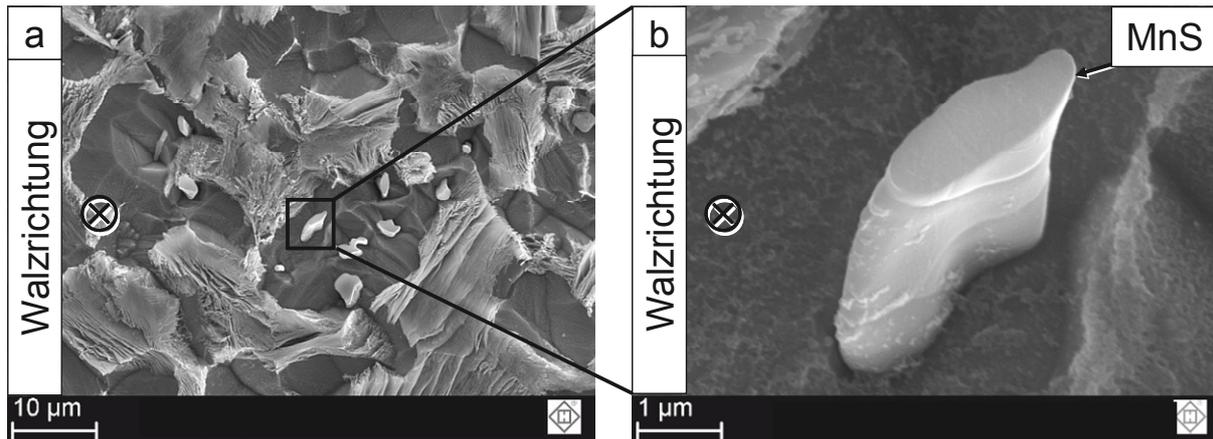


Bild 5.9: Querschnitt aus dem Kernbereich des warmgewalzten 30MnVS6 mit durch Tiefenätzung freigelegten MnS (a). Vergrößerter Ausschnitt zur Verdeutlichung der Abflachung der MnS (b).

Sowohl im 16MnCr5 als auch im 30MnVS6 sind die MnS von einer ferritisch perlitischen Matrix umgeben. Während im 30MnVS6 gestreckte MnS häufig von Ferrit umgeben sind (Bild 5.10 a), ziehen sie im 16MnCr5 auch durch Perlitkolonien (Bild 5.10 b). Auch Kirby et al. (1992) beobachten in einem 38MnVS6 nach dem Abkühlen des Stahls aus der Warmumformtemperatur eine verstärkte Ferritbildung um das MnS, wenn sich auf dem MnS Titanvanadiumkarbonitride befinden.

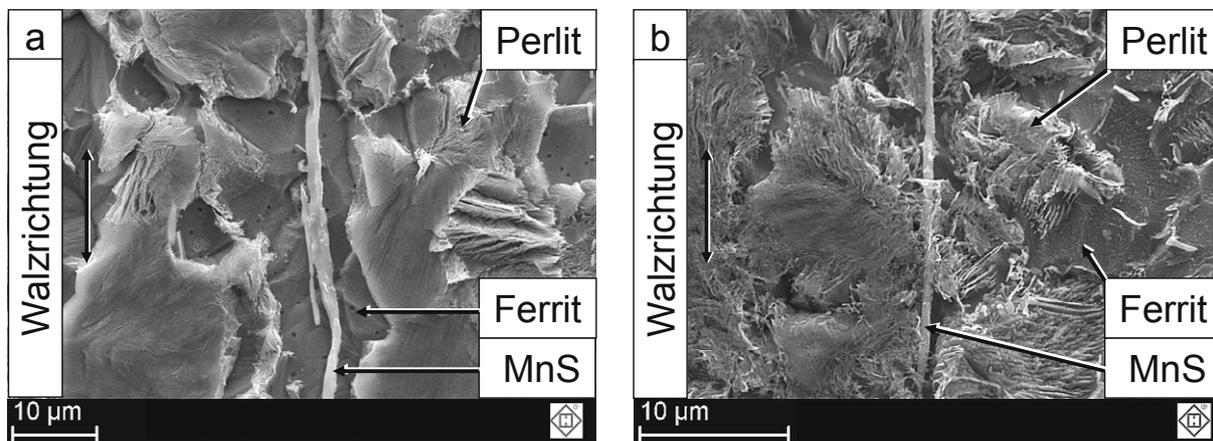


Bild 5.10: Tiefengeätzter Längsschliff mit gestreckten MnS im Ferrit des 30MnVS6 (a) und gestreckte MnS in Perlitkolonien des 16MnCr5 (b) als Vergleich. Warmgewalzter Zustand.

Ein anderes Verhalten der Sulfide ist im 100Cr6 IQ mit abgesenktem Schwefelgehalt zu beobachten. Durch die zusätzliche Calciumbehandlung sind in diesem Stahl nach dem Warmwalzen ausschließlich globulare CaS anzutreffen. Wie Pohl (1982) berichtet, verändern sich CaS beim Walzen kaum in ihrer Form und orientieren sich nicht in Walzrichtung (Bild 5.11 a). Bedingt durch die GKZ-Wärmebehandlung sind im 100Cr6 und 100Cr6IQ die darin enthaltenen Sulfide von kugeligen Eisen-Chrom-Mischkarbiden umhüllt, wie in Bild 5.7 (b) und Bild 5.11 (b) gezeigt ist.

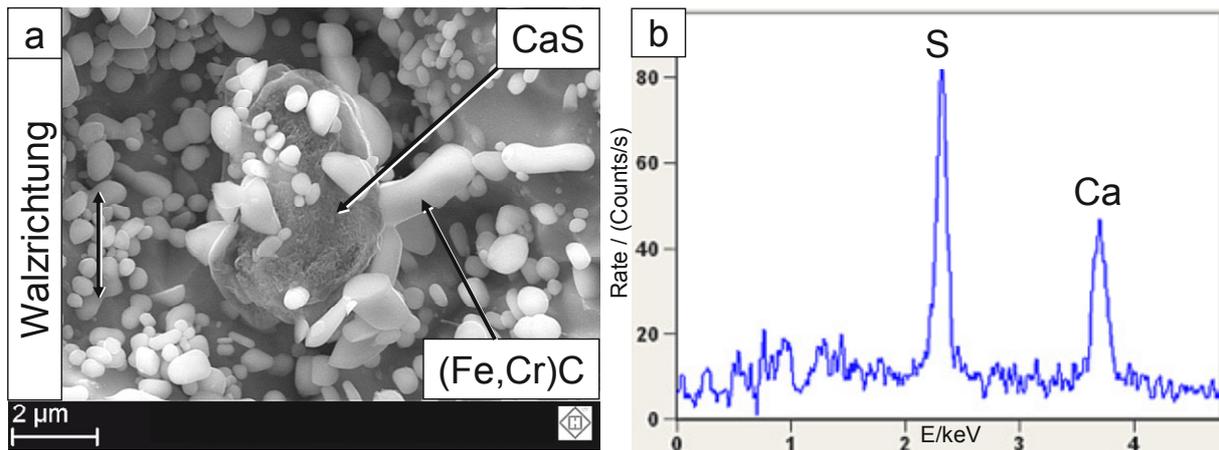


Bild 5.11: Tiefengeätzter Längsschliff im 100Cr6IQ nach Warmwalzen mit CaS (a) und dessen EDX-Spektrum (b)

Bedingt durch ihre vergleichsweise hohe Festigkeit in Bezug auf MnS werden Aluminium-Magnesium-Mischoxide (Bild 5.12 a), Titanitride (Bild 5.12 b) und CaS (Bild 5.11 a) durch das Warmwalzen nicht beeinflusst und behalten ihre ursprüngliche Form. Oxide und Nitride sind dabei sowohl im Ferrit als auch in Perlitkolonien zu beobachten.

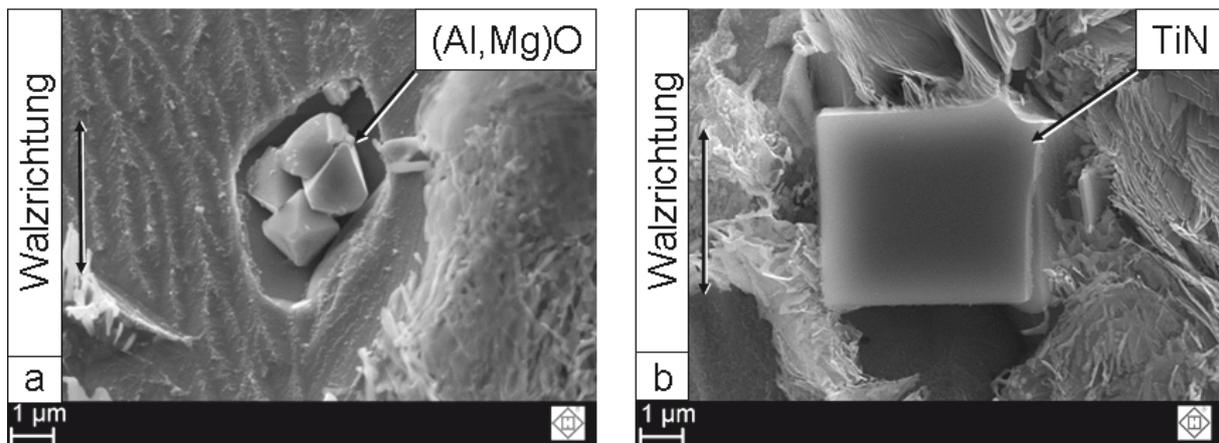


Bild 5.12: Tiefengeätzter Längsschliff im warmgewalzten 30MnVS6. Freigelegter Aluminium, Magnesium Mischoxideinschluss (a) und ein Titanitrid (b) im 30MnVS6.

Weiterhin wird die Form von MnS, welche mit Calcium dotiert sind, durch Warmwalzen nur geringfügig beeinflusst, wie in Bild 5.13 (a) dargestellt und von Pickering (1992) gezeigt wird. Der Grund für den erhöhten Umformwiderstand von CaS und Mangan-Calcium Mischsulfiden liegt, wie von Bühler (1975) beschrieben, im höheren Anteil der starken Ionenbindung in MnS mit Calcium im Vergleich zum reinen MnS. Ferner wird beobachtet, dass MnS mit Abmaßen kleiner als etwa 1 µm beim Walzen ebenfalls nicht mehr verformt werden und ihre globulare Form behalten, was die Beobachtungen von Baker et al. (1976) bestätigen. Hochaufgelöste Betrachtungen

zeigen, dass sich in den kleinen MnS ca. 50-100 nm große silikatfreie Oxideinschlüsse befinden, die sich, wie bereits in Bild 5.12 (a) gezeigt, durch Warmwalzen nicht verformen. Damit wäre eine gewisse Formstabilisierung dieser kleinen MnS während einer Massivumformung durch die im Innern des MnS eingeschlossenen Oxide mit hohem Umformwiderstand erklärbar.

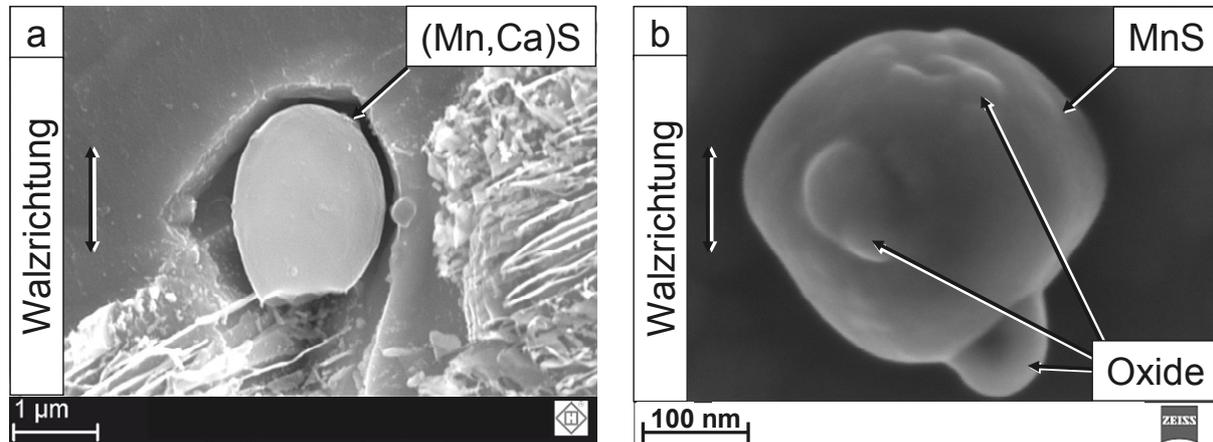


Bild 5.13: Durch tiefeingätzter Längsschliff freigelegtes Mangan, Calcium Mischsulfid im 16MnCr5 (a) und kleines MnS im 30MnVS6 (b). Warmgewalzter Zustand.

Um feststellen zu können, ob und wie der Schwefelgehalt S im Stahl die Querschnittsfläche A der Sulfide und deren Ausscheidungsichte N_A beeinflusst, werden an polierten Querschliffen die entsprechenden charakteristischen Merkmale bestimmt. Tabelle 5.1 stellt in einer Übersicht die mit Hilfe der Rasterelektronenmikroskopie und EDX an gewalzten Stählen gewonnenen Messergebnisse dar.

Tabelle 5.1: Querschnittsflächen und Flächenanteil von MnS und CaS in warmgewalzten Stählen.

Stahl	Sulfid	Sulfidquerschnittsfläche $A/\mu\text{m}^2$	Anzahl der Sulfide pro Flächeneinheit $N_A / (1/\text{mm}^2)$	Flächenanteil der Sulfide im Stahlquerschnitt $f_a^{\text{Sulfid}} / \%$
30MnVS6 (Rand)	MnS	0,287	9105	0,261
30MnVS6 (Kern)	MnS	0,502	7249	0,363
16MnCr5 (Rand)	MnS	0,424	4593	0,195
16MnCr5 (Kern)	MnS	0,429	3722	0,159
100Cr6 (Rand)	MnS	0,253	1829	0,046
100Cr6 (Kern)	MnS	0,387	722	0,028
100Cr6 IQ (Rand)	CaS	4,250	139	0,061
100Cr6 IQ (Kern)	CaS	2,780	34	0,012

Bei allen Stählen mit gestreckten MnS ist eine größere mittlere Querschnittsfläche A der MnS im Kernbereich als im Randbereich zu beobachten. Ferner ist im Gegenzug die Anzahl der MnS pro mm^2 im Bereich von 1 mm unter dem Rand deutlich höher als im Kernbereich. Möglicherweise hat eine Umformung, wie das Walzen die MnS in der äußeren Zone deutlich weiter gestreckt und damit im Querschnitt stärker ausgedünnt als im Kernbereich des Stahls. Weiterhin scheidet sich Schwefel im Randbereich schon beim Abkühlen aus der Schmelze in feineren Mangansulfidstrukturen aus als im Kern. Dies wird durch die Beobachtungen von Flügge et al. (1977) an Stranggussbrammen bestätigt und mit der rascheren Abkühlung des Stahls in diesem Bereich von Kim et al. (2000) erklärt. Größere MnS, wie sie im Kern anzutreffen sind, können sich nach Oikawa et al. (1997) dann bilden, wenn sich die Ausbreitung der Erstarrungsfront in der Schmelze verlangsamt.

Wie in den von Leslie (1983) analysierten Stählen beobachtet, nimmt auch bei den hier betrachteten Stählen (Tabelle 5.1) mit gestreckten MnS der Flächenanteil der angeschnittenen MnS f_a^{MnS} im polierten Schliff mit steigendem Schwefelgehalt S im Stahl zu (Bild 5.14).

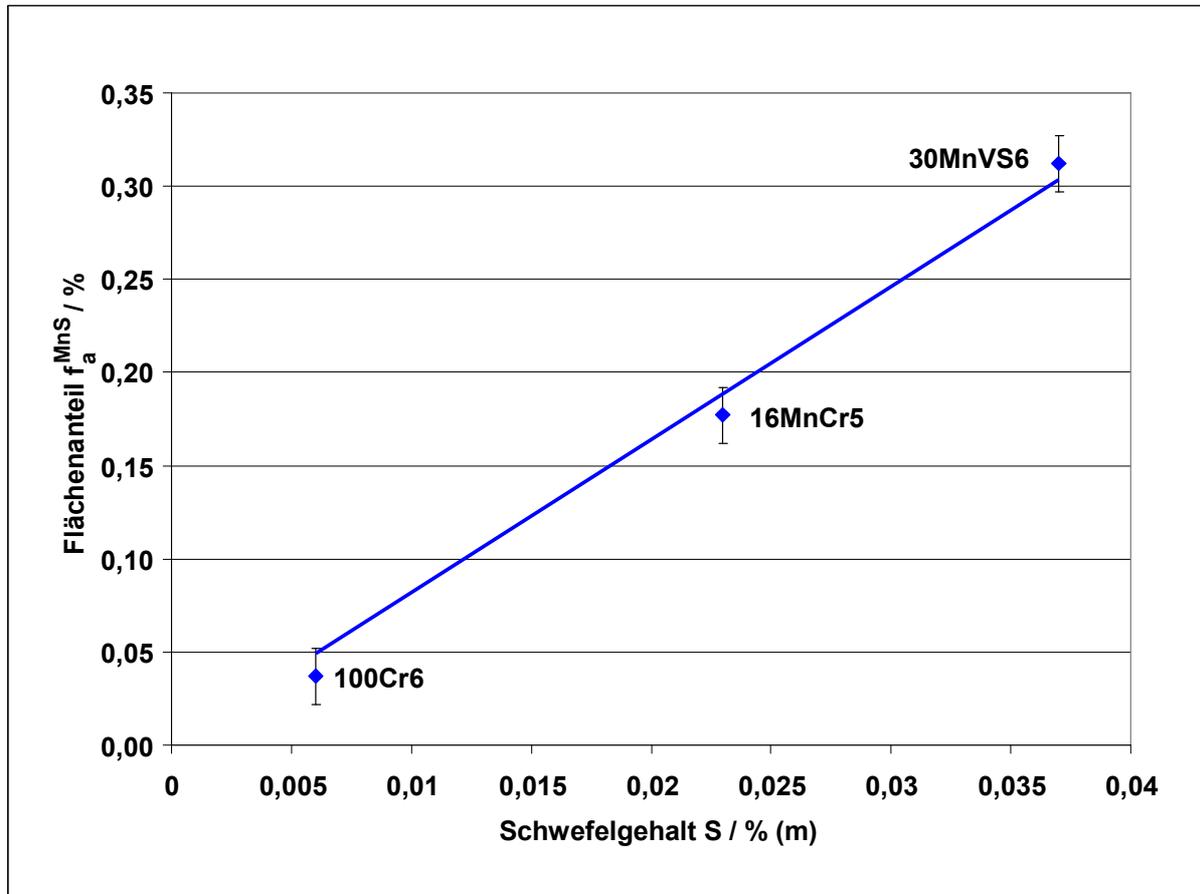


Bild 5.14: Abhängigkeit des Flächenanteils f_a^{MnS} von MnS vom Schwefelgehalt S im Stahl.

Aufgrund der geringen Differenz zwischen der Ausgleichsgerade und den einzelnen Messpunkten in Bild 5.14, kann ein etwa linearer Zusammenhang zwischen steigendem Schwefelgehalt und des Flächenanteils der MnS Querschnitte f_a^{MnS} angenommen werden, der in Gleichung (5.1) dargestellt ist.

$$f_a^{MnS} = 8,189 \cdot \frac{S}{\% (m)} \cdot \% \quad (5.1)$$

Dies deutet darauf hin, dass in allen hier betrachteten Stahlsorten mit gestreckten MnS ausreichend Mangan anwesend ist, um den Schwefel im Stahl als MnS abzubinden. Reicht beispielsweise der Mangangehalt im Stahl nicht aus, um den Schwefel als MnS zu binden, dann kann es zur Bildung von Eisensulfid kommen und der Flächenanteil der MnS f_a^{MnS} nimmt bei weiter steigendem Schwefelgehalt nicht weiter linear zu.

5.3 Zusammenfassung

Der Nachweis, dass gestreckte MnS signifikant für die freiäugige Darstellung des Faserverlaufs im Stahl verantwortlich sind, wird durch das schrittweise Ätzen eines

polierten Schliffes mit HCl erbracht. Für eine erfolgreiche Präparation des Faserverlaufs in Stahl sollten daher mehrere Voraussetzungen erfüllt sein. Zum Einen muss über einen ausreichenden Schwefelgehalt eine ausreichende Dichte von MnS vorliegen und deren Form zum Anderen z.B. durch Walzen gestreckt sein. Weiterhin sollten sich die gestreckten MnS parallel zueinander ausgerichtet in Gruppen befinden, wobei der Abstand der einzelnen MnS innerhalb eines Clusters in idealer Weise etwa 2 bis 3 μm zueinander beträgt. Die vergleichsweise einfache Präparation ermöglicht vielfältige Anwendungsmöglichkeiten der Faserverlaufsätzung besonders bei massiv umgeformten Stählen. Obwohl in der Literatur für die Definition des Faserverlaufs mehrere Alternativen in Betracht gezogen werden, können in heutigen Stählen für die freiäugige Darstellung dieser Struktur durch Ätzen mit HCl gestreckte MnS als Basis des Faserverlaufs angenommen werden. Die Tiefenätzung bestätigt die von Baker und Charles (1972 b) festgestellte regellose Anordnung der MnS im Strangguss, wodurch eine Darstellung des freisichtigen Faserverlaufs nicht möglich ist. Jedoch werden durch Warmwalzen, in Abhängigkeit vom Walzgrad, die MnS in Walzrichtung gelängt und ausgerichtet. Dabei verbleibt im Stahl eine Restkrümmung der MnS, die mit steigendem Walzgrad abnimmt. Andere Einschlüsse, wie beispielsweise Titanitride, Aluminium-Magnesium-Mischoxide und MnS kleiner als 1 μm bleiben auch nach einem Umformprozess wie beispielsweise Walzen eckig bzw. globular. Unabhängig vom Werkstoff nimmt bei ausreichendem Mangengehalt im Stahl der Flächenanteil von MnS im Stahl proportional zum Schwefelgehalt zu.

6 Veränderungen der Mangansulfidform und Einflussfaktoren

Die Form und Orientierung von MnS in Stahl lässt sich durch einen Umformprozess, wie beispielsweise Warmwalzen, von ursprünglich im Strangguss regellos orientiert in gestreckt zur Walzrichtung hin ausgerichtet verändern. Weiterhin ist in Bild 4.4 beispielhaft dargestellt, dass sich die Morphologie gestreckter MnS durch zylindrisches Stauchen bei 1250 °C in Walzrichtung modifiziert. Sowohl Vodopivec (1980) als auch Murty et al. (1977) zeigen an warmgewalzten Proben, dass neben Umformgrad auch die Temperatur das Umformverhalten der MnS beeinflusst. Daher werden die zylindrischen Stauchversuche, wie in Abschnitt 4.3 beschrieben, mit unterschiedlichen Umformgraden, Temperaturen und Stahlsorten in Walzrichtung durchgeführt. Damit soll einerseits das Verhalten gestreckter MnS bezüglich einer Umformung in Walzrichtung und quer dazu untersucht werden. Andererseits sollen auch die Einflüsse der Umformtemperatur mit analysiert werden. Diese Erkenntnisse sollen mit dazu beitragen, die Veränderung von ursprünglich gestreckten MnS im warmgewalzten Zustand des Stahls in umgeformten realen Bauteilen besser abschätzen zu können.

6.1 Thermische Belastung der Mangansulfide

MnS können unter Wärmeeinwirkung bei Temperaturen von über 1200 °C ihre Form ändern, wie beispielsweise Baker und Charles (1973) in ihrer Arbeit zeigen. Daher soll hier mit analysiert werden, wie sich gestreckte MnS in den betrachteten Stählen verhalten, wenn sie zur Umformung auf eine Temperatur von 1250 °C induktiv erwärmt werden. Damit soll eine Einschätzung des Temperatureinflusses bei der Warmumformung auf die Morphologie der MnS ermöglicht werden.

Ab einer Glühdauer von mehr als 1,5 h und bei einer Temperatur von 1250 °C sind sowohl beim 16MnCr5 als auch beim 30MnVS6 erste komplette Einformungen einzelner gestreckter MnS in eine kugelige Gestalt zu beobachten (Bild 6.1 a). Auffallend ist hier die perlenkettenartige Anordnung der globularen MnS in Richtung der vorher gestreckten MnS (Bild 6.1 b). Eine vollständige Einformung bei 1250 °C ist bei gestreckten MnS mit einem Durchmesser von mehr als 3 µm auch nach einer Glühdauer von 32 h weder im 16MnCr5 noch im 30MnVS6 zu beobachten. Lediglich beginnende Einschnürungen an in Walzrichtung gelängten MnS mit einem Durchmesser von etwa 3 µm sind nach 32 h festzustellen (Bild 6.2 b). Dies deutet darauf hin, dass gestreckte MnS mit größeren Durchmessern einer noch längeren Glühdauer oder höheren Temperatur bedürfen, um sich einzuformen.

Ferner ist zu beobachten, dass bei allen hier betrachteten Stählen nach einer raschen induktiven Erwärmung auf 1250 °C bei etwa 120 s Haltezeit und Abkühlung an ruhender Luft noch keine nennenswerte Formveränderung gestreckter MnS eintritt. Offensichtlich reicht bei dieser Temperatur die Zeit nicht aus, um ein Einformen gelänger MnS in eine kugelige Gestalt zu ermöglichen.

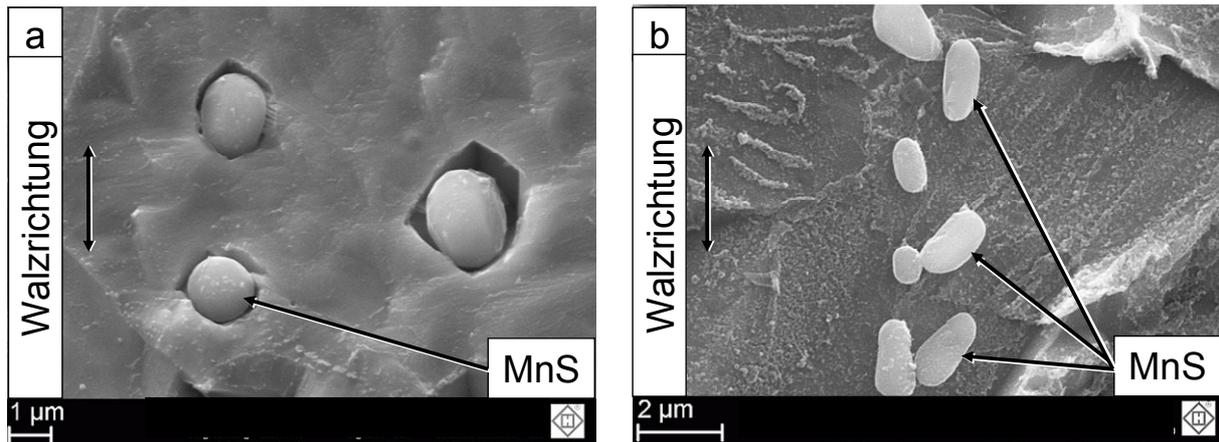


Bild 6.1: Einformung ehemals gestreckter MnS in eine kugelige Morphologie im 16MnCr5 (a) und im 30MnVS6 bei 1250° C und 1,5 h Haltezeit. Tiefengeätzter Längsschliff.

Eine Umwandlung gestreckter MnS in eine globulare Form tritt beim 100Cr6 erst nach einer Haltezeit von 8 h bei 1250° C ein (Bild 6.2 a). Dabei bilden sich im 100Cr6 teilweise MnS vom Typ III, d.h. in einer eckigen Form aus. Mit abnehmender Temperatur ist eine überproportionale Zunahme der Glühdauer bis zum ersten Einformen der gestreckten MnS bei allen Stählen mit gelängten MnS festzustellen. Unterhalb einer bestimmten Temperatur wird bei allen Stählen, auch bei entsprechend langer Glühdauer, gar keine Einformung mehr beobachtet. So findet beispielsweise im 16MnCr5 eine Einformung gestreckter MnS unterhalb einer Temperatur von 900 °C nicht statt.

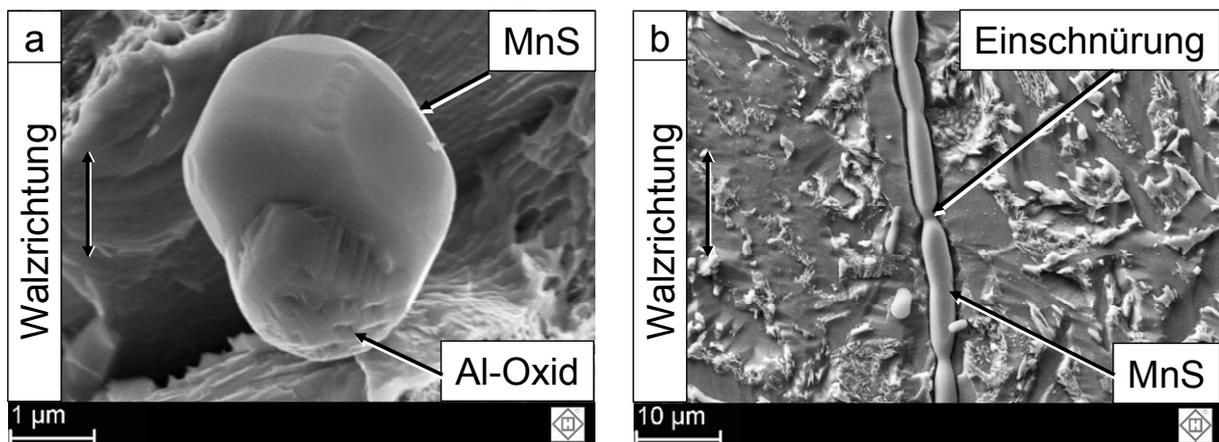


Bild 6.2: Einformung ehemals gestreckter MnS auf einem Aluminiumoxid im 100Cr6 nach 8 h Haltezeit und 1250° C (a) und beginnende Einschnürung von MnS mit einem Durchmesser von mehr als 3 µm im 16MnCr5 nach 32 h und 1250° C (b). Tiefengeätzter Längsschliff.

Diese Beobachtungen decken sich in groben Zügen mit den Erkenntnissen von McFarland und Cronin (1980), die an einem 10MnV4 gleichfalls eine nichtlineare Zeitverlängerung bis zum Einformen der MnS bei abnehmender Temperatur messen. Da

gestreckte MnS nachweislich bei 1250 °C erst ab einer Glühdauer von 1,5 h beginnen, sich merklich einzuformen, wird davon ausgegangen, dass bei dieser Umformtemperatur bei rascher induktiver Erwärmung, die Umformung die Gestaltänderung der MnS bewirkt.

6.2 Einfluss des Umformgrades beim Stauchen in Walzrichtung

So wie die äußere Form am Rand einer zylindrischen Stauchprobe sich mit zunehmendem Umformgrad immer weiter ausbaucht, wird angenommen, dass sich auch die im Stahl befindlichen Sulfide ähnlich verhalten werden. Das bereits in Abschnitt 5.2 beschriebene Verhalten von MnS beim Warmwalzen des Stranggusses kann als ein Hinweis darauf gedeutet werden, dass sich gestreckte MnS beim zylindrischen Stauchen in Walzrichtung in ihrer Form und Orientierung mit steigendem Umformgrad zunehmend verändern werden. Wie in Bild 4.3 am Beispiel eines 30MnVS6 in einer Stauchreihe gezeigt, verändert sich der Faserverlauf mit zunehmendem Umformgrad. Während sich im Randbereich des Längsschnitts die Fasern in ihrer Krümmung parallel zur Ausbauchung anordnen, ist im Kernbereich der Proben eine eher unregelmäßige Orientierung bei zunehmendem Umformgrad anzutreffen. In Bild 6.3 ist beispielhaft dieses Verhalten des Faserverlaufs im mit HCl geätzten Längsschliff des Kernbereichs am warm gestauchten 30MnVS6 mit zunehmendem Umformgrad dargestellt.

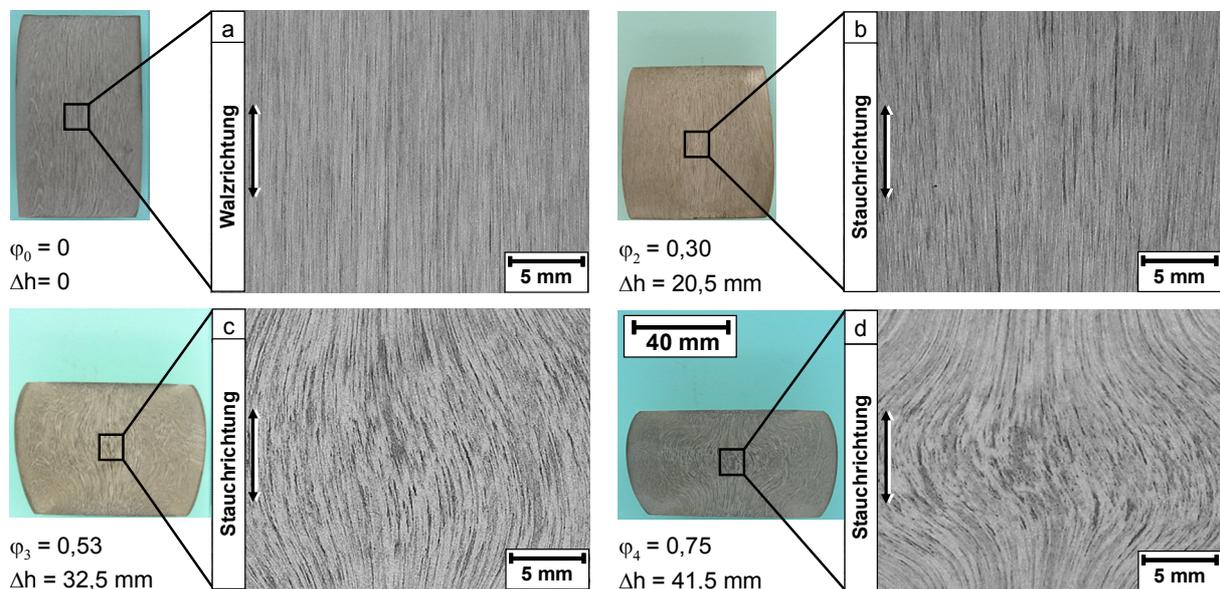


Bild 6.3: Veränderung des mit HCl präparierten Faserverlaufs beim Warmstauchen des 30MnVS6 im Kernbereich mit zunehmendem Umformgrad φ_0 (a), φ_2 (b), φ_3 (c) und φ_4 (d) im Längsschliff.

Eine signifikante Veränderung des Faserverlaufs von ursprünglich parallel zur Walzrichtung gestreckt ist hier in der Probenmitte erst ab einem Umformgrad von $\varphi_3 = 0,53$ festzustellen. Dabei scheinen sich die Fasern in der Probenmitte zu verbreitern und regellos zu verteilen (Bild 6.3 d). Im 16MnCr5 und 100Cr6 ist ein vergleichbares

Verhalten bzgl. des Faserverlaufs festzustellen. Auch bei kalt gestauchten Proben treffen diese Feststellungen sowohl für den 30MnVS6 als auch für den 16MnCr5 und 100Cr6 zu. Der 100Cr6 IQ zeigt bereits im warmgewalzten Zustand keinen Faserverlauf, was sich auch nicht durch ein zylindrisches Stauchen verändert. Da der Faserverlauf in Stahl von gestreckten MnS verursacht wird, sollen hier gezielt diese Ausscheidungen und deren Veränderungen durch Stauchen im Folgenden betrachtet werden. Obwohl CaS nicht zur Ausbildung eines freiäugigen Faserverlaufs beitragen, soll der Vollständigkeit halber deren Umformverhalten in diesem Abschnitt mit betrachtet werden. In Bild 6.4 ist die Veränderung der MnS im Probenkernbereich mit steigendem Umformgrad anhand tiefengeätzter Längsschliffe beispielhaft am 30MnVS6 dargestellt.

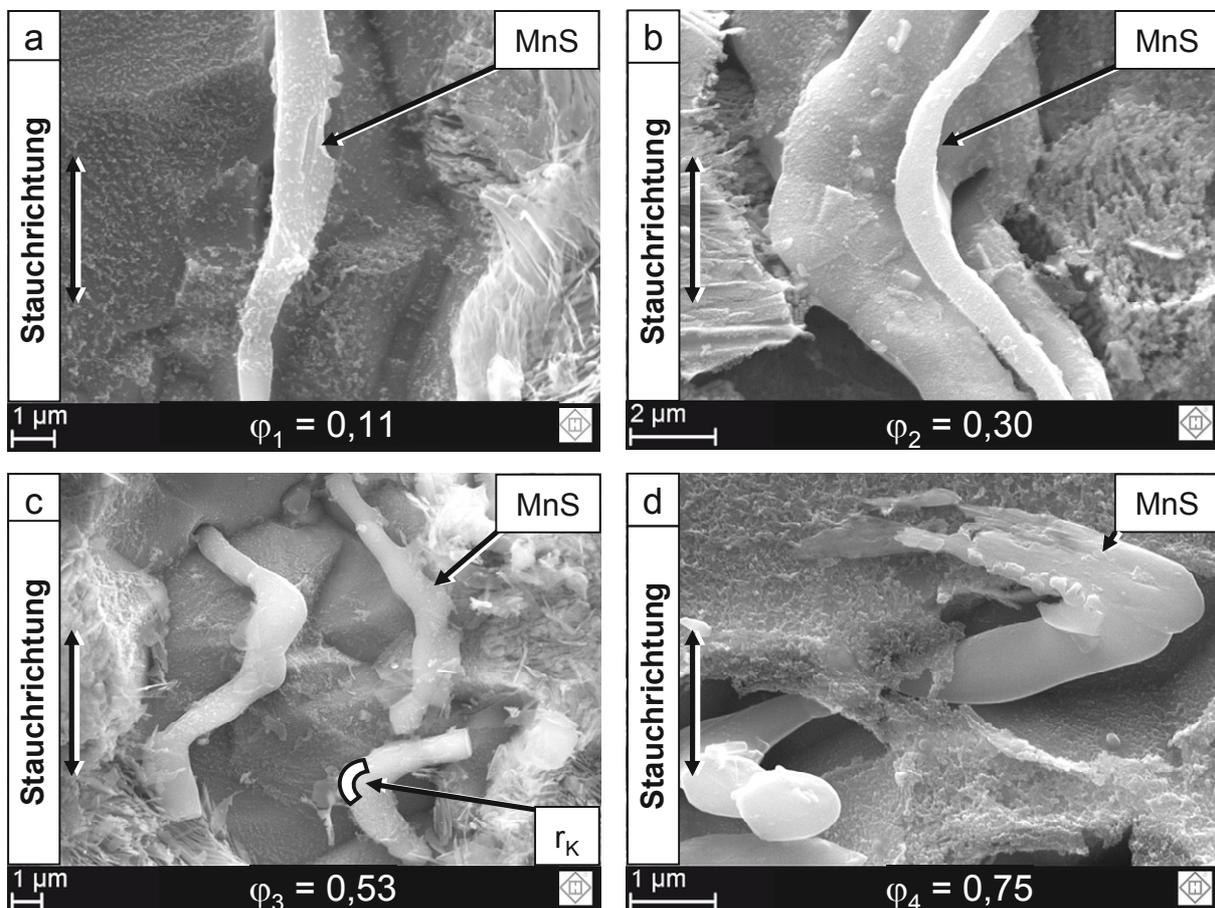


Bild 6.4: MnS Veränderung durch Stauchen bei 1250 °C des 30MnVS6 im Kernbereich mit zunehmendem Umformgrad φ_1 (a), φ_2 (b), φ_3 (c) und φ_4 (d). Tiefengeätzter Längsschliff.

Die im warmgewalzten Stahl ursprünglich gestreckten MnS verformen und krümmen sich zunehmend mit steigendem Stauchgrad, was zur Ausbildung von Bögen mit einem Krümmungsradius r_k (Bild 6.4 c) führt. Nach der geringsten Umformung von $\varphi_1 = 0,11$ ist bereits eine deutliche Krümmung zu erkennen, die mit wachsendem Stauchgrad weiter zunimmt. Die Verringerung der Krümmungsradien r_k der MnS im

16MnCr5 und 30MnVS6 sowohl bei warm als auch bei kalt umgeformten Proben zeigen die Diagramme in Bild 6.5 (a und b). Auffallend ist dabei die steile Abnahme des Krümmungsradius r_k an gebogenen MnS nach einem Umformgrad von $\phi = 0,11$ im Vergleich zum flacheren Verlauf der Kurve bei den folgenden höheren Umformgraden. Dies wird sowohl bei 1250 °C als auch bei Raumtemperatur umgeformten Stauchproben beobachtet.

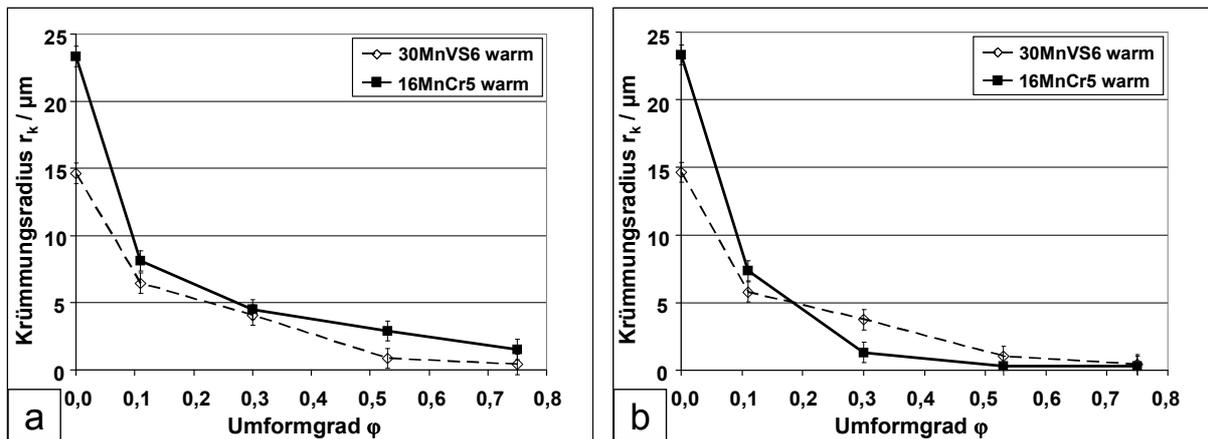


Bild 6.5: Abhängigkeit des Krümmungsradius r_k von MnS im Kernbereich vom Umformgrad bei einer Umformtemperatur von 1250 °C (a) und bei Raumtemperatur (b) gestauchten Proben.

Bei geringerer Vergrößerung im REM ist zu entdecken, dass im Kern der Probe die ursprünglich gestreckte Orientierung der MnS (Bild 6.6 a) nicht die bauchige Außenform der Stahlproben annimmt, sondern sich eher in eine Art Schlangenlinie (Bild 6.6 b) verändert. Möglicherweise bedingt das Umformen durch Stauchen im Kern der Probe ein Knicken und Umbiegen der nahezu gestreckten MnS. Unterstützend für das starke Biegen wirkt hier sicher noch die Vorkrümmung der MnS nach dem Walzen.

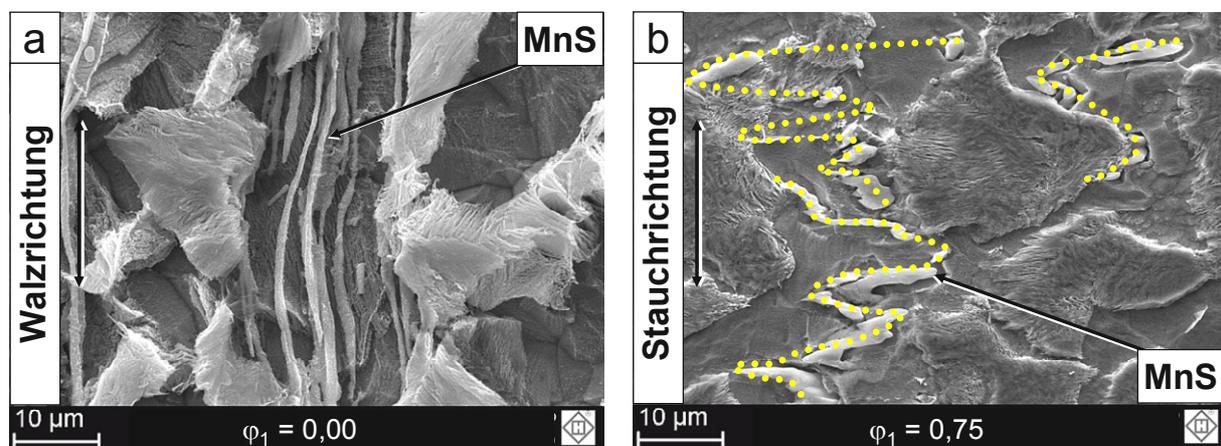


Bild 6.6: Veränderung der MnS Orientierung des 30MnVS6 im Kernbereich der bei 1250 °C gestauchten Probe vom Ausgangszustand ϕ_0 (a) bis ϕ_4 (b) im tie-

fengeätzten Längsschliff.

Im Randbereich der Stauchproben ca. 1 mm unter der Oberfläche wird das Krümmen der ursprünglich gestreckten MnS nur teilweise und in erheblich schwächeren Maße als im Kernbereich beobachtet (Bild 6.7). Daher folgt im Randbereich die Geometrie der MnS bei vergleichbaren Umformgrad hauptsächlich der Außenkontur der Zylinderstauchprobe und verändert sich beispielsweise im 30MnVS6 selbst bei einem Umformgrad von $\varphi_4 = 0,75$ nur gering.

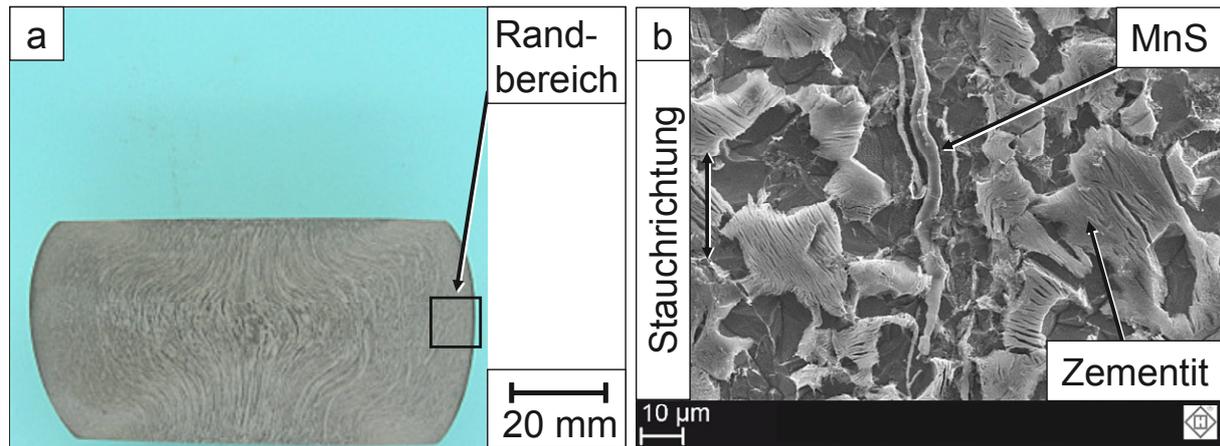


Bild 6.7: Verhalten von MnS im Randbereich des 30MnVS6 beim Umformgrad von $\varphi_4 = 0,75$. Faserverlaufsübersicht (a) und tiefengeätzter Längsschliff (b).

Analog zum Warmwalzen (Abschnitt 5.2), werden beim Zylinderstauchen bestimmte Einschlussarten und Ausscheidungen bis zu einem Umformgrad von $\varphi_4 = 0,75$ ebenfalls nicht mit umgeformt. Diese Unabhängigkeit der Geometrie vom Umformgrad zeigen hier Aluminiumoxide, Titanvanadiumkarbonitride und Mangan-Calcium-Mischsulfide, wie in Bild 6.8 dargestellt. Gleichfalls davon betroffen sind kugelige MnS mit einem Durchmesser von weniger als 1 µm (Bild 6.8 a).

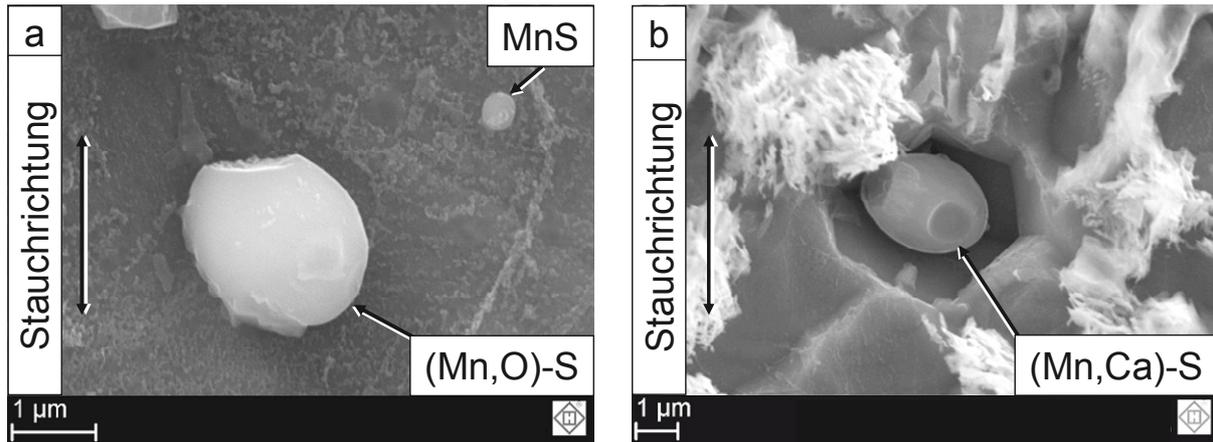


Bild 6.8: Nicht verformte Einschlüsse im Kernbereich des 30MnVS6 (a) und im 16MnCr5 (b). Tiefengeätzter Längsschliff bei einem Umformgrad von $\varphi_4 = 0,75$.

Ebenfalls in ihrer Gestalt vom Stauchen nicht betroffen zeigen sich CaS im 100Cr6 IQ. Hier wurde bis zu einem Umformgrad von $\varphi_4 = 0,80$ keine Veränderung (Bild 6.9 b) der ursprünglich eher globularen CaS (Bild 6.9 a) in Stauchrichtung gefunden.

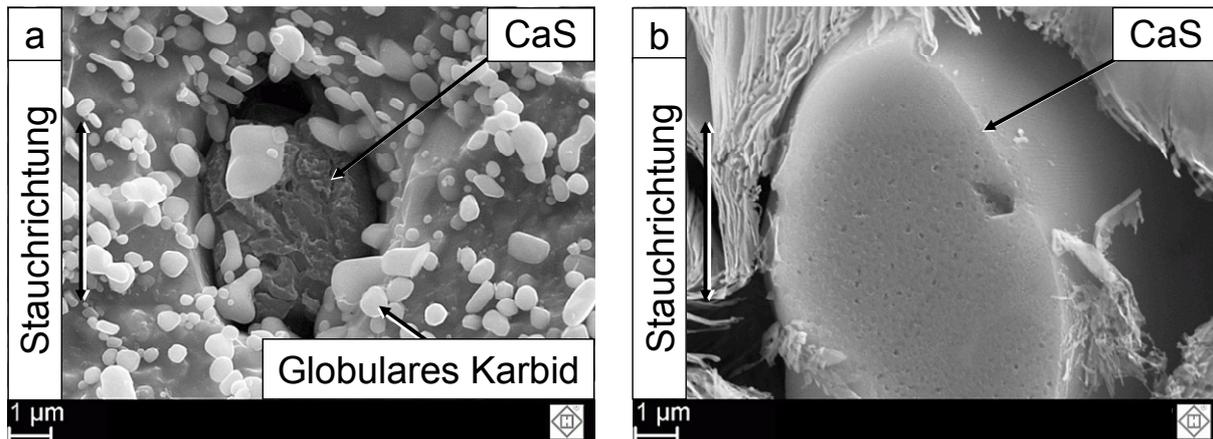


Bild 6.9: Nicht verformtes CaS im Kernbereich des 100Cr6 IQ. Tiefengeätzter Längsschliff. Ursprüngliches CaS nach Warmwalzen (a) und CaS nach Warmstauchen bei einem Umformgrad von $\varphi_4 = 0,80$ (b).

6.3 Einfluss der Umformtemperatur beim Stauchen in Walzrichtung

Der Faserverlauf zeigt bei allen warmgewalzten Stählen mit gestreckten MnS nach dem zylindrischen Stauchen, sowohl bei Raumtemperatur Bild 6.10 (a) als auch bei 1250° C Bild 6.10 (b) einen in etwa vergleichbaren freisichtigen Verlauf. Bei geringer Vergrößerung sind jedoch im Kernbereich schon geringe Unterschiede in der Faserorientierung feststellbar, deren Ursachen durch eine mikroskopische Analyse geklärt werden.

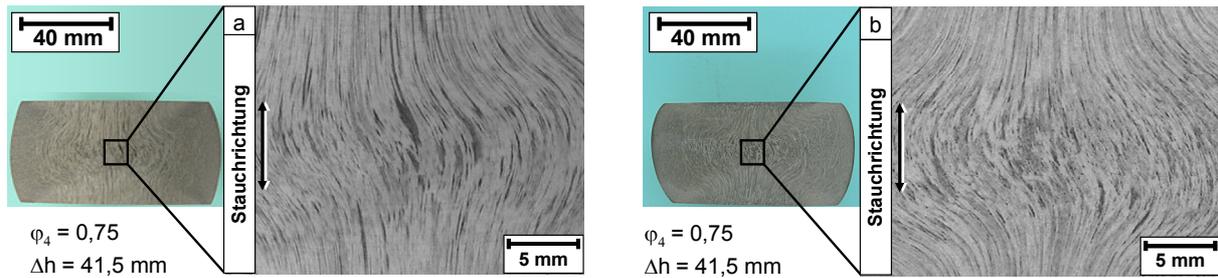


Bild 6.10: 30MnVS6 bei Raumtemperatur (a) und bei 1250° C (b) zylindrisch gestaucht. Mit HCl geätzter Längsschliff zur vergleichenden Darstellung des freisichtigen Faserverlaufs.

Die MnS weisen im Kernbereich der Probe während des Stauchens bei Raumtemperatur ein anderes Verhalten auf als bei 1250° C. Bei Raumtemperatur fällt auf, dass sich die ursprünglich gestreckten MnS beispielsweise im 30MnVS6 ab einem Umformgrad von $\varphi_1 = 0,11$ wie beim Umformen bei 1250 °C zuerst leicht krümmen, dabei jedoch schon ab einem Umformgrad von $\varphi_2 = 0,30$ einen ersten Anriss aufweisen (Bild 6.11 b).

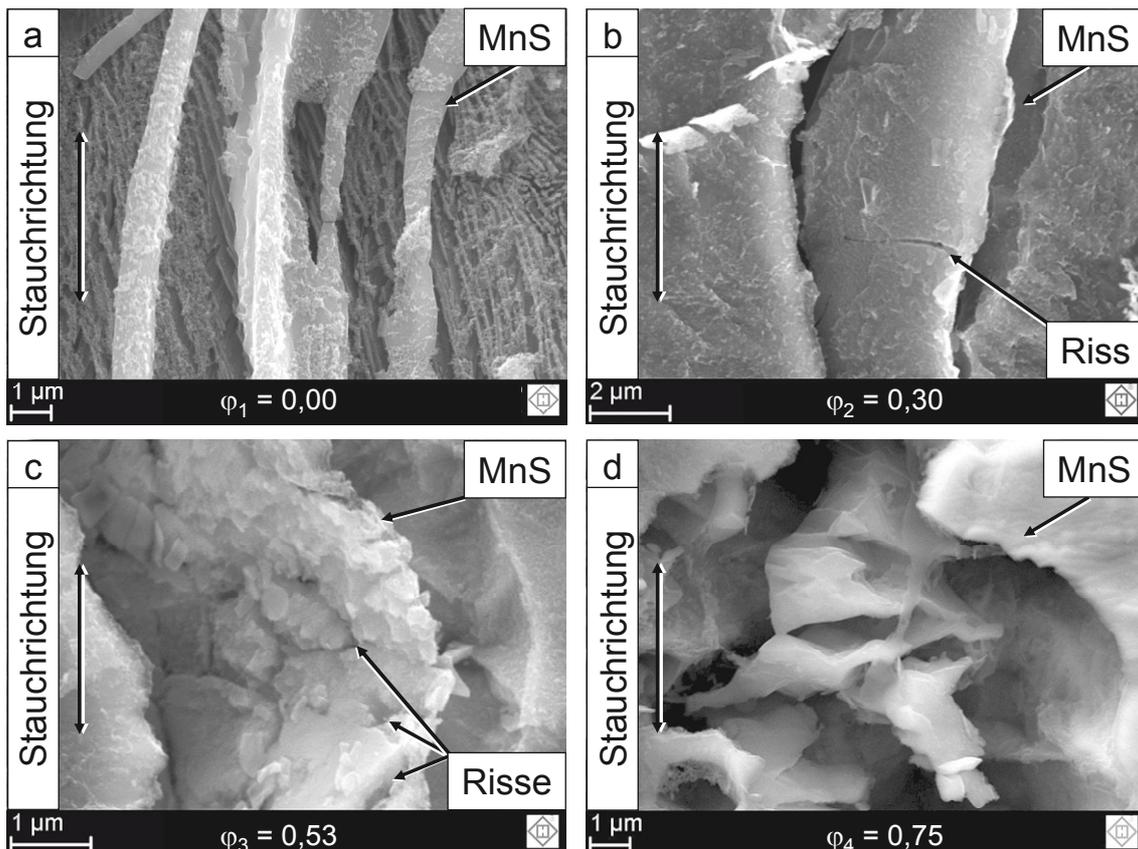


Bild 6.11: Veränderung von gestreckten MnS (a) im 30MnVS6 während des Stauchens bei Raumtemperatur mit zunehmendem Umformgrad von φ_0 (a), φ_2 (b), φ_3 (c) und φ_4 (d). Tiefengeätzter Längsschliff, Kernbereich.

Mit fortschreitender Umformung nimmt die Anzahl der Risse im MnS bei einem Umformgrad von $\varphi_3 = 0,53$ weiter zu (Bild 6.11 c), bis das MnS nach einem Umformgrad von $\varphi_4 = 0,75$ komplett zerbrochen ist und damit eine völlig neue Gestalt angenommen hat. (Bild 6.11 d). In dieser veränderten spitzigen und eckigen Form weist das MnS bei vergleichbarem Umformgrad noch engere Krümmungsradien auf (Bild 6.5 b) als nach der Umformung bei 1250 °C (Bild 6.5 a).

Im 100Cr6 IQ werden CaS bei Raumtemperatur ab einem Umformgrad von $\varphi_4 = 0,75$ in eine linsenähnliche Morphologie, die mit ihrer großen Hauptachse quer zur Stauchrichtung liegt, verformt (Bild 6.12 a und b), während bei 1250 °C dies nicht beobachtet wird.

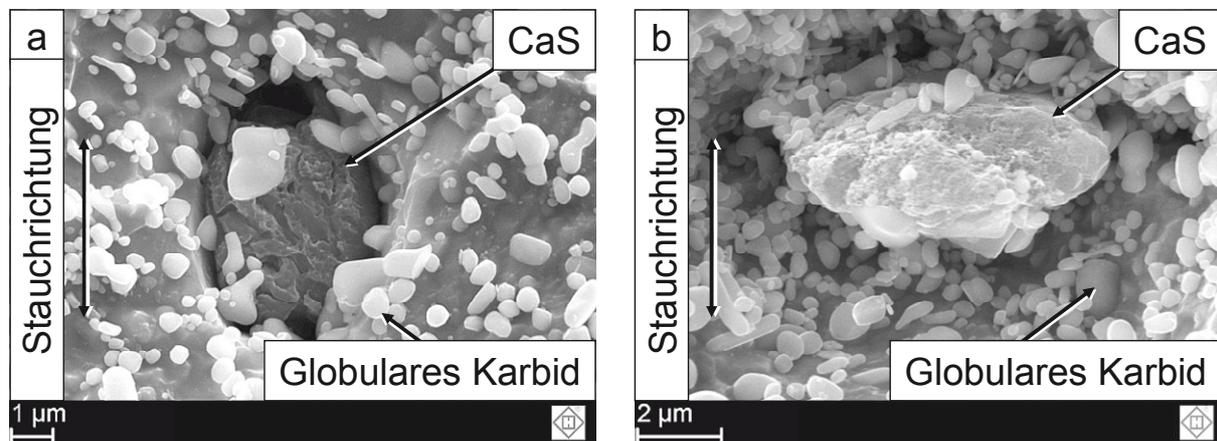


Bild 6.12: Veränderung eines CaS (a) in eine linsenähnliche Form (b) im 100Cr6 IQ beim Umformgrad von $\varphi_4 = 0,75$ bei Raumtemperatur. Tiefengeätzter Längsschliff, Kernbereich.

Somit überschreitet die für die Umformung bei Raumtemperatur des 100Cr6 IQ herrschende Spannung von $\sigma = 1132$ MPa im Kernbereich (Bild 6.13 b) die Fließspannung der CaS, so dass diese sich in ihrer Form verändern. Die globularen Karbide sind von der Kaltumformung bzgl. ihrer Gestalt nicht betroffen und behalten ihre kugelige Ausgangsform. Durch das Umformen bei Raumtemperatur werden die globularen Karbide teilweise sogar in das CaS eingedrückt (Bild 6.13 a).

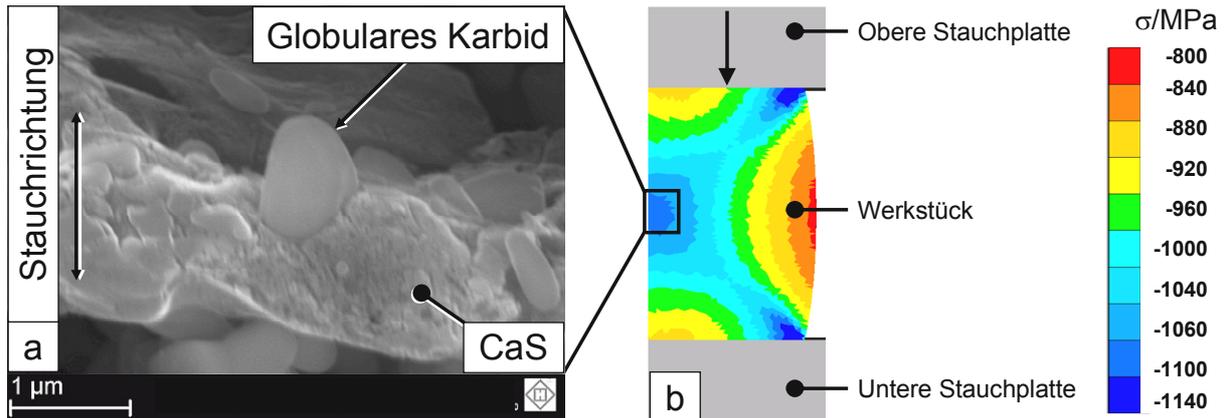


Bild 6.13: In CaS eingedrücktes (Fe, Cr)-Mischkarbid im 100Cr6 IQ nach Stauchen bei Raumtemperatur und einem Umformgrad von $\varphi_4 = 0,75$ im tiefengeätzten Längsschliff (a). FEM Umformsimulation des Stauchens des 100Cr IQ zur Ermittlung der lokal im Kern des Werkstoffs vorherrschenden Spannung (b).

Das Gefüge verbleibt während der Umformung in seinem Ausgangszustand GKZ, während es sich beim Umformen bei 1250 °C nach der Abkühlung in ein perlitisches Gefüge mit Korngrenzenzementit umwandelt.

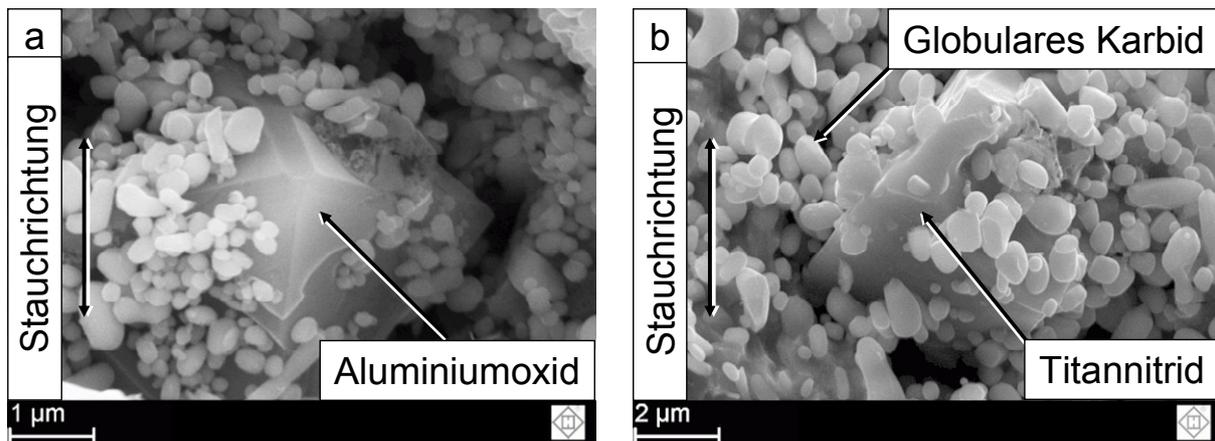


Bild 6.14: Aluminiumoxid im 100Cr6 (a) und Titannitrid im 100Cr6 IQ (b) beim Umformgrad von $\varphi_4 = 0,87$ (100Cr6) und von $\varphi_4 = 0,75$ (100Cr6 IQ) bei Raumtemperatur. Tiefengeätzter Längsschliff, Kernbereich.

Aluminiumoxide, Titannitride (Bild 6.14 a und b) und kugelige MnS mit einem Durchmesser kleiner als 1 µm erfahren beim zylindrischen Stauchen sowohl bei Raum- als auch bei Warmumformtemperatur keine Veränderung in ihrer Gestalt. Nach der Kaltmassivumformung ist das ferritisch perlitische Gefüge des 16MnCr5 wie vor dem Stauchen anzutreffen (Bild 6.15), während die Umformung bei 1250 °C in diesem Stahl, bedingt durch die Abkühlung an Luft, zu einer bainitischen Mikrostruktur mit etwa 30 % ferritisch-perlitischen Gefügeanteil führt.

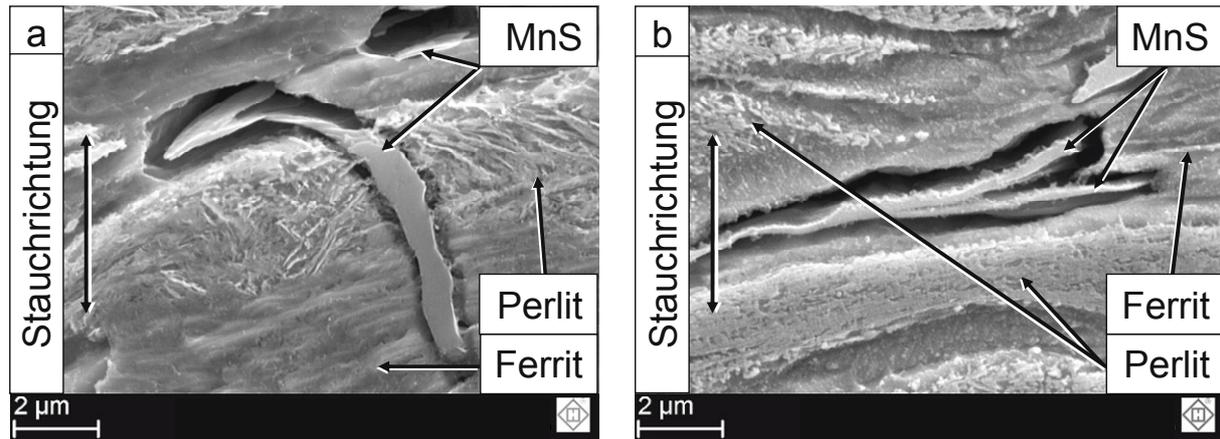


Bild 6.15: Veränderung der MnS im 16MnCr5 im Kernbereich nach Stauchen bei Raumtemperatur bei einem Umformgrad von $\varphi_3 = 0,53$ (a) und $\varphi_4 = 0,75$ (b). Tiefengeätzter Längsschliff.

Es soll noch angemerkt werden, dass sich auch die Perlitkolonien teilweise während der Umformung bei Raumtemperatur senkrecht zur Stauchrichtung etwas abflachen. Die Form der Perlitkolonien erfährt durch das Stauchen in Walzrichtung bei Raumtemperatur eine erheblich geringere Veränderung als MnS, während Ferritkörner, die in Stauchrichtung zwischen den Perlitkolonien liegen, abgeflacht werden. Befinden sich in Umformrichtung zwischen zwei sich aufeinander zu bewegendes Perlitkolonien gestreckte MnS, so werden diese von ursprünglich $1 \mu\text{m}$ Durchmesser auf eine Stärke von weniger als $0,1 \mu\text{m}$ abgeflacht (Bild 6.15 b). MnS, die sich in einer Perlitkolonie befinden, bleiben dagegen in ihrer Gestalt während der Umformung bei Raumtemperatur weitestgehend unbeeinflusst (Bild 6.15 a). Eine schlangenlinienähnliche Verformung der MnS wie beim Stauchen bei 1250°C , konnte bei den hier betrachteten Stählen nicht festgestellt werden.

6.4 Einfluss des Werkstoffs beim Stauchen in Walzrichtung

Eine Abhängigkeit des Umformverhaltens gestreckter MnS von der umgebenden Stahlmatrix kann sowohl bei der Kalt- als auch bei der Warmmassivumformung zwischen dem 100Cr6 und den anderen Stählen mit gestreckten MnS festgestellt werden. Während sich gestreckte MnS im 16MnCr5 und 30MnVS6 beim Stauchen bei 1250°C im Kernbereich vergleichbar stark krümmen (Bild 6.4) und (Bild 6.5), weisen MnS im 100Cr6 bei dieser Umformtemperatur ein anderes Verhalten auf. Bei 1250°C wird in diesem Stahl bei Erreichen eines Stauchgrades von $\varphi_4 = 0,83$ ein Zerbrechen und eine völlige Formänderung der MnS festgestellt (Bild 6.16). Möglicherweise wirkt hier die Stahlmatrix bei 1250°C im austenitischen Bereich mit ihrem deutlich höheren Kohlenstoffgehalt stärker auf die MnS ein, als mit geringerem Kohlenstoffgehalt. Die genaue Ursache für dieses Verhalten ist jedoch noch unbekannt.

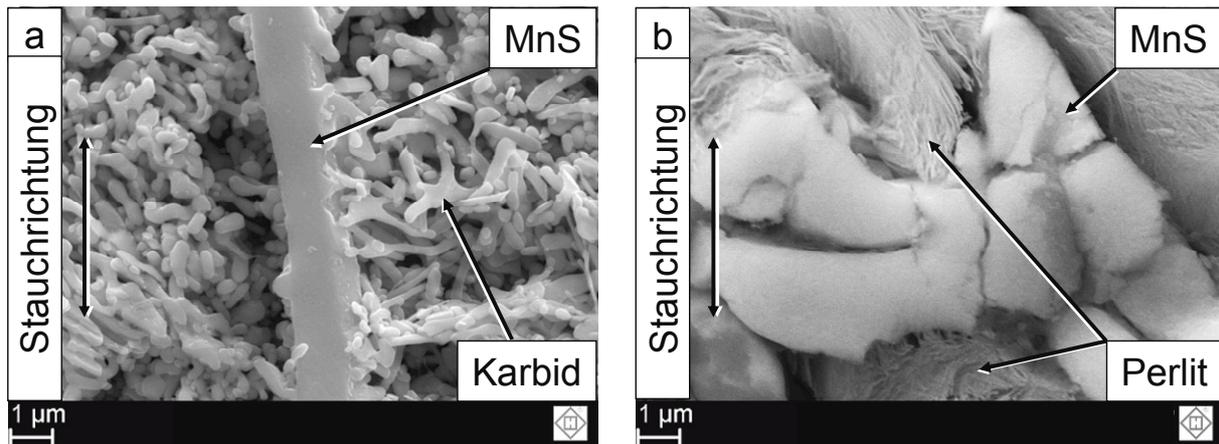


Bild 6.16: Veränderung der MnS im 100Cr6 im Kernbereich gewalzt (a) und umgeformt bei 1250 °C mit einem Stauchgrad von $\varphi_4 = 0,83$ (b). Tiefengeätzter Längsschliff.

Auch beim Umformen bei Raumtemperatur zeigen MnS im 16MnCr5 und 30MnVS6 ein anderes Umformverhalten als im Vergleich zum 100Cr6. Auffallend ist im 100Cr6 die langsamere Veränderung der Form der MnS mit steigendem Umformgrad (Bild 6.17 b) als im Vergleich zum 16MnCr5 und 30MnVS6. Wie beim 30MnVS6 zeigt sich auch hier ein erster Anriss im MnS bei einem Stauchgrad von $\varphi_2 = 0,42$ (Bild 6.17 b); mit weiter zunehmendem Umformgrad behalten die MnS im 100Cr6 jedoch ihre ursprünglich gestreckte Form in Walzrichtung in etwa bei.

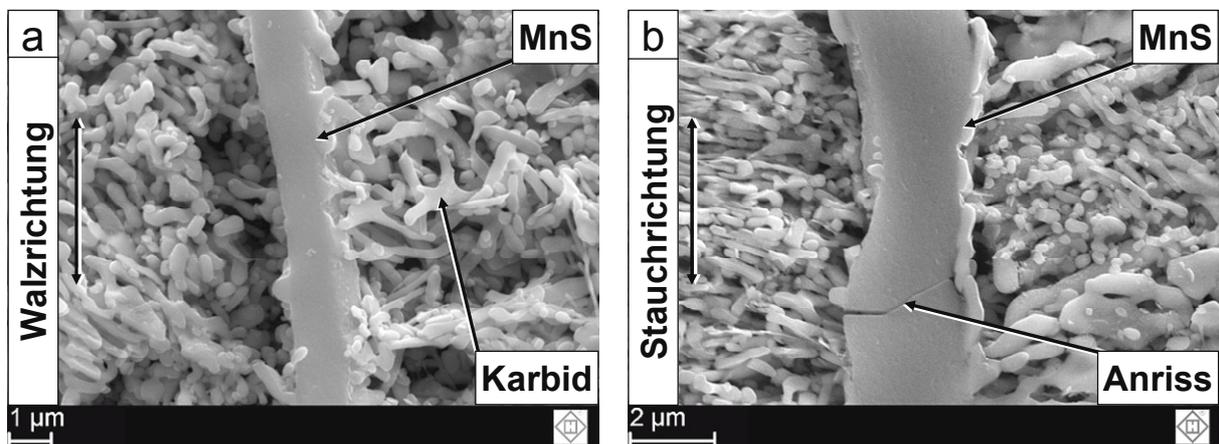


Bild 6.17: Gestrecktes MnS nach Warmwalzen im 100Cr6 im Kernbereich (a) und nach Stauchen bei Raumtemperatur bei einem Umformgrad von $\varphi_2 = 0,42$ (b). Tiefengeätzter Längsschliff.

Sie werden jedoch in Umformrichtung gestaucht (Bild 6.18 a) und nur gering gekrümmt. Dies könnte mit der stabilisierenden Wirkung der Karbide auf die gestreckte Form der MnS während einer Umformung wie Stauchen erklärt werden. Ab einem Umformgrad von $\varphi_4 = 0,87$ zeigen die umgeformten MnS im 100Cr6 eine andere Ausrichtung, wobei die Längsachse der MnS nun quer zur Stauchrichtung orientiert ist

(Bild 6.18 b). Ob das beim Umformgrad von $\varphi_3 = 0,64$ in Walzrichtung in sich gestauchte MnS noch weiter in Walzrichtung gestauchte wurde oder ob eine Drehung von 90° und eine zusätzliche Abflachung vorliegt, ist unklar.

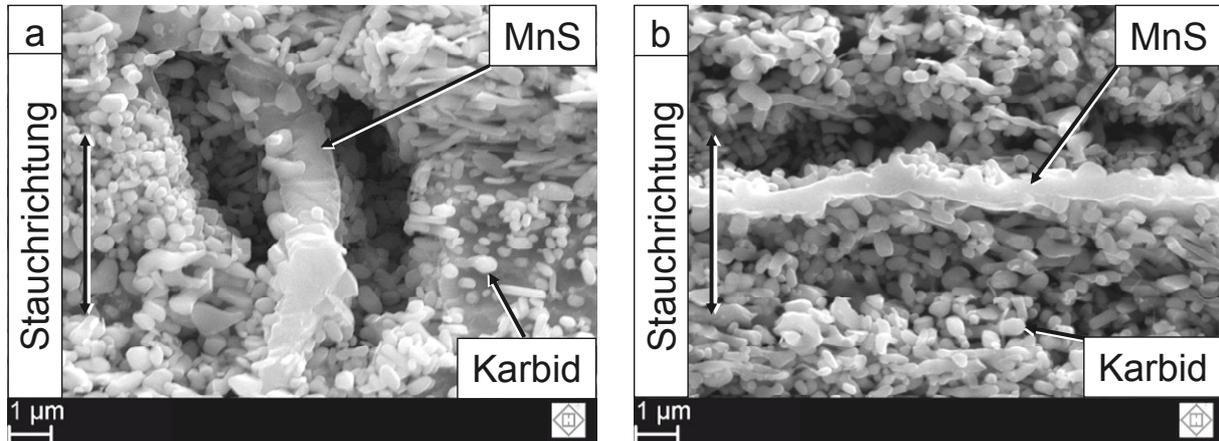


Bild 6.18: Veränderung der MnS im 100Cr6 im Kernbereich nach Umformung bei Raumtemperatur und $\varphi_3 = 0,64$ (a) und $\varphi_4 = 0,87$ (b). Tiefengeätzter Längsschliff.

Die hier angewendeten Untersuchungsmethoden reichen nicht aus, eine befriedigende Aussage zu treffen, ob das MnS sich nun bei einer Erhöhung des Umformgrades dreht, oder ob es durch das Stauchen in sich völlig flach gepresst wird. Möglicherweise sorgt während der Umformung bei Raumtemperatur die vollständige Umhüllung der MnS im 100Cr6 mit globularen Karbiden für eine gewisse Stabilisierung der Form der gestreckten MnS. Ein vergleichbares Verhalten der MnS ist im 16MnCr5 zu finden, wenn sich die Ausscheidung innerhalb einer Perlitkolonie befindet (Bild 6.15 a). Obwohl der lamellare Zementit nur über etwas verbreiterte Stellen das MnS kontaktiert (Bild 6.19 b) und nicht in das MnS eindringt, reicht dies für eine Stabilisierung der MnS Form während einer Umformung bei Raumtemperatur im 16MnCr5 bis zu einem Umformgrad von $\varphi_4 = 0,75$ aus. Dies wird im 30MnVS6 seltener beobachtet, da in diesem Stahl gestreckte MnS meist von nicht stabilisierendem, leichter verformbaren Ferrit umgeben sind (Bild 5.10 a).

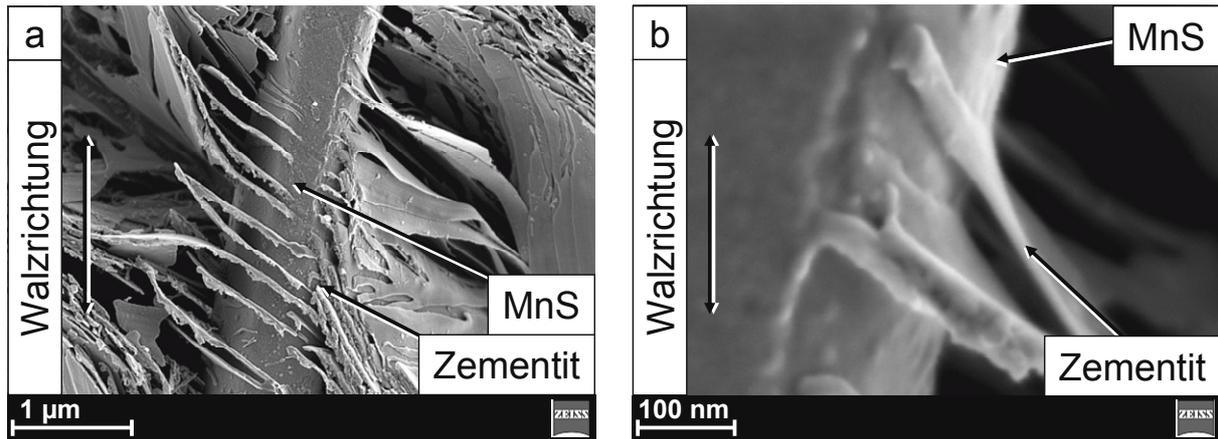


Bild 6.19: Ankopplung von Zementitlamellen an ein gestrecktes MnS im warmgewalzten 16MnCr5 (a) und bei höherer Vergrößerung (b). Tiefengeätzter Längsschliff.

Da im 30MnVS6 die MnS mit TiVCN belegt sind (Bild 6.20 a), befinden sich um das MnS häufig ferritische Bereiche (Bild 6.20 b), wie auch Kirby et al. (1992) beobachten.

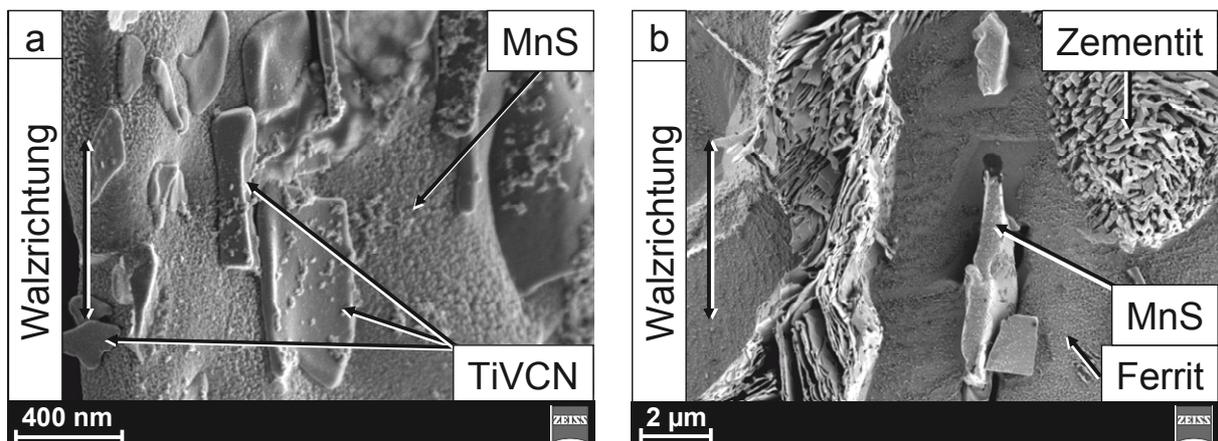


Bild 6.20: TiVCN auf einem gestreckten MnS (a) und MnS mit TiVCN (b) im ferritischen Bereich des Kernbereichs im 30MnVS6. Tiefengeätzter Längsschliff.

Somit verlaufen gestreckte MnS im 30MnVS6 hauptsächlich im Ferrit und werden damit häufiger zwischen den Perlitkolonien angetroffen als beim 16MnCr5. Entgegen der Entfernung des Ferrits durch das Tiefenätzen, bleiben noch ausreichend ferritische Bereiche für eine aussagekräftige Analyse stehen. Dies führt im 30MnVS6 bei vergleichbarem Umformgrad bei Raumtemperatur in Walzrichtung (Bild 6.11 d) zu einem anderen Formänderungsverhalten der MnS als im Vergleich zum 16MnCr5 (Bild 6.15).

6.5 Einfluss des Umformgrades beim Stauchen quer zur Walzrichtung

Um die Kenntnisse über das Formänderungsverhalten gestreckter MnS bei 1250 °C im Vergleich zum Stahl zu erweitern, wurde eine Probe aus 20MnCr5 (Abschnitt 4.1) senkrecht bzw. quer zur Walzrichtung, wie in Abschnitt 4.3 beschrieben, gestaucht. Da hier die MnS mit einer Bilderkennungssoftware erfasst und anschließend statistisch ausgewertet werden, ist es sinnvoll, möglichst viele Ausscheidungen beobachten zu können. Daher wurde der 20MnCr5 mit einem doppelt so hohem Schwefelgehalt wie im 30MnVS6 ausgewählt. In Längsschliffen der quer gestauchten Scheibe bei Stellen mit unterschiedlichem lokalen Umformgrad φ_{zz} wurde dabei ein durchaus differenziertes Umformverhalten der MnS gefunden. Bedingt durch das Stauchen senkrecht zur Längsachse der Probe verändert sich hier der ursprünglich annähernd runde Querschnitt der MnS zu annähernd elliptisch, wie in Bild 6.21 (a und b) gezeigt. Insbesondere größere MnS mit einem annähernd kreisförmigen Querschnitt und einem ursprünglichen Durchmesser von etwa 5 μm (Bild 6.21 a) lassen sich in eine abgeflachte Form bringen (Bild 6.21 b). Gestreckte MnS mit einem kleineren Durchmesser als beispielsweise 1 μm werden durch die Umformung senkrecht zur Walzrichtung kaum beeinflusst und behalten ihre rundliche Querschnittsform (Bild 6.21 b). Ein vergleichbar hoher Umformwiderstand wurde sowohl beim Walzen als auch beim Stauchen in Walzrichtung an globularen MnS mit einem Durchmesser kleiner als 1 μm beobachtet. Um die Abhängigkeit des Umformwiderstandes von der Größe des MnS darzustellen, soll hier zunächst das Verhältnis von Länge a zu Breite b des elliptischen MnS in Abhängigkeit vom lokalen Umformgrad φ_{zz} in Stauchrichtung betrachtet werden (vgl. Bild 6.22 a und b).

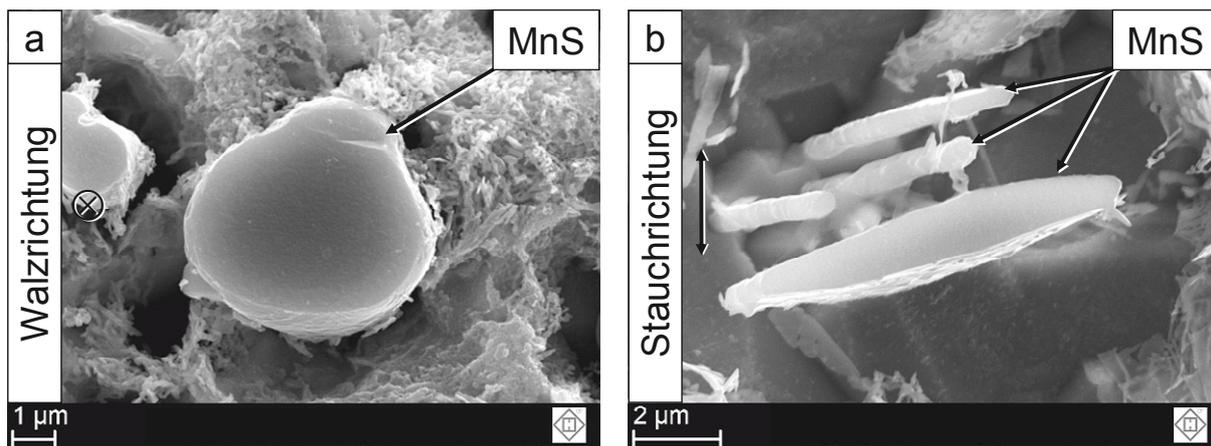


Bild 6.21: Veränderung des Querschnitts gestreckter MnS im 20MnCr5 durch eine Umformung bei 1250° C senkrecht zur Walzrichtung. Tiefengeätzter Querschliff im Kernbereich. Warmgewalzter Zustand bei $\varphi_{zz} = 0$ (a) und bei $\varphi_{zz} = 2,19$ (b).

Aufgrund der besseren grafischen Darstellbarkeit und Übersichtlichkeit werden die ermittelten Querschnittsflächen der MnS in Größenklassen eingeteilt. Dabei wird bei der kleinsten Größenklasse der Querschnittsfläche der MnS von $A_{\text{MnS}} = 0,5 \mu\text{m}^2$ begonnen und in Schritten von jeweils $1 \mu\text{m}^2$ bis $8,5 \mu\text{m}^2$ weiter verfahren und das jeweilige dazu gehörende Längen- zu Breitenverhältnis des MnS aufgetragen, was zu Bild 6.22 (a und b) führt.

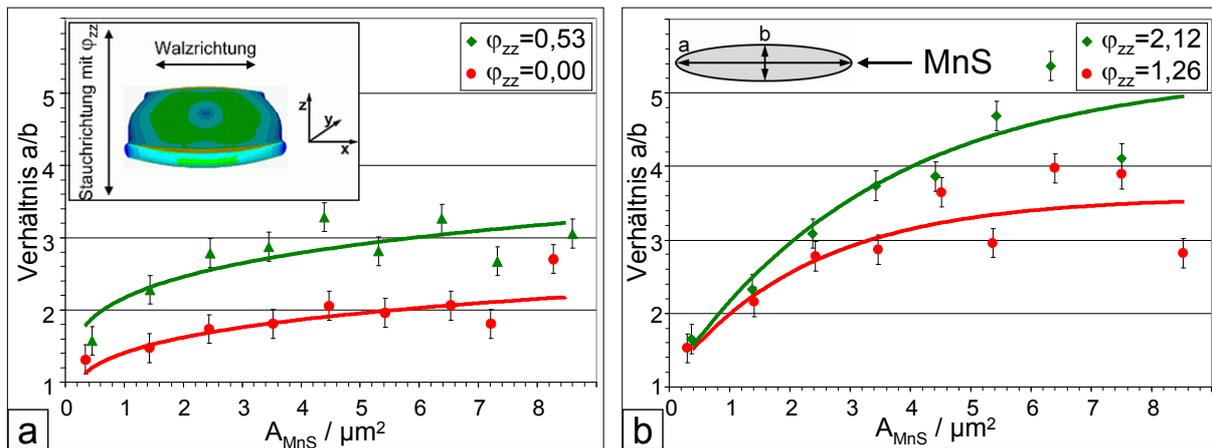


Bild 6.22: Veränderung des Verhältnisses von Länge a zu Breite b der MnS in Abhängigkeit von der MnS Querschnittsfläche bei einer Umformtemperatur von 1250°C im 20MnCr5. Warmgewalzter Ausgangszustand bei $\phi_{zz} = 0$ und geringere (a) sowie höhere Umformgrade $\phi_{zz} > 1$ (b).

Hierbei zeigt sich, dass im statistischen Mittel, die Querschnittsfläche von MnS selbst im gewalzten Ausgangszustand nicht exakt kreisförmig, sondern bereits etwas abgeflacht ist. Dies trifft insbesondere für MnS ab einer Querschnittsfläche von etwa $2,5 \mu\text{m}^2$ zu und scheint sich bei einem Längen- zu Breitenverhältnis von 2 zu stabilisieren (Bild 6.22 a). Möglicherweise führen die Walzbedingungen zu dieser geringen Abflachung des Querschnitts der gestreckten MnS im warmgewalzten Stahl. Mit steigendem lokalen Umformgrad und zunehmender Querschnittsfläche verändert sich die ursprüngliche Querschnittsform der MnS in eine noch weiter abgeflachte Gestalt, was durch das wachsende Längen- zu Breitenverhältnis des MnS sichtbar wird (Bild 6.22 b).

Die Höhe des Abflachungsgrades der MnS hängt hier signifikant von ihrer Querschnittsfläche ab. Bis zu Querschnittsflächen der MnS von etwa $4 \mu\text{m}^2$ ist ab Umformgraden von $\phi_{zz} = 1$ ein linearer Zuwachs zu beobachten, der sich jedoch bei noch größeren Querschnittsflächen abschwächt. Ferner hängt die Höhe des Abflachungsgrades und damit das Verhältnis von Länge a zu Breite b eines MnS noch vom Umformgrad ϕ_{zz} in etwa linearer Weise ab, wie beispielhaft für Querschnittsflächen von $1,5 \mu\text{m}^2$ (Bild 6.23 a) und $6,5 \mu\text{m}^2$ (Bild 6.23 b) gezeigt. Auch hier zeigt sich durch die höhere Steigung der Ausgleichsgerade bei einer Querschnittsfläche von $6,5 \mu\text{m}^2$ eine stärkere

Formänderung der größeren Mangansulfidquerschnittsflächen bei vergleichbarem Umformgrad im Vergleich zur Querschnittsfläche von $1,5 \mu\text{m}^2$.

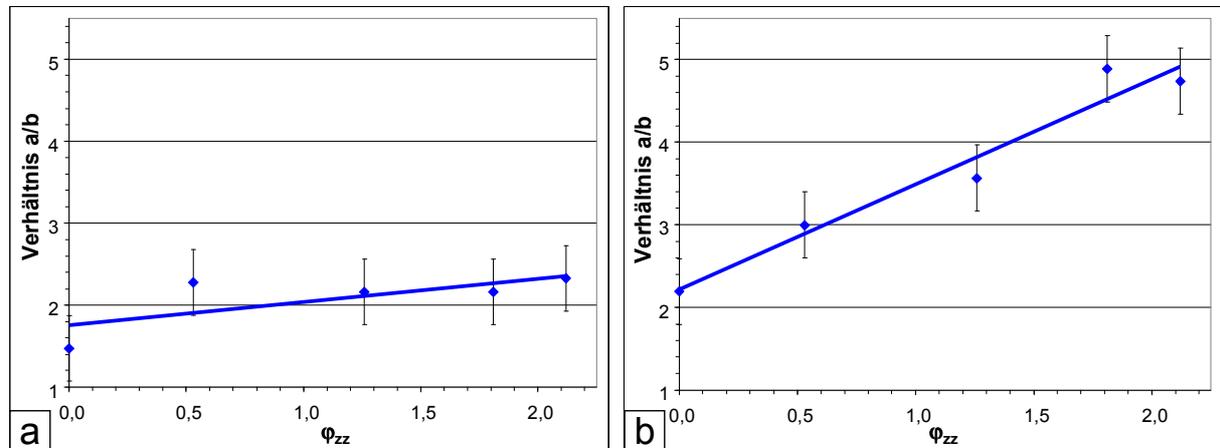


Bild 6.23: Veränderung des Verhältnisses von Länge a zu Breite b der MnS bei 1250°C in Abhängigkeit vom Umformgrad bei einer Querschnittsfläche der MnS von beispielsweise $1,5 \mu\text{m}^2$ (a) und $6,5 \mu\text{m}^2$ (b).

Um das Formänderungsverhalten der MnS im Vergleich zur umgebenden Stahlmatrix zu bestimmen, wird nach Murty et al. (1977) anhand Gleichung (2.2) der relative Plastizitätsindex $v_{\text{Pl, rel.}}$ für die MnS bestimmt. Um die hier ermittelten Verhältnisse mit dem Modell von Murty et al. (1977) vergleichen zu können, werden MnS mit einer Querschnittsfläche von $7,5 \mu\text{m}^2$ analysiert. Dabei ergibt sich ein Wert für den relativen Plastizitätsindex von $v_{\text{Pl, rel.}} = 0,42$, der für einen Vergleich mit den Messungen von Murty et al. (1977) im Diagramm in Bild 6.24 (a) eingetragen ist. Die Messungen des relativen Plastizitätsindex von Murty et al. (1977) in Abhängigkeit von der Umformtemperatur lassen sich ferner modellhaft durch einen annähernd parabelförmigen Verlauf darstellen.

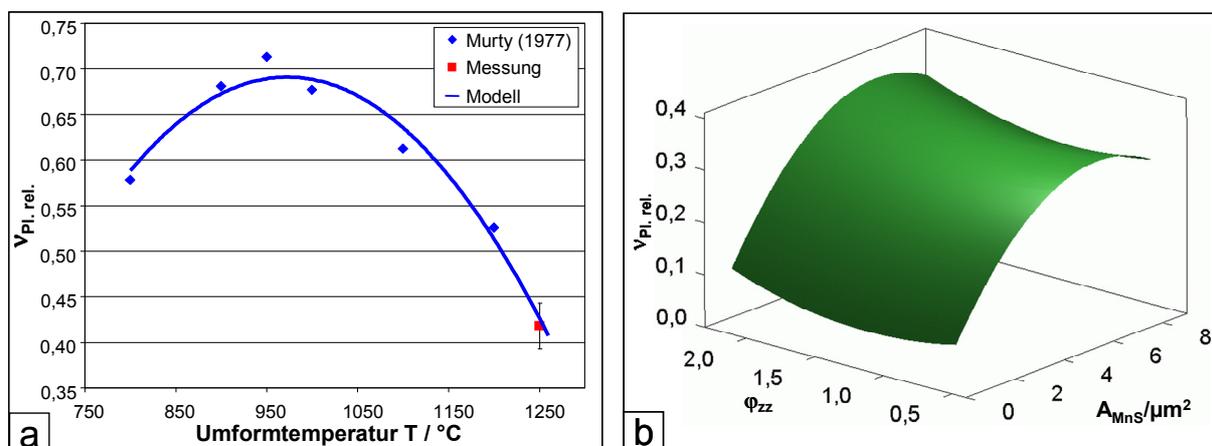


Bild 6.24: Abhängigkeit des relativen Plastizitätsindex $v_{\text{Pl, rel.}}$ nach Murty (1977) von der Umformtemperatur mit eigener Messung bei 1250°C (a) und vom Umformgrad ϕ_{zz} und der MnS-Querschnittsfläche A_{MnS} bei 1250°C (b).

Hier zeigt sich eine maximale Verformbarkeit der MnS im Vergleich zur umgebenden Stahlmatrix bei etwa 950 °C bei einem relativen Plastizitätsindex von $v_{Pl, rel.} = 0,7$. Sowohl bei geringerer als auch erhöhter Umformtemperatur sinkt dieser Wert ab. Der hier bestimmte Wert von $v_{Pl, rel.} = 0,42$ fügt sich gut in das Modell von Murty et al. (1977) ein und erweitert es bis auf eine Temperatur von 1250 °C. Wird der relative Plastizitätsindex $v_{Pl, rel.}$ in Abhängigkeit vom Umformgrad φ_{zz} und der Mangansulfidquerschnittsfläche A_{MnS} betrachtet, dann zeigt sich seine signifikante Abhängigkeit von der Querschnittsfläche der MnS, was schematisch in Bild 6.24 (b) dargestellt ist. Zur Verdeutlichung wird diese Abhängigkeit als Schnitt durch die Fläche in Bild 6.24 (b) bei einem Umformgrad von $\varphi_{zz} = 2,1$ in einem separaten Diagramm dargestellt (Bild 6.25).

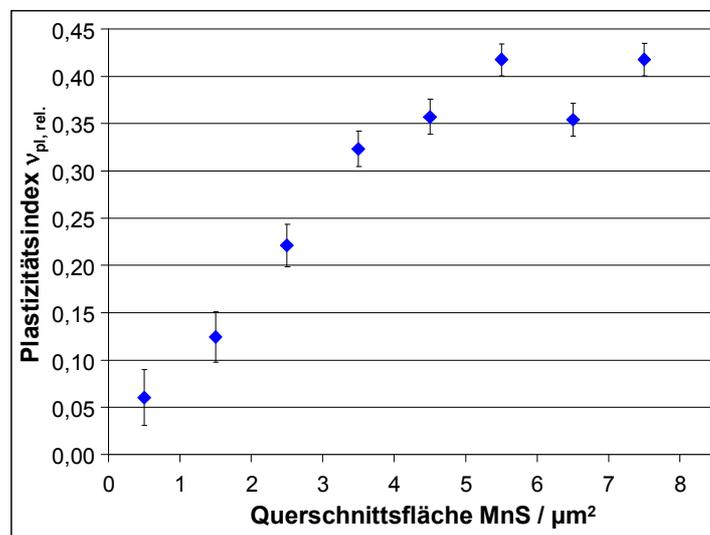


Bild 6.25: Abhängigkeit des relativen Plastizitätsindex $v_{Pl, rel.}$ von der Querschnittsfläche der MnS. Bei 1250 °C senkrecht zur Walzrichtung gestauchter 20MnCr5.

Die Abhängigkeit des relativen Plastizitätsindex $v_{Pl, rel.}$ vom Umformgrad φ_{zz} wird aufgrund seiner sehr geringen Veränderung als nicht signifikant bewertet.

6.6 Zusammenfassung

Gestreckte MnS erweisen sich als vergleichsweise thermisch stabile Einschlüsse und verändern ihre Gestalt durch Einformen erst ab Temperaturen über 1250 °C und einer Haltezeit von mehr als 1,5 Stunden signifikant. Diese thermische Beständigkeit und Formstabilität von MnS bis etwa 1250 °C erlaubt die Präparation des Faserverlaufs auch an Proben, die nach der Massivumformung eine Wärmebehandlung, wie beispielsweise Vergüten durchlaufen haben.

Der zunehmende Umformgrad beim Stauchen verändert im Kernbereich der warmgewalzten Proben mit Faserverlauf die Form und Lage der ursprünglich gestreckten MnS. Offensichtlich wirken hier, bedingt durch die Umformung, entsprechende Werk-

stoffbewegungen auf die ursprünglich gestreckten MnS ein und bewirken damit eine Veränderung der Form dieser Einschlüsse. Tiefengeätzte Längsschliffe zeigen eine weitere deutliche Zunahme der Krümmung der MnS insbesondere beim 30MnVS6 und 16MnCr5 bei einer Umformtemperatur von 1250 °C. Überraschenderweise zerbrechen MnS bei dieser Temperatur im 100Cr6, während globulare CaS im 100Cr6 IQ sich nicht verformen. Gleichfalls nehmen an der Umformung die bereits genannten Einschlüsse, wie beispielsweise Aluminium-Magnesium-Mischoxide, MnS kleiner als 1 µm und MnS mit in sich gelöstem Calcium nicht teil und behalten ihre ursprüngliche Geometrie. Ein Absenken der Umformtemperatur auf Raumtemperatur bewirkt im 16MnCr5 und im 30MnVS6 ein Zerbrechen der MnS durch das Stauchen. Im 100Cr6 hingegen werden die gestreckten MnS in sich gestaucht und kugelige CaS im 100Cr6 IQ ab der höchsten Umformstufe in Stauchrichtung leicht abgeflacht. Bemerkenswert ist auch die starke Abflachung der MnS im 16MnCr5 beim Stauchen bei Raumtemperatur, wenn sich das MnS zwischen zwei Perlitkolonien befindet.

Das Stauchen senkrecht zur Walzrichtung bei 1250° C enthüllt ferner eine deutliche Abhängigkeit der Höhe der Verformung des MnS von seiner Querschnittsfläche und ermöglicht die Messung des relativen Plastizitätsindex. Dabei zeigen MnS mit größeren Querschnittsflächen bis etwa 4,5 µm² eine signifikant höhere Verformung als MnS mit kleineren Querschnittsflächen. Weiterhin erweitert der bei 1250 °C gemessene relative Plastizitätsindex von MnS das Modell von Murty et al. (1977). Somit weisen beispielsweise MnS mit einer Querschnittsfläche von 7,5 µm² bei 1250° C durch den Wert von $v_{Pl, rel.} = 0,42$ eine reduzierte Formänderung beim Umformen im Vergleich zur umgebenden Stahlmatrix auf. Dies ermöglicht eine erste Abschätzung einer Fließkurve für MnS in der Stahlmatrix. Da diese Aussage nur für eine Mangansulfidquerschnittsfläche von 7,5µm² gilt, müssen, insbesondere für kleinere Querschnittsflächen, jeweils die entsprechenden Fließkurven ermittelt werden. Dadurch steigen für eine zukünftige Umformsimulation von MnS in der Stahlmatrix die Datenvorbereitung und der Berechnungsaufwand erheblich. Für eine Erleichterung bei dieser Vorgehensweise wäre es günstig, ein Modell zu entwickeln, das die Abhängigkeit der Fließkurve eines MnS von mehreren Parametern berechnet und gleich mit in die Simulation mit einbindet. Diese Parameter wären beispielsweise die chemische Zusammensetzung, Größe des MnS und Temperatur.

7 Auswirkungen des Faserverlaufs auf mechanische Eigenschaften

Da gestreckte MnS hier als ursächlich für den Faserverlauf betrachtet werden, ferner gestreckte MnS auf bestimmte mechanische Eigenschaften, wie beispielsweise die Kerbschlagarbeit Auswirkungen haben, kann angenommen werden, dass auch der Faserverlauf diese Eigenschaften beeinflusst. In den Arbeiten von beispielsweise Spitzig (1983a) wird nachgewiesen, dass die Kerbschlagarbeit besonders signifikant durch die Form, Lage und Orientierung von MnS beeinflusst wird. Daher wird im Folgenden die Kerbschlagarbeit KV , wie in Kapitel 4 beschrieben, betrachtet, um auch geringe Auswirkungen des Faserverlaufs und gestreckter MnS feststellen zu können. Um die Anisotropie des Stahls bezüglich seiner Kerbschlagarbeit bestimmen zu können, wird der Anisotropiefaktor A_K in Gleichung (7.1) definiert.

$$A_K = \frac{KV_l}{KV_q} \quad (7.1)$$

In Gleichung (7.1) ist KV_l die Kerbschlagarbeit der Probe längs orientiert zum Faserverlauf und KV_q die Kerbschlagarbeit der Probe quer orientiert zum Faserverlauf. Je mehr sich dieser Faktor vom Wert 1 unterscheidet, desto höher ist die Anisotropie des Stahls in Bezug auf die Kerbschlagarbeit. Dies gestattet einen raschen Überblick über das isotrope bzw. anisotrope Verhalten des Stahls.

7.1 Gewalzter Zustand

Wie in Abschnitt 5.2 beschrieben, liegen MnS im gewalzten Stahl in Abhängigkeit vom Walzgrad nahezu ausschließlich in gestreckter Form vor. Gelängte MnS weisen ferner eine, je nach Höhe des Walzgrades unterschiedliche Krümmung auf, die von ihrem ursprünglich regellosen Zustand im stranggegossenen Stahl stammt. Damit erscheint eine Prüfung, die den Einfluss dieser schwach gekrümmten MnS Form auf die Kerbschlagarbeit in Längs- und in Querrichtung berücksichtigt, sinnvoll. Dieses Ergebnis kann als Basis für die Versuche der zylindrischen Stauchproben dienen und bei der Interpretation der dort gewonnenen Ergebnisse helfen. Tabelle 7.1 listet die ermittelten Werte der Kerbschlagarbeit KV für längs und quer zur Walzrichtung orientierten Kerbschlagproben der jeweiligen Stähle auf. Nach Tabelle 7.1 zeigen die Stähle mit gestreckten MnS ein anisotropes Verhalten, während der 100Cr6 IQ mit globularen CaS nahezu völlig isotrop auftritt. Im weiteren Verlauf soll nun geklärt werden, welche Abhängigkeiten dabei bestehen.

Tabelle 7.1: Kerbschlagarbeit von längs und quer zur Walzrichtung orientierten Proben.

Stahl	Walzgrad	Härte	Gefüge	Sulfid		Kerbschlagarbeit		Anisotropiefaktor
				Art	Form	KV _l /J	KV _q /J	
30MnVS6	17,5 (warm)	201	FP	MnS	gestreckt	6,50	2,17	3,00
16MnCr5	38,8 (warm)	203	FP	MnS	gestreckt	6,38	1,50	4,25
100Cr6	76,0 (warm)	239	GKZ	MnS	gestreckt	2,16	1,44	1,50
100Cr6 IQ	396,0 (warm)	190	GKZ	CaS	globular	2,40	2,46	0,98

7.1.1 Einfluss der Mangansulfidorientierung

In Tabelle 7.1 werden die Unterschiede in der Kerbschlagarbeit zwischen längs – und quer zur Walzrichtung orientierten Proben beim 16MnCr5, 30MnVS6 und 100Cr6 deutlich. Dabei ist bei diesen Stählen der gemessene Wert der Kerbschlagarbeit in Längsrichtung größer als der ermittelte Wert quer zur Walzrichtung, was zu einem Anisotropiefaktor A_K größer als 1 führt. Vergleichbares wurde von Spitzig und Sober (1981) am 10Mn4 mit ferritisch-perlitischem Gefüge beobachtet, wobei sie die Anisotropie nicht den Ferrit- und Perlitzeilen zuschreiben. Sind im Stahl dagegen globulare CaS enthalten, sind die Werte der Kerbschlagarbeit in Längs- und in Querrichtung nahezu gleich, was einem isotropen Verhalten des 100Cr6 IQ bzgl. der Kerbschlagarbeit entspricht. Nach Hosseini et al. (2007) lassen sich MnS mit einer im Vergleich zur Zugfestigkeit des umgebenden Werkstoffs sehr geringen Spannung von der Stahlmatrix ablösen. Daher kann sich, wie in Bargel und Schulze (2008) beschrieben, ein Riss im Stahl entlang gestreckter MnS mit sehr geringer Energie leicht ausbreiten (Bild 7.1 a).

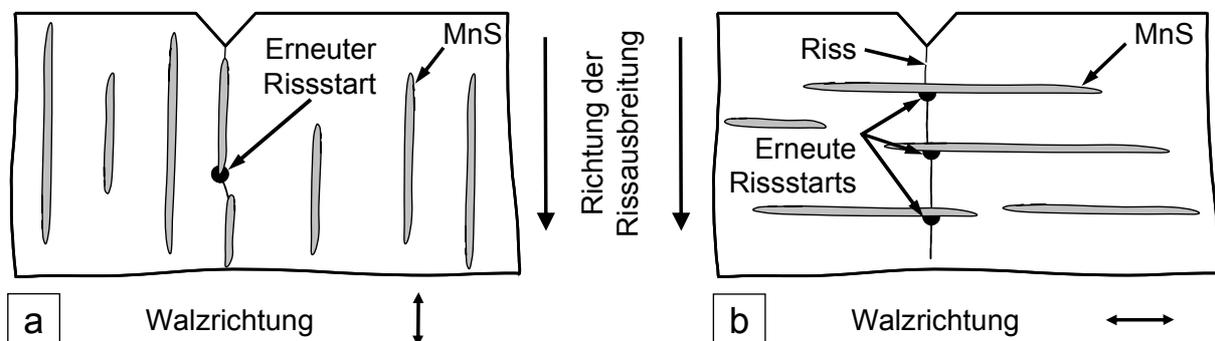


Bild 7.1: Schematische Darstellung der Ausbreitung eines Risses in einer Kerbschlagprobe mit unterschiedlicher Orientierung der durch Warmwalzen gestreckten MnS. In Walzrichtung orientierte MnS (a) und senkrecht zur Walzrichtung ausgerichtete MnS (b). Nach Bargel und Schulze (2008).

Trifft die Rissspitze auf quer zur Rissausbreitungsrichtung liegende MnS, dann wird der Riss vorerst gestoppt (Bild 7.1 b). Für einen erneuten Rissstart wird weiterhin Energie aus dem Vorrat des Hammerarbeitsvermögens abgezogen und der Riss kann sich an einer Stelle hinter dem MnS weiter fortpflanzen. Damit wird in einer Probe mit quer zur Rissausbreitungsrichtung orientierten MnS für eine vergleichbare Rissausbreitungslänge mehr Energie benötigt, als bei längs dazu ausgerichteten MnS. Im vorliegenden Kerbschlagversuch bewirkt dies ein Absenken der Kerbschlagarbeit bei Proben, die quer zur Walzrichtung orientiert sind (Bild 4.9 a) und zu einer Erhöhung der Kerbschlagarbeit bei längs zur Walzrichtung orientierten Proben.

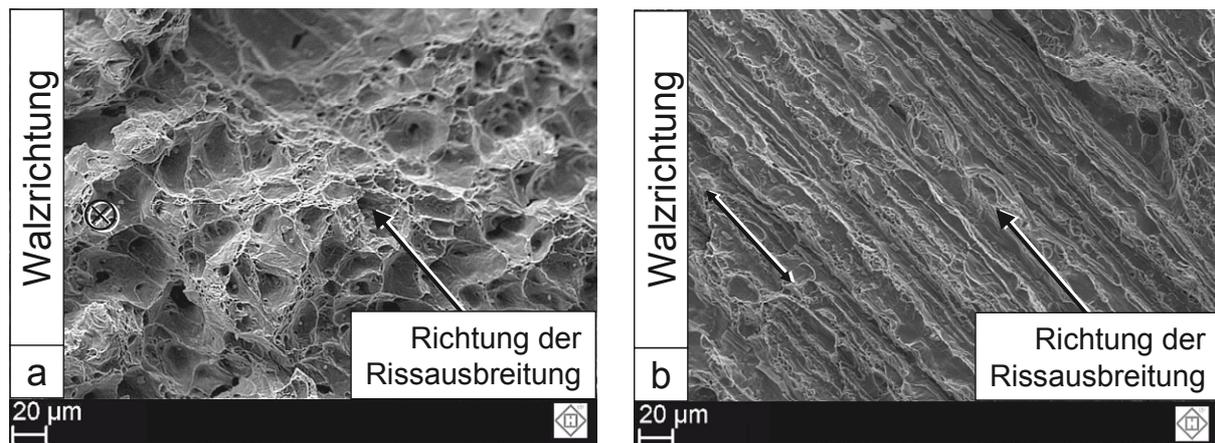


Bild 7.2: Bruchoberfläche von Kerbschlagproben des warmgewalzten 16MnCr5 von in längs (a) und quer (b) zur Walzrichtung orientierten und ungestauchten Prüflingen. Die Richtung der Rissausbreitung ist durch die Lage und Orientierung der Kerbe vorgegeben und ist aufgrund einer besseren Orientierung eingetragen.

Die Betrachtung der Bruchoberflächen von Kerbschlagproben in Bild 7.2 zeigt, dass sowohl längs als auch quer zur Walzrichtung orientierte Proben durch ihre Bruchwabenhäufigkeit Merkmale eines duktilen Gewaltbruchs aufweisen. Bei längs zur Walzrichtung orientierten Proben (Bild 7.2 a) verläuft der Riss senkrecht zu den gestreckten MnS und hinterlässt stark ausgeprägte und gleichmäßig verteilte Bruchwaben ohne erkennbare Vorzugsrichtung. Quer zur Walzrichtung orientierte Prüflinge weisen dagegen stark gelängte Bruchwaben entlang gestreckter MnS auf (Bild 7.2 b). Das beweist, dass sich der Riss bei quer ausgerichteten Proben in Richtung gestreckter MnS ausgebreitet hat, was zur Absenkung der Kerbschlagarbeit im Vergleich zu längs ausgerichteten Proben führt. Die Orientierung gelängter MnS hat somit einen signifikanten Einfluss auf die Höhe der Kerbschlagarbeit.

7.1.2 Einfluss des Schwefelgehaltes und des Walzgrades

Da die Ausrichtung gestreckter MnS bedeutsam für den Wert der Kerbschlagarbeit ist, wird vermutet, dass auch der Schwefelgehalt im Stahl und damit der Flächenanteil

gestreckter MnS (Bild 5.14) eine Auswirkung auf die Kerbschlagarbeit hat. Nach Bild 7.3 (a) steigt bis zu einem Schwefelgehalt von 0,023 % (m) beim 16MnCr5 der Anisotropiefaktor A_K auf 4,25 an. Überraschend ist jedoch der Abfall des Anisotropiefaktors A_K auf 3,00 entgegen dem angestiegenem Schwefelgehalt beim 30MnVS6. Erwartungsgemäß sollte ein Stahl mit einem höheren Schwefelgehalt einen geringeren Wert der Kerbschlagarbeit in Querrichtung besitzen, da hier mehr gestreckte MnS in Rissausbreitungsrichtung eine stärkere Energieabsenkung verursachen. In Längsrichtung stehen nun beim erhöhten Schwefelgehalt mehr gestreckte MnS der Rissausbreitung im Weg, was einer Energieerhöhung für den Rissfortschritt bedarf. Diese beiden Voraussetzungen sollten dann zu einer Erhöhung des Anisotropiefaktors A_K führen, was jedoch durch die vorliegende Messung nicht bestätigt wird.

An dieser Stelle sei darauf hingewiesen, dass ein Rissfortschritt, der senkrecht zu gestreckten MnS stattfindet, durch deren Orientierung mehr Energie für seine weitere Ausbreitung aufwenden muss. Jedoch kann durch eine Erhöhung der Anzahl gestreckter MnS der Energieaufwand nicht beliebig weit erhöht werden. Noch mehr gestreckte MnS schwächen dann die Stahlmatrix durch die Reduzierung ihres Traganteils und senken die Kerbschlagarbeit. Somit führt dieser Vorgang ab einer gewissen Dichte von gelängten MnS wieder zu einer Reduktion der Kerbschlagarbeit in längs zur Walzrichtung orientierten Proben.

Möglicherweise kann der Schwefelgehalt des Stahls nicht als einzelne Wirkung betrachtet werden, da noch weitere Faktoren, wie beispielsweise der Walzgrad W und damit die leicht gekrümmte Form der gestreckten MnS den Anisotropiefaktor A_K mit beeinflussen. Damit hängt der Anisotropiefaktor A_K nicht nur ausschließlich vom Schwefelgehalt im Stahl ab, sondern auch von der ursprünglich leicht gekrümmten Form der MnS im gewalzten Stahl. Da sich, wie in Abschnitt 5.2 gezeigt, der Krümmungsradius der gestreckten MnS (Bild 5.8 b) im Stahl mit steigendem Walzgrad erhöht, wird nun versucht den Walzgrad W gemeinsam mit dem Schwefelgehalt S zu betrachten. Gleichung (7.2) stellt somit einen möglichen Ansatz für einen, auf den Walzgrad W korrigierten Schwefelgehalt S_w dar.

$$S_w = W \cdot S \quad (7.2)$$

Der korrigierte Schwefelgehalt S_w wird nun, wie in Bild 7.3 (b) gezeigt, in Relation zum Anisotropiefaktor A_K gesetzt, was zu einem stetigen Anstieg des Anisotropiefaktors A_K bei zunehmendem korrigierten Schwefelgehalt S_w führt.

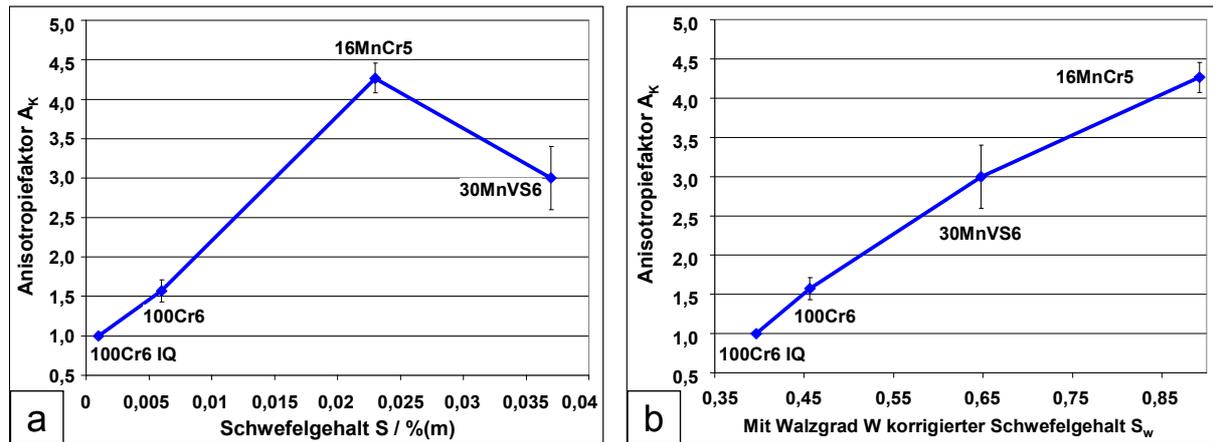


Bild 7.3: Abhängigkeit des Anisotropiefaktors A_K in warmgewalzten Stählen vom Schwefelgehalt S (a) und vom auf den Walzgrad korrigierten Schwefelgehalt S_w (b) nach Gleichung (7.2).

Daher sollten bei einer Abschätzung der Kerbschlagarbeit eines rund gewalzten Stahls sowohl dessen Schwefelgehalt S als auch der Walzgrad W eine gemeinsame Berücksichtigung finden. Aus den einzelnen Messergebnissen zur Kerbschlagarbeit KV und des daraus ermittelten Anisotropiefaktors A_K lässt sich eine Ausgleichsfläche ermitteln, die sowohl den Walzgrad W als auch den im Stahl vorhandenen Schwefelgehalt S berücksichtigt. Dies kommt in der empirisch ermittelten Gleichung (7.3), deren Graph in Bild 7.4 dargestellt ist, zum Ausdruck. Mit Gleichung (7.3) lässt sich der zu erwartende Anisotropiefaktor A_K im gewalzten Rohmaterial im Bereich des Schwefelgehalts S von 0,001 % (m) bis 0,1 % (m) bzw. des Walzgrades W von 1 bis etwa 100 abschätzen.

$$A_K(S, W) = -1,07 - 5,58 \cdot 10^{-4} \cdot W + 9,44 \cdot \frac{1}{\% (m)} \cdot S + 5,76 \cdot \frac{1}{\% (m)} \cdot W \cdot S \quad (7.3)$$

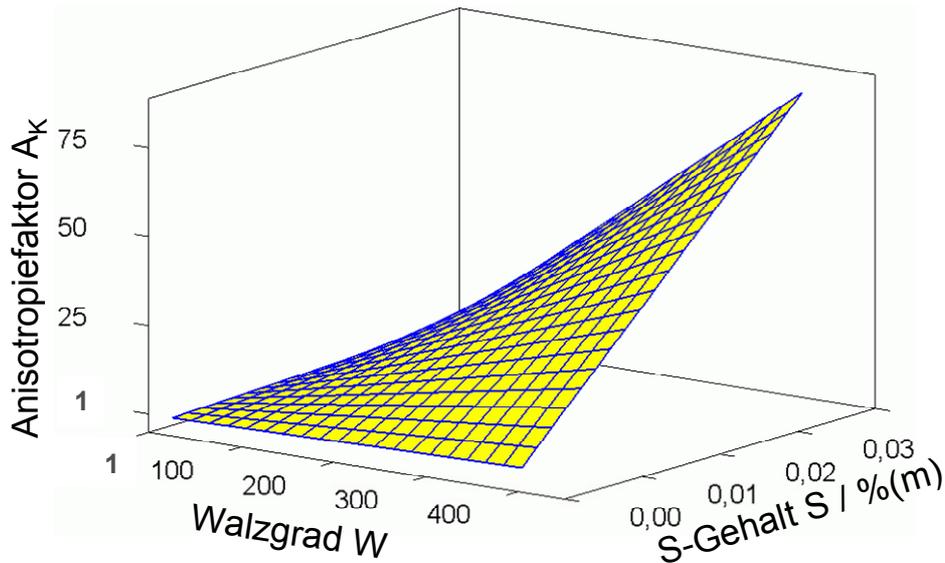


Bild 7.4: Veranschaulichte Darstellung der Abhängigkeit des Anisotropiefaktors A_K in gewalzten Stählen von Schwefelgehalt S und Walzgrad W . Um eine deutlichere Darstellung zu erhalten sind auf Skala der Anisotropie A_K auch höheren Werte mit aufgetragen.

Dadurch kann der erhöhte Anisotropiefaktor A_K mit 4,25 beim 16MnCr5 in Bild 7.3 (a) entgegen seinem geringeren Schwefelgehalt durch seinen höheren Walzgrad im Vergleich zum 30MnVS6 begründet werden. Bild 7.5 (a und b) soll diesen Effekt erklären helfen.

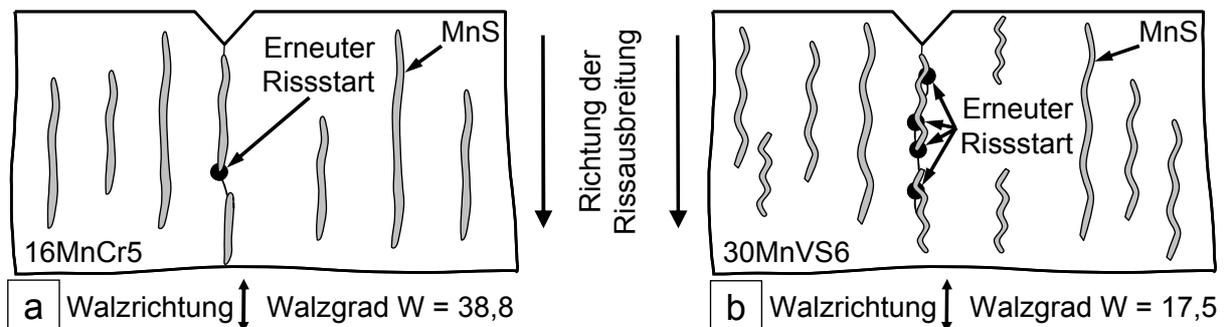


Bild 7.5: Schematische Darstellung der Ausbreitung eines Risses in einer Kerbschlagprobe aus Stahl mit unterschiedlichen Krümmungsradien der MnS. Hoher Walzgrad mit geringer MnS Häufigkeit (a) und geringer Walzgrad mit hoher MnS Häufigkeit (b). Zum besseren Verständnis sind die Krümmungen der MnS etwas überhöht gezeichnet.

Aus Bild 7.5 und den Messergebnissen in Bild 6.5 ist ersichtlich, dass aufgrund des höheren Walzgrades im 16MnCr5 die MnS einen geringeren Krümmungsradius (Bild 7.5 a) und damit eine stärkere Streckung aufweisen als die MnS im 30MnVS6 (Bild 7.5 b). An den nun häufiger zur Rissausbreitungsrichtung vorkommenden und schräg dazu liegenden MnS Anteilen muss nun der Riss erneut starten, was den Ener-

giebedarf für die Rissausbreitung im Vergleich zu mehr gestreckten MnS mit weniger schrägen MnS Anteilen steigen lässt. Die stärker gekrümmten MnS erfordern bei der Rissausbreitung entlang ihrer Längsorientierung somit wiederum mehr Energie, was eine Erhöhung der Kerbschlagarbeit bedeutet.

Der höhere Walzgrad des 16MnCr5 führt daher in diesem Stahl zu größeren Krümmungsradien und damit einer höheren Streckung der MnS, was dessen Kerbschlagenergie in Querrichtung weiter herabsetzt als beim 30MnVS6 mit stärker gekrümmten MnS (Tabelle 7.1). Somit können bereits MnS, die sich mit ihrer Orientierung leicht quer zur Rissausbreitungsrichtung anordnen, die Kerbschlagarbeit und das anisotrope Verhalten entsprechend orientierter Proben signifikant beeinflussen. Offensichtlich spielen die Form und Orientierung der MnS bei entsprechender Belastungsrichtung im Kerbschlagversuch eine signifikante Rolle in Bezug auf den Anisotropiefaktor A_K . In Abschnitt 6.2 wurde gezeigt, dass bereits eine leicht in Walzrichtung gestauchte Probe schon zu einer leichten Verformung der MnS führt. Das lässt vermuten, dass Stauchproben mit einem geringen Umformgrad in Walzrichtung ebenfalls zu einer signifikanten Veränderung der Kerbschlagarbeit entsprechend orientierter Proben führen können, was in den folgenden Abschnitten gezeigt werden soll.

7.1.3 Einfluss des Werkstoffs

Ein anisotropes Verhalten bzgl. der Kerbschlagarbeit wird bei allen hier untersuchten Stählen, die gestreckte MnS enthalten, gefunden. Jedoch sind die Werte der Kerbschlagarbeit in Längsrichtung der Stähle mit geringerem Kohlenstoffgehalt und einem ferritisch-perlitischem Gefüge (16MnCr5 oder 30MnVS6) deutlich größer als die der Stähle mit höherem Kohlenstoffgehalt und einem AC-Gefüge (100Cr6 oder 100Cr6 IQ). Damit ist die Ausprägung der Höhe der Anisotropie in Bezug auf die Kerbschlagarbeit eines Stahls, sowohl von dessen Gefüge als auch von der in ihm enthaltenen Anzahl gestreckter MnS abhängig. So zeigt die Bruchoberfläche beim ferritisch perlitischem Gefüge am Beispiel des 16MnCr5 einen duktilen Bruch (Bild 7.2 a) mit einer Kerbschlagarbeit von längs zur Walzrichtung orientierten Proben von $KV_1 = 6,38$ J. Hingegen weist das Gefüge des 100Cr6 mit globularem Zementit (Bild 7.6) einen transkristallinen Spröbruch mit wenigen restlichen Duktilitäten auf, was zum Absinken der Kerbschlagarbeit auf $KV_1 = 2,16$ J führt. Ferner ist auffallend, dass im 100Cr6 Restduktilitäten und Bruchwaben meist in der unmittelbaren Umgebung gestreckter MnS auf der Bruchoberfläche zu finden sind (Bild 7.7). Das Erscheinen von feinen Bruchwaben und Restduktilitäten direkt neben den gestreckten MnS ist weitestgehend unabhängig von der Orientierung der gelängten MnS zur Rissausbreitungsrichtung. Ferner enthalten diese Bruchwaben dann kugelige Eisen-Chrom-Mischkarbide; andere Ausscheidungen oder Einschlüsse werden nicht gefunden. Gemeinsam mit der Mangansulfidausrichtung verursachen sie dennoch die Ausbildung

einer gewissen Anisotropie im 100Cr6, die sich bei Vorliegen eines reinen Sprödbruchs nach Moeller (2007) nicht zeigt.

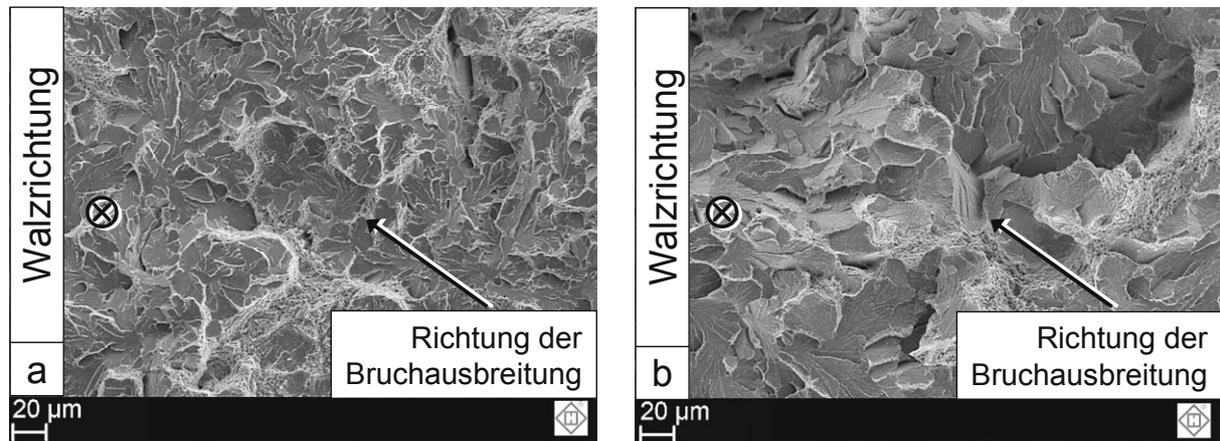


Bild 7.6: Bruchoberfläche der Kerbschlagproben längs zur Walzrichtung des warmgewalzten 100Cr6 (a) und 100Cr6 IQ (b). Die Richtung der der Bruchausbreitung ist durch die Lage und Orientierung der Kerbe vorgegeben und ist zur besseren Orientierung mit eingetragen.

Breitet sich ein Riss beim Kerbschlagversuch transkristallin entlang von Spaltflächen quer zu gestreckten MnS aus, dann bewirkt dies ein Absenken der Kerbschlagarbeit. Damit nimmt bei Vorliegen eines Sprödbruchs der Einfluss der Form und der Orientierung von MnS auf die Höhe der Kerbschlagarbeit und Anisotropie ab. Liegt dagegen ein duktiler Bruch vor, dann steigt die Wirkung der Form und Orientierung der MnS auf die Kerbschlagarbeit und Anisotropie wieder an.

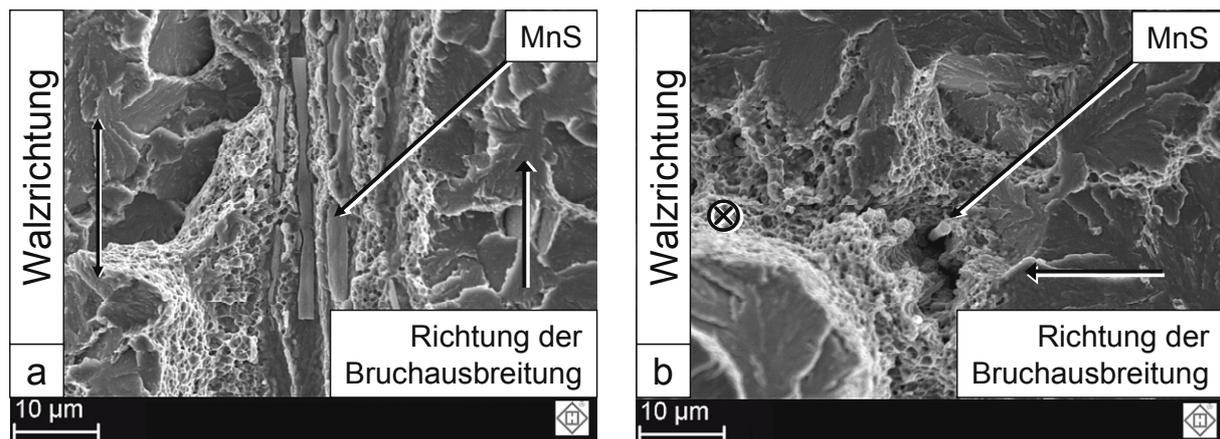


Bild 7.7: Bruchoberfläche der Kerbschlagproben längs (a) und quer (b) zur Walzrichtung des warmgewalzten 100Cr6. Die Richtung der Bruchausbreitung ist durch die Lage und Orientierung der Kerbe vorgegeben und ist zur besseren Orientierung mit eingetragen.

7.2 Zylindrisch gestauchte Proben in Walzrichtung

Ein Umformprozess, wie beispielsweise das zylindrische Stauchen der Proben in Walzrichtung verändert die MnS Form. Weiterhin hat sich in Abschnitt 7.1 herausgestellt, dass sowohl die Form als auch die Orientierung der MnS auf die Kerbschlagarbeit einen signifikanten Einfluss haben. Dabei bewirken bereits geringfügig in ihrer Form bzw. Krümmung veränderte MnS eine deutliche Veränderung der Kerbschlagarbeit. Daher sollte auch betrachtet werden, wie sich die Kerbschlagarbeit bei Vorlage stark umgeformter MnS nach einem zylindrischen Stauchversuch, wie in Abschnitt 4.3 beschrieben und in Bild 4.3 dargestellt, verändert.

7.2.1 Einfluss des Umformgrades

Auf einen zunehmenden Umformgrad ϕ in Stauchrichtung reagiert die Kerbschlagarbeit am Beispiel des 16MnCr5 in Bild 7.8 (a und b) von in längs zur Stauchrichtung orientierten Proben KV_l mit einer besonders starken Abnahme, sowohl bei Raumtemperatur Bild 7.8 (a) als auch bei 1250 °C Bild 7.8 (b). Dagegen spricht die Kerbschlagarbeit von quer zur Stauchrichtung orientierten Proben KV_q nur mit einer leichten Zunahme auf den wachsenden Umformgrad ϕ bei 1250 °C an, während sie bei Raumtemperatur kaum eine Abhängigkeit zeigt. Durch die Annäherung der Kerbschlagarbeitswerte in Längs- als auch in Querrichtung mit zunehmenden Umformgrad, erfährt der Anisotropiefaktor A_K eine Reduktion von 4,25 auf nahezu 1 bei $\phi = 0,75$ und 1250 °C. Damit verändert sich das Werkstoffverhalten bzgl. der Kerbschlagarbeit von anisotrop im warmgewalzten Zustand zu isotrop im gestauchten Fall bei Proben, die aus dem Kernbereich stammen.

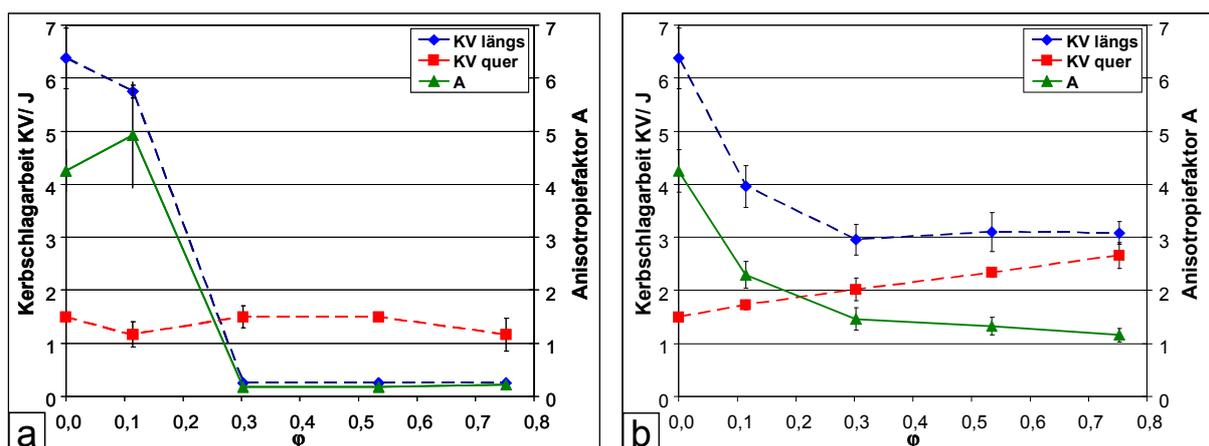


Bild 7.8: Veränderung der Kerbschlagarbeit KV und des Anisotropiefaktors A_K in Abhängigkeit vom Umformgrad ϕ im 16MnCr5 bei Raumtemperatur (a) und einer Umformtemperatur von 1250 °C (b).

Eine Erklärung für die Annäherung der Kerbschlagarbeit an den isotropen Fall kann der Vergleich der Bilder der Bruchoberflächen des warmgewalzten Ausgangszustands

(Bild 7.2) mit denen der ersten Stauchstufe bei $\varphi = 0,11$ (Bild 7.9 a, b) und bei $\varphi = 0,75$ (Bild 7.10 a, b) liefern. Hier zeigt sich die zunehmende Angleichung der Bilder der Bruchoberflächen von längs und quer zur Stauchrichtung orientierten Proben bei 1250 °C Umformtemperatur.

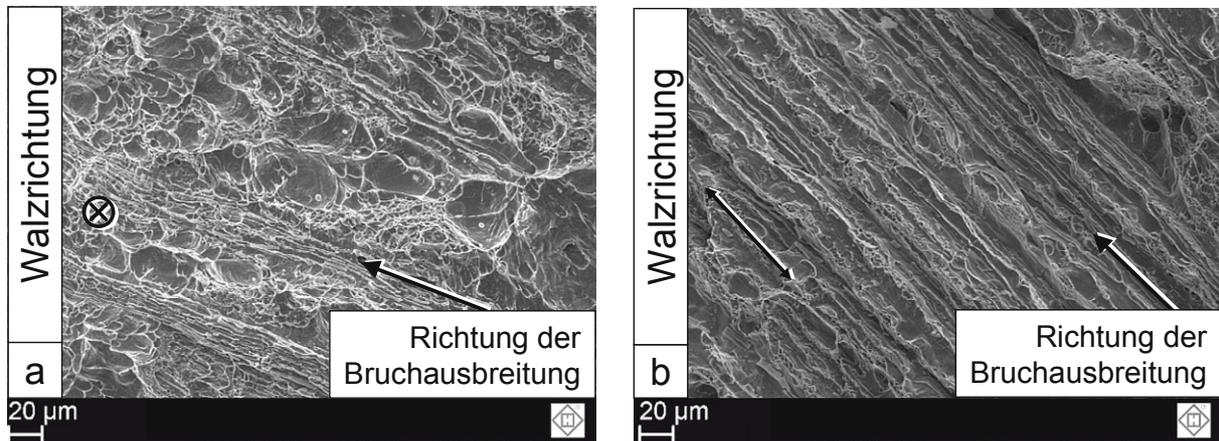


Bild 7.9: Bruchoberflächen der Kerbschlagprobe des bei 1250 °C gestauchten 16MnCr5 bei $\varphi = 0,11$. Längs zur Stauchrichtung orientierte Probe (a) und quer liegende Probe (b). Die Richtung der Bruchausbreitung ist durch die Lage und Orientierung der Kerbe vorgegeben und ist zur besseren Orientierung mit eingetragen.

Auffallend ist hier bei quer zur Stauchrichtung orientierten Proben im 16MnCr5 die Veränderung von ursprünglich entlang gestreckter MnS orientierten und gelängten Bruchwaben im warmgewalzten Zustand (Bild 7.9 b) zu kelchförmigen Bruchwaben bei $\varphi_4 = 0,75$ (Bild 7.10 b).

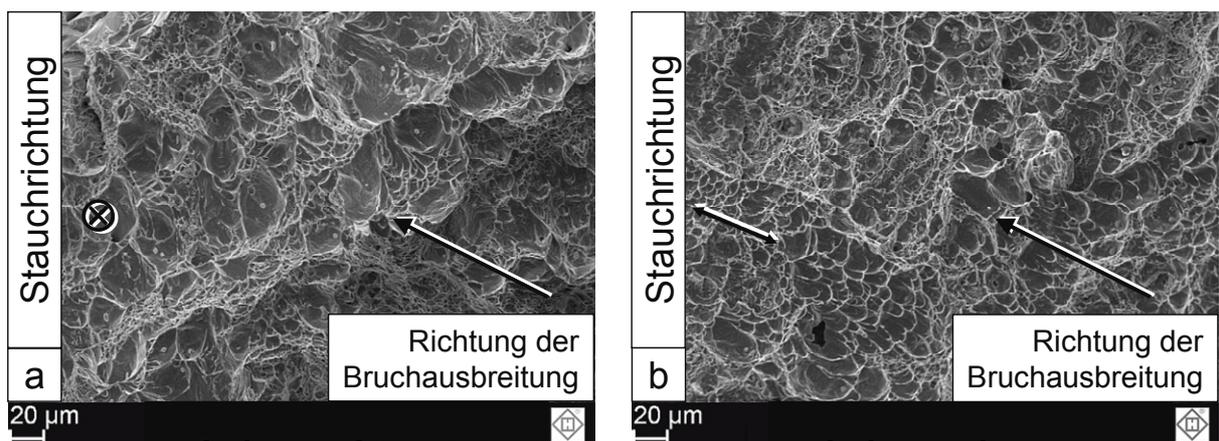


Bild 7.10: Bruchoberflächen der Kerbschlagprobe des bei 1250 °C gestauchten 16MnCr5 bei $\varphi = 0,75$. Längs zur Stauchrichtung orientierte Probe (a) und quer liegende Probe (b). Die Richtung der Bruchausbreitung ist durch die Lage und Orientierung der Kerbe vorgegeben und ist zur besseren Orientierung mit eingetragen.

Die Bruchoberflächen beider Probenausrichtungen weisen bei $\varphi_4 = 0,75$ vergleichbare Merkmale des duktilen Bruchs auf, wobei die Bruchwaben der quer zur Stauchrichtung orientierten Proben feiner erscheinen als die der in längs zur Stauchrichtung orientierten Proben. Eine weitere Erklärung für die Veränderung des Anisotropiefaktors A_K in Bezug auf die Kerbschlagarbeit, können die in Kapitel 6 durch das Stauchen festgestellte Veränderungen der Mangansulfidform, von gestreckt in schlangelinienförmig gekrümmt in Stauchrichtung, bieten (Bild 6.4 d). Mit steigendem Stauchgrad ergeben sich durch diese schlangelinienförmigen MnS in Querrichtung immer mehr Mangansulfidanteile, die quer zur Rissausbreitung ausgerichtet sind. Trifft ein Riss auf nun vermehrt quer liegende Mangansulfidanteile, dann führt dies zu einer Erhöhung des Energiebedarfs für die Rissausbreitung und damit zur Steigerung der Kerbschlagarbeit in quer zur Stauchrichtung orientierten Kerbschlagproben. In längs orientierten Kerbschlagproben hingegen sinkt der Anteil von ursprünglich quer zur Rissausbreitungsrichtung liegenden MnS, während die Rate der längs zur Rissausbreitungsrichtung ausgerichteten MnS durch das Stauchen zunimmt. Beide Faktoren senken den Energiebedarf für die Rissausbreitung und damit die Kerbschlagarbeit KV_1 in längs zur Stauchrichtung ausgerichteten Kerbschlagproben.

Ferner ist festzustellen, dass mit wachsendem Stauchgrad bei 1250 °C Umformtemperatur der Krümmungsradius der MnS abnimmt (Bild 6.5 a), was auf eine verstärkte Ausprägung der Schlangelinienform hinweist. Für Werte von r_k zwischen 0,5 μm bis 25 μm wurde eine lineare Abhängigkeit zwischen Anisotropiefaktor A_K und Krümmungsradius r_k modelliert, was in Gleichung (7.4) und Bild 7.11 (a) dargestellt ist.

$$A_{K, \text{Theorie}} = 0,866 + \frac{0,143}{\mu\text{m}} \cdot r_k \quad (7.4)$$

Weiterhin wird der Krümmungsradius r_k , wie in Bild 6.5 (a) gezeigt, durch den Umformgrad φ beeinflusst, was in Gleichung (7.5) modellhaft zum Ausdruck gebracht wird.

$$r_k = 1,749 \cdot \mu\text{m} \cdot \varphi^{-0,701} \quad (7.5)$$

Wird Gleichung (7.5) in (7.4) eingesetzt, dann führt dies zu einem Modell für die Abhängigkeit des Anisotropiefaktors A_{Theorie} vom Umformgrad φ für den 16MnCr5 und 1250 °C Umformtemperatur in Gleichung (7.6).

$$A_{K, \text{Theorie}} = 0,866 + 0,251 \cdot \varphi^{-0,701} \quad (7.6)$$

Bild 7.11 (b) zeigt den Graph von $A_{K, \text{Theorie}}$ aus Gleichung (7.6) im Vergleich zu den Messwerten für A_K , wobei insbesondere bei Werten von φ größer als 0,1 das Modell gut zu den Messwerten passt. Für eine Erweiterung dieses Modells wird später in

Abschnitt 8.1 noch darauf eingegangen, in wie weit die Form und Orientierung der MnS eine zusätzliche signifikante Rolle spielen.

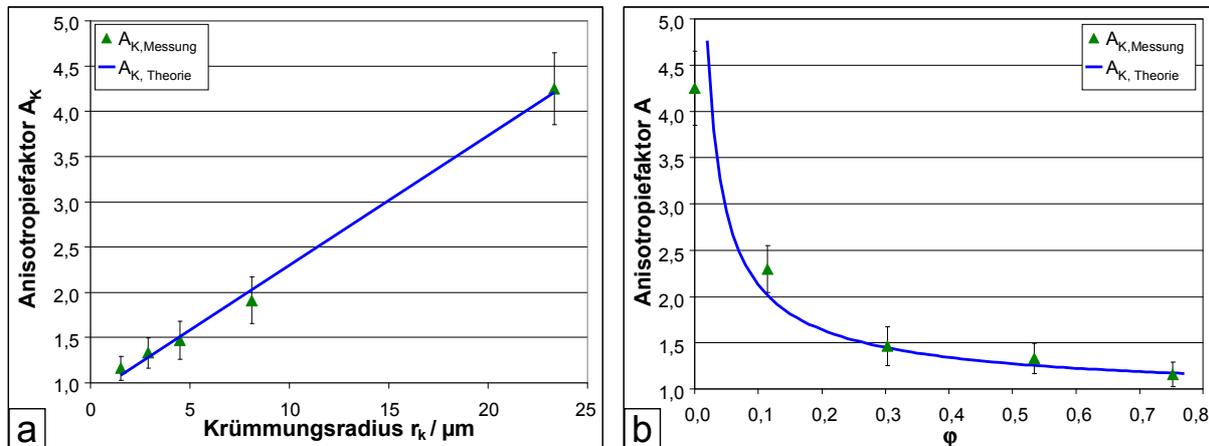


Bild 7.11: Abhängigkeit des Anisotropiefaktors A_{Theorie} vom Krümmungsradius der MnS und Umformgrad ϕ im 16MnCr5 bei 1250 °C.

Das in Gleichung (7.6) genannte Modell erlaubt über die Formänderung der MnS nun eine Abschätzung des anisotropen Verhaltens des 16MnCr5 in Bezug auf seine Kerbschlagarbeit. Darüber hinaus bestätigt die Messung des Anisotropiefaktors A_K (Bild 7.11 b) die in Abschnitt 7.1.2 getroffene Hypothese, dass ein geringer Umformgrad in Walzrichtung zu Beginn des Stauchens bereits zu einer signifikanten Veränderung des Anisotropiefaktors A_K führen kann.

7.2.2 Umformtemperatur

Gestreckte MnS reagieren in Bezug auf ihr Umformverhalten im Kernbereich einer Stahlprobe differenziert auf die Umformtemperatur. Welchen Einfluss die unterschiedlichen Formen der MnS auf die Kerbschlagarbeit und das diesbezügliche anisotrope Verhalten des Stahls haben, soll hier betrachtet werden.

Am Beispiel des 16MnCr5 fallen in Bezug auf die Kerbschlagarbeit und die Anisotropie von längs und quer zur Stauchrichtung ausgerichteten Proben Unterschiede zwischen bei Raumtemperatur (Bild 7.8 a) und 1250 °C (Bild 7.8 b) umgeformten Proben auf. Dabei fällt der tendenziell steilere Abfall des Anisotropiefaktors A_K bei Raumtemperatur bei steigendem Umformgrad im Vergleich zur Umformung bei 1250 °C auf. So nimmt bei Raumtemperatur der Anisotropiefaktor A_K ab einem Umformgrad von $\phi_2 = 0,30$ Werte von 0,17 und damit kleiner als 1 an, was eine Umkehrung des anisotropen Verhaltens im Vergleich zum gewalzten Ausgangszustand bedeutet. Dies wird durch den starken Abfall der Kerbschlagarbeit auf einen Wert von $KV_1 = 0,26 \text{ J}$ von in längs zur Stauchrichtung orientierten Proben ab einem Umformgrad von $\phi_2 = 0,30$ erreicht, wobei die Kerbschlagarbeit in quer zur Umformrichtung orientierten Proben gering schwankend auf einem Niveau von $KV_q = 1,5 \text{ J}$ verbleibt. Eine

Erklärung für den raschen Abfall der Kerbschlagarbeit mit steigendem Umformgrad bei Raumtemperatur in längs zur Stauchrichtung orientierten Proben kann die Betrachtung der Bruchoberflächen der Kerbschlagproben (Bild 7.12 bis Bild 7.13) liefern.

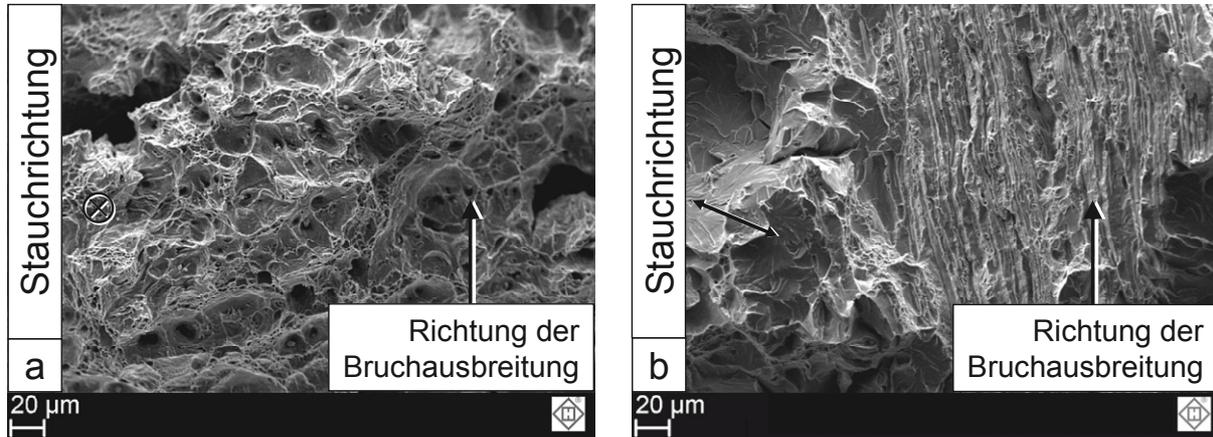


Bild 7.12: Bruchoberflächen der Kerbschlagprobe des bei Raumtemperatur gestauchten 16MnCr5 bei $\varphi_1 = 0,11$. Probenorientierung längs zur Stauchrichtung (a) und quer dazu (b). Die Richtung der Bruchausbreitung ist durch die Lage und Orientierung der Kerbe vorgegeben und ist zur besseren Orientierung mit eingetragen.

Während die Bruchoberfläche des bei Raumtemperatur gestauchten 16MnCr5 bei einem Umformgrad von $\varphi_1 = 0,11$ (Bild 7.12) noch vergleichbar mit der des gewalzten Ausgangszustands ist (Bild 7.2), tritt bereits ab einem Umformgrad von $\varphi_2 = 0,30$ eine Veränderung des Bruchbildes der längs orientierten Kerbschlagprobe ein (Bild 7.13 a). Dabei wandelt sich das Erscheinungsbild der Bruchoberfläche von duktil (Bild 7.12 a) in einen transkristallinen Spröbruch (Bild 7.13 a), was zu einer signifikanten Herabsetzung der Kerbschlagarbeit längs zur Stauchrichtung KV_1 von 6,38 J auf 0,26 J führt.

Im Vergleich dazu verändert sich das Bruchbild bei quer zur Umformrichtung ausgerichteten Proben geringfügiger. Es treten hier bis zu einem Umformgrad von $\varphi_2 = 0,30$ sowohl Bruchwaben als auch Spaltflächen auf (Bild 7.12 b) und (Bild 7.13 b).

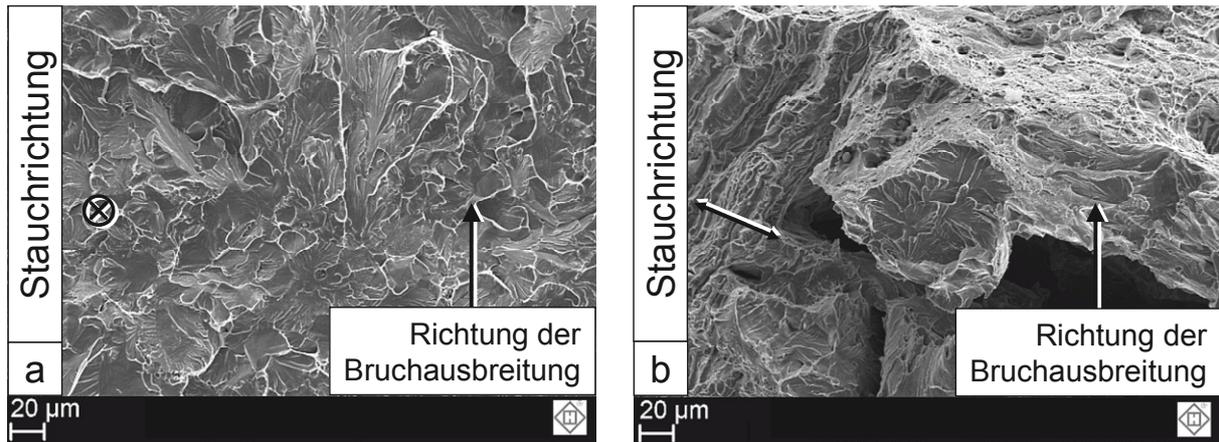


Bild 7.13: Bruchoberflächen der Kerbschlagprobe des bei Raumtemperatur gestauchten 16MnCr5 bei $\varphi_2 = 0,30$. Probenorientierung längs zur Stauchrichtung (a) und quer dazu (b). Die Richtung der Bruchausbreitung ist durch die Lage und Orientierung der Kerbe vorgegeben und ist zur besseren Orientierung mit eingetragen.

Wird bei Raumtemperatur der Umformgrad im 16MnCr5 noch weiter erhöht, dann zeigen sich bei einem Umformgrad von $\varphi_4 = 0,75$ auf der Bruchfläche längs zur Stauchrichtung orientierter Proben, Spaltflächen entlang der durch den Umformvorgang flach gedrückten Ferritkörner (Bild 7.14 a).

Auffallend ist beim Kerbschlagversuch die Umlenkung der Rissausbreitungsrichtung bei quer zur Umformrichtung orientierten Proben um nahezu 60° . Damit breitet sich der Riss auch in diesem Fall entlang stark abgeflachter ferritischer Korngrenzen aus (Bild 7.15), wobei leichte Duktilitäten am Ferrit auftreten (Bild 7.14 b).

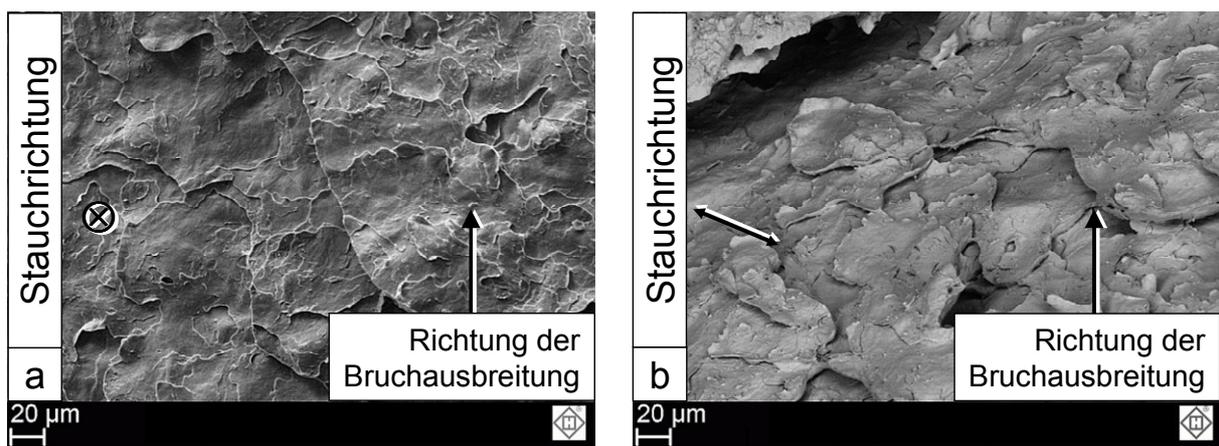


Bild 7.14: Bruchoberflächen der Kerbschlagprobe des bei RT gestauchten 16MnCr5 bei $\varphi_4 = 0,75$. Probenorientierung längs zur Stauchrichtung (a) und quer dazu (b). Die Richtung der Bruchausbreitung ist durch die Lage und Orientierung der Kerbe vorgegeben und ist zur besseren Orientierung mit eingetragen.

Der erhöhte Kerbschlagarbeitswert von $KV_q = 1,5 \text{ J}$ kann hier über den zusätzlichen Energiebedarf für die Rissumlenkung beim Kerbschlagversuch erklärt werden und wird damit nicht mehr durch die Form und Orientierung der MnS beeinflusst. Verglichen mit den Umformergebnissen bei 1250 °C spielen die Ausrichtung und die Form der MnS nach der Umformung bei Raumtemperatur für die Rissausbreitungsrichtung eher eine untergeordnete Rolle. Das kann damit begründet werden, dass bei beiden Probenorientierungen weder duktile Bruchwaben, ausgehend von MnS, noch MnS direkt auf der Bruchoberfläche beobachtet werden konnten. Vielmehr orientiert sich hier die Rissausbreitungsrichtung an der Orientierung der sehr flach gedrückten Ferritkörner und verläuft entlang deren Korngrenzen. Weiterhin ist beim Umformen des 16MnCr5 bei Raumtemperatur mit zunehmendem Umformgrad eine stetige Zunahme der Brinellhärte HB von 190 HB bis 265 HB zu beobachten, was durch die Kaltverfestigung begründet wird (Bild 7.16 b). Durch das Umformen bei Raumtemperatur verlieren auch hier MnS an Einfluss auf das anisotrope Verhalten durch das deutliche Ansteigen der Härte mit wachsendem Umformgrad.

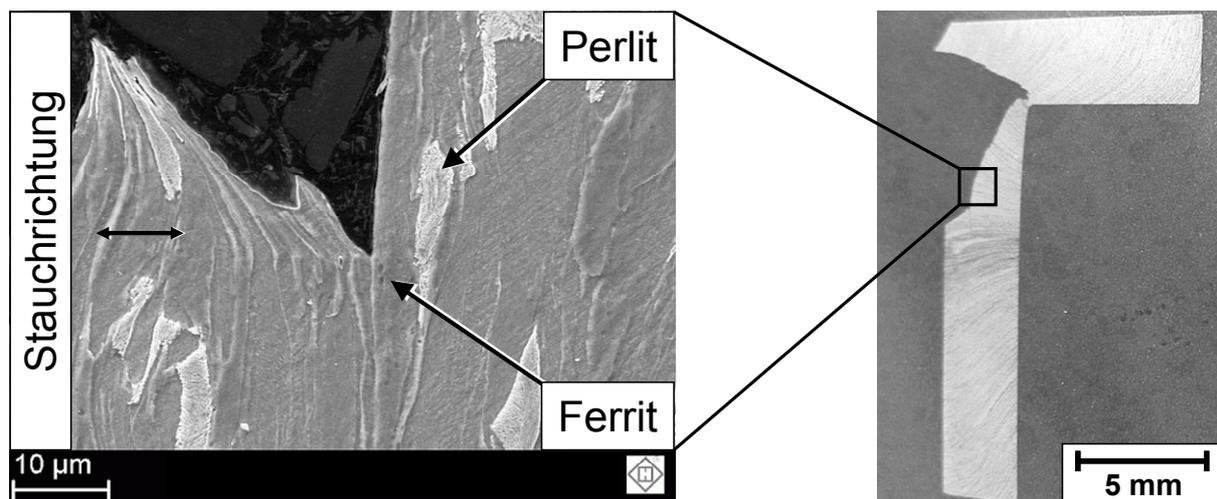


Bild 7.15: Längsschliff durch die quer liegende Kerbschlagprobe des bei Raumtemperatur gestauchten 16MnCr5 bei $\phi_4 = 0,75$. Rissfortpflanzung entlang der abgeflachten Korngrenzen des Ferrits. Nital geätzt.

Damit verbunden ist die Ausbildung eines Sprödbruchs auf der Bruchoberfläche der Kerbschlagproben, der, wie in Moeller (2007) beschrieben, den Einfluss der MnS signifikant schmälert. Es soll jedoch nicht ausgeschlossen werden, dass zwischen den Ferritkörnern liegende, große und extrem abgeflachte MnS die Rissausbreitung zusätzlich begünstigen, wie Sabih und Nemes (2009) beschreiben.

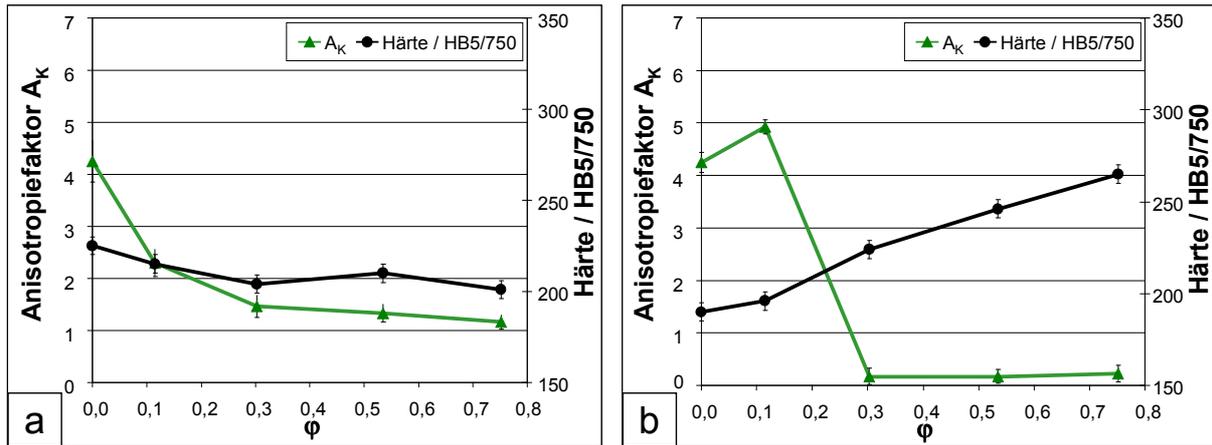


Bild 7.16: Veränderung der Härte und des Anisotropiefaktors A_K mit steigendem Umformgrad im 16MnCr5 bei 1250 °C (a) und Raumtemperatur (b).

Bei 1250 °C Umformtemperatur hingegen ist, wie zu erwarten, kein Anstieg der Härte mit dem Umformgrad beim 16MnCr5 zu beobachten (Bild 7.16 a). Das Vorliegen eines duktilen Bruchs erlaubt in diesem Fall der veränderten Geometrie der MnS einen ausgeprägten Einfluss auf die Kerbschlagarbeit zu nehmen.

7.2.3 Werkstoff

Gestreckte MnS können in Abhängigkeit von der Stahlmatrix und des sie umgebenden Gefüges durch Stauchen in ihrer Form unterschiedlich verändert werden. Somit sollte die Art der Veränderung des Anisotropiefaktors A_K mit steigendem Umformgrad ϕ von der Stahlsorte beeinflusst werden.

Bei einer Umformtemperatur von 1250 °C reagiert der Anisotropiefaktor des 16MnCr5 mit einer signifikanten Abnahme auf den steigenden Umformgrad (Bild 7.17 a), während er im 30MnVS6 eine langsamere Verringerung zeigt.

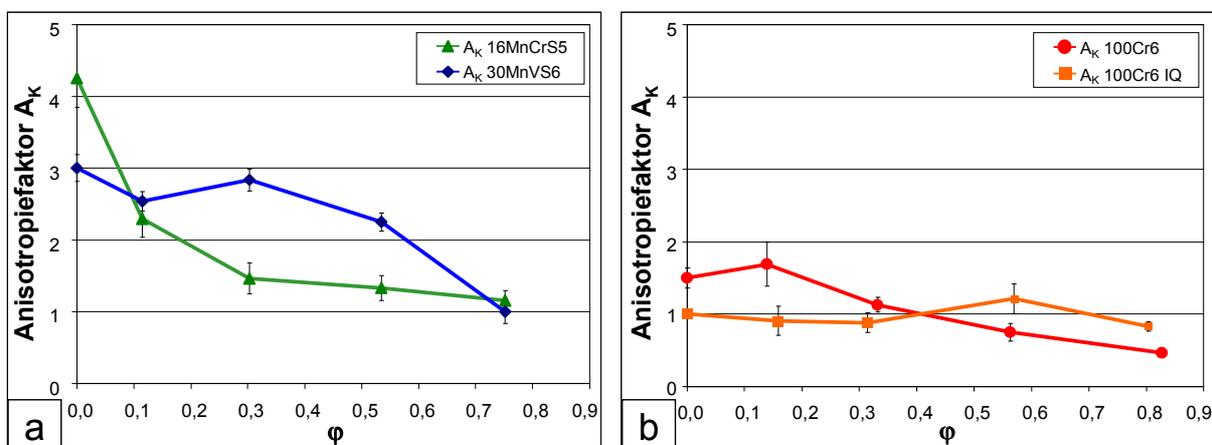


Bild 7.17: Veränderung des Anisotropiefaktors A_K über den Umformgrad ϕ bei 1250 °C im 16MnCr5 und 30MnVS6 (a) bzw. 100Cr6 und 100Cr6 IQ (b).

Bedeutend schwächer spricht der Anisotropiefaktor A_K des 100Cr6 auf den Umformgrad φ an und im 100CR6 IQ zeigt sich so gut wie keine Abhängigkeit mehr (Bild 7.17 b). Werden die Werkstoffgefüge miteinander verglichen, dann kann das unterschiedliche Verhalten des Anisotropiefaktors A_K zwischen 16MnCr5 und 30MnVS6 bei steigendem Umformgrad φ (Bild 7.17 a) nicht hinreichend mit der unterschiedlichen MnS Häufigkeit und Krümmungsradien erklärt werden. Aufgrund der nahezu doppelten Mangansulfiddichte im 30MnVS6 und deren geringeren Krümmungsradien, wäre eine im Vergleich zum 16MnCr5 deutlich raschere Abnahme des Anisotropiefaktors A_K zu erwarten. Möglicherweise bieten hier die unterschiedlich erzielten Gefügestände nach dem Abkühlen an Luft der bei 1250 °C gestauchten Proben eine hinreichende Erklärung. Während im 30MnVS6 nach der Umformung ein ferritisch-perlitisches Gefüge im ausscheidungsgehärtetem Zustand vorliegt, finden sich im umgeformten 16MnCr5 neben Ferrit und Perlit zusätzliche bainitische Anteile. Womöglich reagiert das ferritisch perlitische Gefüge mit Bainit im 16MnCr5 empfindlicher auf die Mangansulfidform als die Mikrostruktur mit Ausscheidungshärtung im 30MnVS6. Offensichtlich wirkt sich die Form der MnS aufgrund der Kerbspannungsempfindlichkeit in unterschiedlichen Gefügen verschieden stark auf den Anisotropiefaktor A_K aus. Der 100Cr6 enthält im gewalzten Ausgangszustand ebenfalls wie der 16MnCr5 gestreckte MnS, jedoch weisen die MnS im 100Cr6 mit einem Anteil von 0,028 % an der Querschnittsfläche im Vergleich zum 16MnCr5 mit 0,159 % eine geringere Mangansulfidhäufigkeit auf (Tabelle 5.1). Dies führt im 100Cr6 zu einem deutlich schwächer ausgeprägten Anisotropiefaktor A_K als im 16MnCr5. Da der 100Cr6 IQ keine gekrümmten MnS, sondern nur nahezu unverformte globulare CaS enthält, zeigt dieser Stahl keine signifikante Veränderung seines Anisotropiefaktors A_K durch Stauchen bei 1250 °C (Bild 7.17 b).

Sowohl beim 16MnCr5 als auch beim 30MnVS6 nähert sich der Anisotropiefaktor A_K bei einem Umformgrad von $\varphi = 0,75$ einem Wert von etwa 1 an, was einem isotropen Verhalten in Bezug auf die Kerbschlagarbeit entspricht (Bild 7.17 a). Die Betrachtung der Bruchoberflächen der Kerbschlagprobe des 16MnCr5 (Bild 7.10 a und b) und des 30MnVS6 (Bild 7.18 a und b) zeigt ebenfalls eine Angleichung der Bruchcharakteristik von quer und längs zur Stauchrichtung orientierten Proben beider Stähle. Im ungestauchten Zustand unterscheiden sich die Bruchoberflächen zwischen längs (Bild 7.2 a) und quer (Bild 7.2 b) zur Stauchrichtung orientierten Proben durch die Bruchwabencharakteristik an den jeweiligen MnS. Mit zunehmendem Stauchgrad verändert sich insbesondere die Bruchwabencharakteristik der quer zur Stauchrichtung orientierten Proben von gelängten Bruchwaben entlang gestreckter MnS (Bild 7.2 b) zu kelchförmigen Bruchwaben (Bild 7.10 b). Diese Angleichung in der Bruchwabencharakteristik kann durch den bekannten Bruchausgang im Kerb und Bruchverlauf mit als Begründung für das Erreichen eines nahezu völligen isotropen Zustandes durch das Stauchen in Walzrichtung bei beiden Stählen dienen.

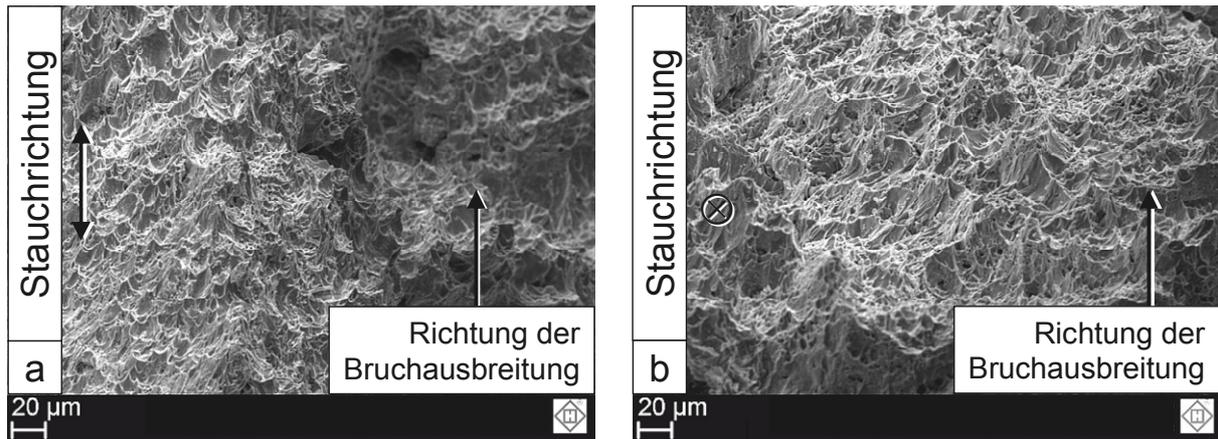


Bild 7.18: Bruchoberflächen der Kerbschlagprobe des bei 1250 °C gestauchten 30MnVS6 bei $\varphi = 0,75$. Probenorientierung längs zur Stauchrichtung (a) und quer dazu (b). Die Richtung der Bruchausbreitung ist durch die Lage und Orientierung der Kerbe vorgegeben und zur besseren Orientierung mit eingetragen.

Eine Abnahme des Anisotropiefaktors A_K wird zwar auch beim 100Cr6 beobachtet, jedoch wird ab einem Umformgrad von $\varphi = 0,4$ der Wert des Anisotropiefaktors von $A_K = 1$ unterschritten. Steigt der Umformgrad auf $\varphi = 0,83$ an, dann sinkt A_K sogar auf einen Wert von 0,46 ab, was eine Umkehrung des anisotropen Verhältnisses in Bezug auf die Kerbschlagarbeit im Vergleich zum gewalzten Ausgangsmaterial bedeutet. Die Betrachtung des Anisotropiefaktors A_K in Abhängigkeit vom Krümmungsradius der umgeformten MnS bietet dabei eine mögliche Erklärung für die Umkehrung der Anisotropie an.

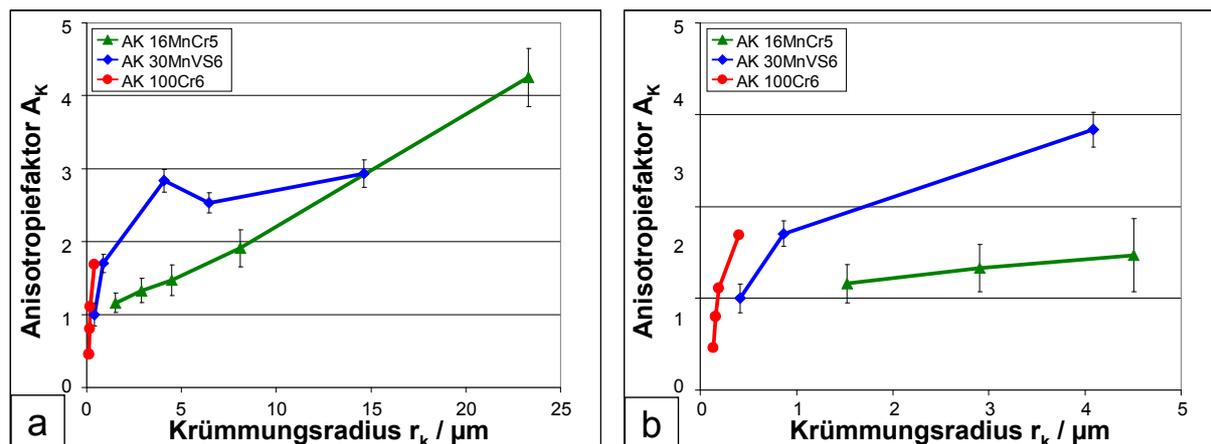


Bild 7.19: Abhängigkeit des Anisotropiefaktors A_K vom Krümmungsradius r_k der MnS bei 1250°C gestauchten Proben. Übersicht (a) und Ausschnittsvergrößerung (b).

Sowohl beim 16MnCr5 als auch beim 30MnVS6 und 100Cr6 zeigt sich ein Ansteigen des Anisotropiefaktors mit wachsendem Krümmungsradius r_k der entsprechend umge-

formten MnS (Bild 7.19 a). Jedoch ist in der Steigung und Art der Zunahme des Anisotropiefaktors A_K ein Unterschied zwischen den 3 Stählen zu erkennen. Dabei weisen die Messungen darauf hin, dass ab Werten des Krümmungsradius r_k kleiner als $1,5 \mu\text{m}$ die Anisotropie insbesondere beim 100Cr6 und 30MnVS6 stärker fällt, als bei größeren Krümmungsradien.

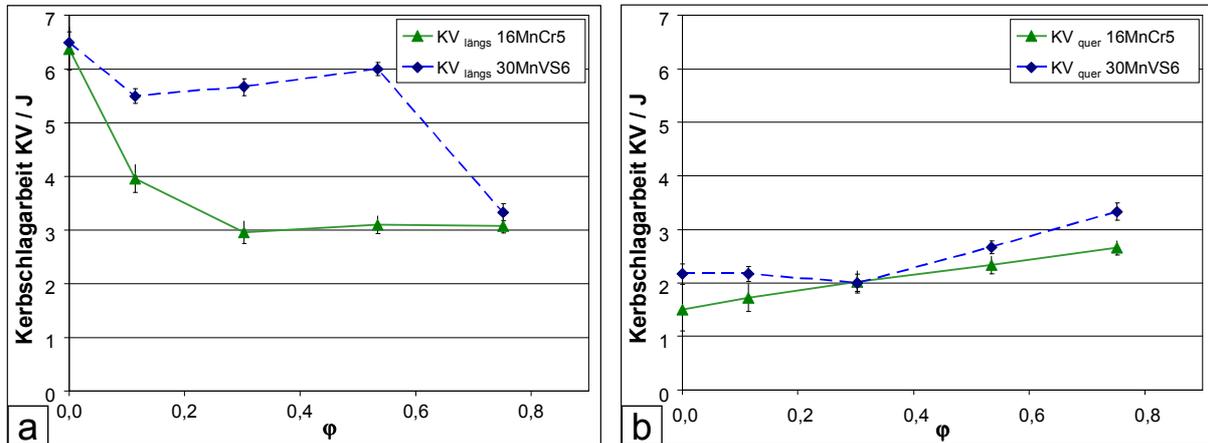


Bild 7.20: Veränderung der Kerbschlagarbeit in Abhängigkeit vom Umformgrad ϕ bei 1250°C gestauchten Proben. Probenorientierung längs zur Stauchrichtung (a) und quer dazu (b).

Ferner zeigt sich am Beispiel des 100Cr6 (Bild 7.19 b), dass es ab Krümmungsradien von r_k kleiner als $0,4 \mu\text{m}$ zu einer Umkehrung des Anisotropiefaktors A_K im Vergleich zum gewalzten Ausgangszustand kommt. Offensichtlich bewirkt die Abnahme des Krümmungsradius der MnS ein Absenken der erforderlichen Rissausbreitungsenergie für den Kerbschlagversuch von in längs zur Stauchrichtung orientierten Proben (Bild 7.20 a). Quer orientierte Proben hingegen (Bild 7.20 b) zeigen dabei nur eine schwache Abhängigkeit. Die Verringerung der Kerbschlagenergie von in längs zur Stauchrichtung orientierten Kerbschlagproben mit abnehmendem Krümmungsradius der MnS ist in Bild 7.21 (a) dargestellt. Dabei reagiert die Kerbschlagenergie des 16MnCr5 empfindlicher auf gekrümmte MnS als die des 30MnVS6.

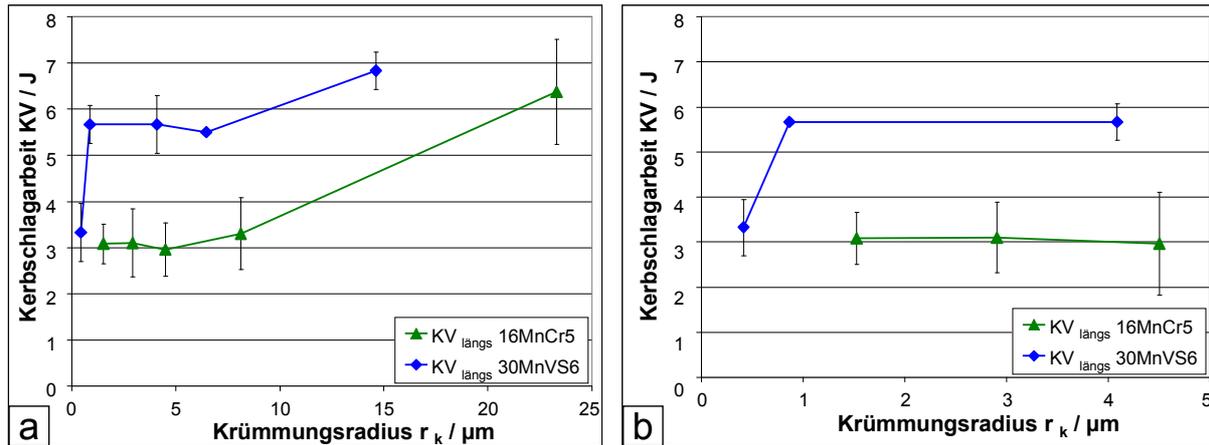


Bild 7.21: Abhängigkeit der Kerbschlagarbeit KV_1 in längs zur Stauchrichtung orientierten Proben vom Krümmungsradius (a) und als Ausschnittsvergrößerung (b) bei einer Umformtemperatur von 1250°C .

Jedoch bewirkt eine Verringerung der Krümmungsradien r_k im Bereich von $r_k = 6 \mu\text{m}$ bis etwa $r_k = 1 \mu\text{m}$ in beiden Stählen kaum eine Reduktion der Kerbschlagarbeit KV . Erst bei einer weiteren Verringerung des Krümmungsradius auf einen Wert kleiner als $1 \mu\text{m}$ sinkt die Kerbschlagarbeit im 30MnVS6 merklich weiter auf $KV_1 = 3,3 \text{ J}$ ab.

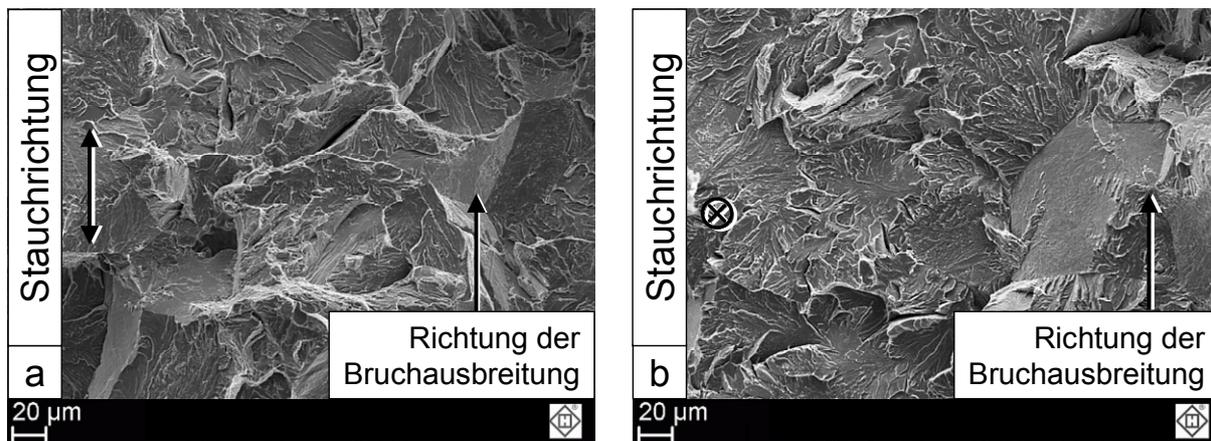


Bild 7.22: Bruchoberflächen der Kerbschlagprobe des bei 1250°C gestauchten 100Cr6 bei $\varphi_4 = 0,83$. Probenorientierung längs zur Stauchrichtung (a) und quer dazu (b). Die Richtung der Bruchausbreitung ist durch die Lage und Orientierung der Kerbe vorgegeben und ist zur besseren Orientierung mit eingetragen.

Die Betrachtung der Bruchbilder der Kerbschlagproben des 100Cr6 (Bild 7.22 a und b) und des 100Cr6 IQ (Bild 7.23 a und b) gestauchte auf $\varphi_4 = 0,83$ sollten für die Erklärung des in Bild 7.17 (b) gefundenen Verhaltens auch mit herangezogen werden, da diese unterschiedlich im Vergleich zum duktilen Bruch des 16MnCr5 (Bild 7.10) ausfallen. Dabei zeigen sowohl der 100Cr6 (Bild 7.22 a und b) als auch der 100Cr6 IQ (Bild 7.23 a und b) unabhängig von der Probenorientierung

einen überwiegend transkristallinen Sprödbruch mit nur sehr wenigen interkristallinen Anteilen. Dies erklärt das isotrope Verhalten bzgl. der Kerbschlagarbeit beim höchsten Umformgrad der beiden Stähle.

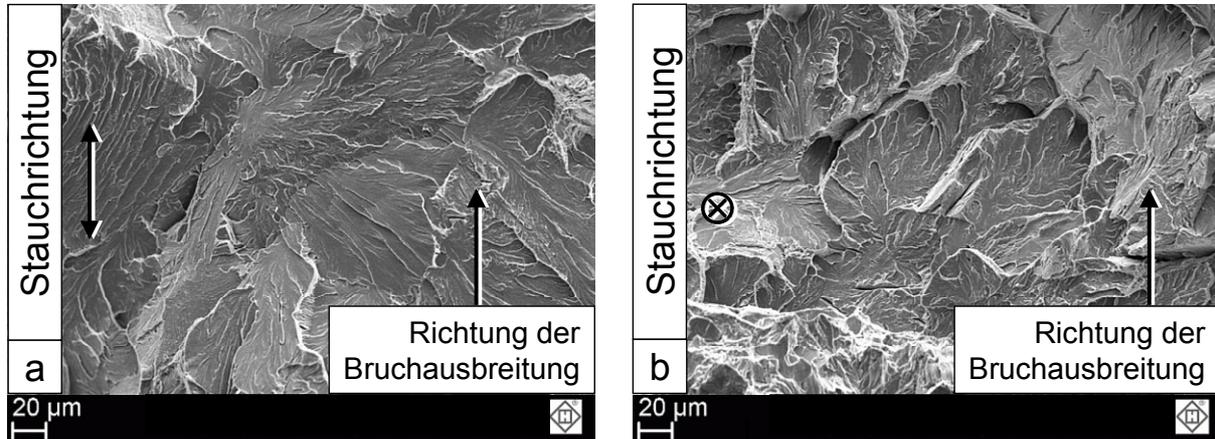


Bild 7.23: Bruchoberflächen der Kerbschlagprobe des bei 1250 °C gestauchten 100Cr6 IQ bei $\varphi_4 = 0,80$. Probenorientierung längs zur Stauchrichtung (a) und quer dazu (b). Die Richtung der Bruchausbreitung ist durch die Lage und Orientierung der Kerbe vorgegeben und ist zur besseren Orientierung mit eingetragen.

Obwohl beim 100Cr6 ein Sprödbruch auf der Bruchoberfläche der Kerbschlagprobe anzutreffen ist, wird der Anisotropiefaktor noch durch MnS mit Krümmungsradien kleiner als 1 μm beeinflusst. Die Auswirkung des Sprödbruchs zeigt sich hier eher in der geringen Höhe der jeweiligen Kerbschlagarbeit KV für den 100Cr6 (Bild 7.24 a) und 100Cr6 IQ (Bild 7.24 b). Während sich beim 100Cr6 noch ein geringer Unterschied in der Kerbschlagarbeit zwischen längs und quer zur Stauchrichtung orientierten Proben zeigt, verschwindet beim 100Cr6 IQ diese Differenz völlig.

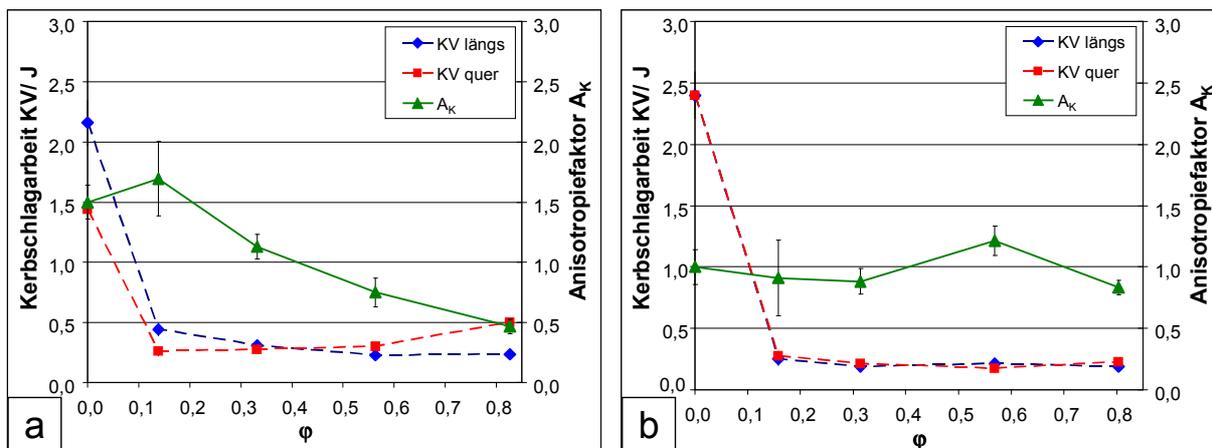


Bild 7.24: Abhängigkeit der Kerbschlagarbeit und des Anisotropiefaktors A_K vom Umformgrad φ bei 1250 °C im 100Cr6 (a) und 100Cr6 IQ (b).

Nach der Umformung und Abkühlung von 1250 °C Umformtemperatur auf Raumtemperatur, bildet sich im 100Cr6 und 100Cr6 IQ ein perlitisches Gefüge mit Sekundärzementit an den Korngrenzen aus. Möglicherweise erlaubt diese Mikrostruktur bei einer Härte von 356 HB im 100Cr6 noch eine Beeinflussung des Anisotropiefaktors durch MnS mit einem Krümmungsradius kleiner als 1 µm, während dies bei einer Härtesteigerung durch Kaltverfestigung eher nicht mehr möglich erscheint. Somit ist das Gefüge derart spröde, dass sowohl die Ausrichtung als auch die Form der MnS für die Rissausbreitung keine Rolle mehr spielen.

7.3 Zusammenfassung

Eine deutliche Anisotropie gewalzter Stähle offenbart sich durch die Messungen der Kerbschlagarbeit von längs und quer zur Walz- bzw. Stauchrichtung orientierten Proben, was insbesondere für Stähle mit gelängten MnS zutrifft. Die Höhe der Anisotropie im gewalzten Zustand wächst mit steigendem Schwefelgehalt und zunehmendem Walzgrad des jeweiligen Stahls.

Beim Stauchen verringert sich der Grad der Anisotropie mit zunehmendem Umformgrad, sowohl bei 1250 °C Umformtemperatur als auch bei Raumtemperatur und nähert sich dem isotropen Zustand an. Betrachtungen der Bruchflächen der Kerbschlagproben und tiefengeätzter Längsschliffe liefern die Erkenntnis, dass die gekrümmte Form der MnS nur bei 1250 °C gestauchten Proben die Reduktion der Anisotropie verursacht. Bei Raumtemperatur umgeformten Kerbschlagproben entsteht ein Sprödbruch, wodurch sich der Einfluss der veränderten MnS Form auf die Kerbschlagarbeit auf ein sehr geringes Maß verringert.

Nach Stauchen bei 1250° C wirkt sich die Krümmung der MnS in Abhängigkeit vom Gefüge der umgebenden Stahlmatrix unterschiedlich stark auf die Änderung der Anisotropie aus. So reagieren der 100Cr6 und 30MnVS6 auf gekrümmte MnS deutlich schwächer mit einer Verringerung der Anisotropie als vergleichsweise der 16MnCr5. Fällt der Krümmungsradius der MnS schließlich unter 1 µm, dann reagieren die Stähle 30MnVS6 und 100Cr6 unmittelbar und mit einem signifikant stärkeren Abfallen der Anisotropie auf eine weitere Abnahme der Krümmungsradien. Im Fall des 100Cr6 drehen sich die anisotropen Verhältnisse durch MnS mit Krümmungsradien kleiner als 0,5 µm sogar um. Offensichtlich können MnS mit sehr geringen Krümmungsradien eine gravierende Absenkung der Rissausbreitungsenergie in Kerbrichtung bewirken.

8 Ergebnisbewertung und Hinweise auf Anwendungen

Die durchgeführten Beobachtungen am gewalzten Rohmaterial und an den zylindrischen Stauchproben zeigen die relativ starke Beeinflussung der Kerbschlagarbeit durch die Form und Orientierung der MnS. Während gestreckte MnS im warmgewalzten Zustand für eine ausgeprägte Anisotropie der Kerbschlagarbeit sorgen, kann diese, durch Warmstauchen in Walzrichtung und der damit verbundenen Veränderung der Mangansulfidform, in einen nahezu isotropen Zustand überführt werden.

Die Messung und grafische Darstellung des Krümmungsradius r_k der gebogenen MnS, sowie deren Umorientierung aus dem Stauchversuch ist hilfreich, das Erreichen des isotropen Zustandes zu erklären. Auch durch die Auswertung der Bruchbilder der Kerbschlagproben wird die Veränderung der Anisotropie nachvollziehbar. Jedoch erscheint eine Erweiterung des Messbereichs der Krümmungsradien r_k der MnS hilfreich, um die weitere Entwicklung der Abhängigkeit des Anisotropiefaktors vom Krümmungsradius für ein erweitertes Modell heranziehen zu können. Insbesondere beim 30MnVS6 und 16MnCr5 wäre die Ausweitung auf noch kleinere Krümmungsradien wünschenswert, um feststellen zu können, ob es beim Unterschreiten eines kritischen Krümmungsradius r_k eine Umkehrung der Anisotropie gibt.

Das zylindrische Stauchen bei Raumtemperatur bringt zum Vorschein, dass selbst MnS mit extrem kleinen Krümmungsradien von r_k deutlich kleiner als $0,5 \mu\text{m}$ nur einen geringen Einfluss auf die Kerbschlagarbeit stark umgeformter Proben haben. Hier sollten weitere Versuche klären helfen, ob hier weiter verringerte Kerbradien den Einfluss der Mangansulfidform erhöhen. Bei solch stark kaltmassiv umgeformten Proben wäre weiterhin eine Analyse über das Vorliegen einer riss begünstigenden Textur der Stahlmatrix hilfreich. Damit könnte der Einfluss der Mangansulfidform bei Vorlage dieser Struktur noch besser abgeschätzt werden. Auch sollte der Einfluss extrem stark abgeflachter MnS auf die Kerbschlagarbeit in Proben mit einem noch höheren Umformgrad als hier dargestellt, untersucht werden.

Damit das Formänderungsverhalten von MnS im Vergleich zur Stahlmatrix noch im Bereich von Raumtemperatur bis $750 \text{ }^\circ\text{C}$ bekannt wird, sollte in weiteren Arbeiten der relative Plastizitätsindex von MnS für dieses Intervall zur Erweiterung des Modells von Murty et al. (1977) bestimmt werden. Damit wird bekannt, ob sich die Verformbarkeit von MnS im Vergleich zum Stahl nochmals erhöht oder fällt, wodurch beim Umformen bei Raumtemperatur das spröde Verhalten von MnS, wie beispielsweise die Rissbildung im MnS, besser verstanden wird.

8.1 Schädigung des Werkstoffs durch Mangansulfide

Die Versuche beim Stauchen längs zur Walzrichtung zeigen, dass ursprünglich gestreckte MnS beim Massivumformen in eine Morphologie mit Krümmungsradien von

$r_k < 5 \mu\text{m}$ überführt werden. Auch beim Stauchen senkrecht zur Walzrichtung verändert sich die Querschnittsform der MnS von rundlich in stark elliptisch mit ebenfalls kleinen Kerbradien. Da sich MnS nach Hosseini et al. (2007) leicht von der Stahlmatrix ablösen, können MnS mit einer spitzen Form modellhaft als Kerben in der umgebenden Stahlmatrix betrachtet werden. Für die Abschätzung des Schädigungspotenzials von MnS erscheint es somit hilfreich, die Spannungsüberhöhung an der Spitze des MnS bei entsprechender Belastung in einem ersten Schritt für ein Modell vorab linear elastisch zu betrachten.

Dafür soll das im Querschnitt abgeflachte MnS in Bild 8.1 (b) für die Abschätzung der Spannungsüberhöhung an seiner Spitze mit einem Kerbradius von $r_k = 0,25 \mu\text{m}$ und einer Länge von ca. $9,3 \mu\text{m}$ modellhaft als elliptisches Loch in der Stahlmatrix Bild 8.1 (a) betrachtet werden.

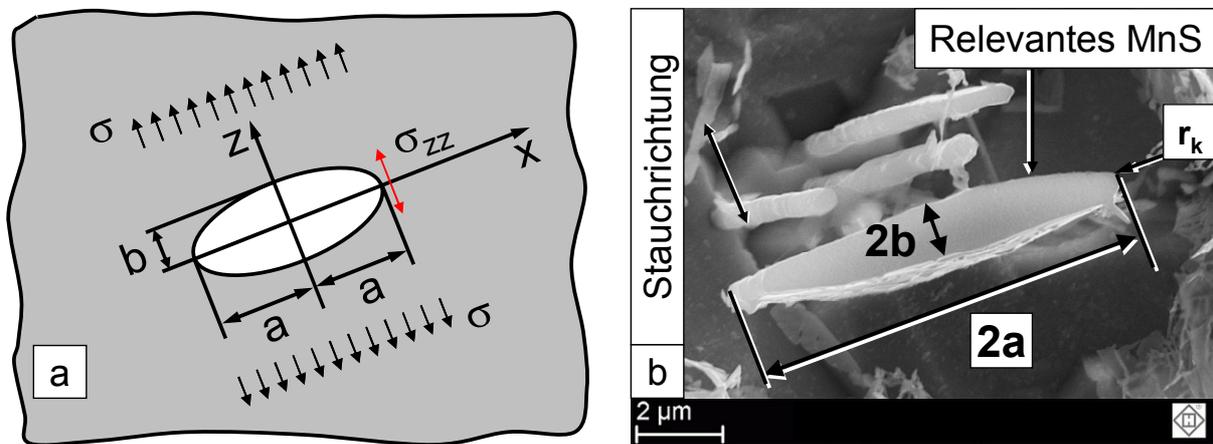


Bild 8.1: Schematische Darstellung des Modells für ein elliptisches Loch in der Stahlmatrix (a). Bei 1250°C quer zur Walzrichtung gestauchte Probe des 20MnCr5 mit einem Umformgrad von $\varphi_{zz} = 2,19$. Tiefengeätzter Längsschliff des Kernbereichs mit abgeflachtem MnS (b).

Für eine mathematische Betrachtung der Spannungsüberhöhung bzw. des Spannungsintensitätsfaktors K_I an der Spitze des MnS wird Gleichung (8.1) nach Murakami (2002) verwendet.

$$\frac{\sigma_{zz}}{\sigma} = 1 + 2\sqrt{\frac{a}{r_k}} \quad ; \quad r_k = \frac{b^2}{a} \quad (8.1)$$

Im Fall eines MnS mit annähernd kreisrundem Querschnitt liefert Gleichung (8.1) einen Wert für die Spannungsüberhöhung von $\sigma_{zz}/\sigma = 3$ unabhängig vom Durchmesser. Bei einer Zugbelastung senkrecht zur Querschnittslängsachse (Bild 8.1 a) des modellhaft elliptisch abgeflachten MnS in Bild 8.1 (b) ergibt sich an der Spitze des MnS eine Spannungsüberhöhung von 9,6.

Noch stärker abgeflachte MnS, wie sie beispielsweise nach dem Stauchen bei Raumtemperatur im Kernbereich des 30MnVS6 (Bild 8.2 a und b) oder des 16MnCr5 (Bild 6.15) anzutreffen sind, haben bei einer Längsausdehnung von bis zu 10 μm einen Kerbradius von nur noch 0,05 μm . Mit diesen Abmessungen liefert Gleichung (8.1) eine Spannungsüberhöhung an der MnS Spitze von 21. Dieser relativ hohe Wert der Spannungsintensität an der Spitze eines abgeflachten MnS deutet darauf hin, dass ab einem gewissen Abflachungsgrad und kleinen Krümmungsradius MnS unter Umständen als Risse in der Stahlmatrix betrachtet werden können.

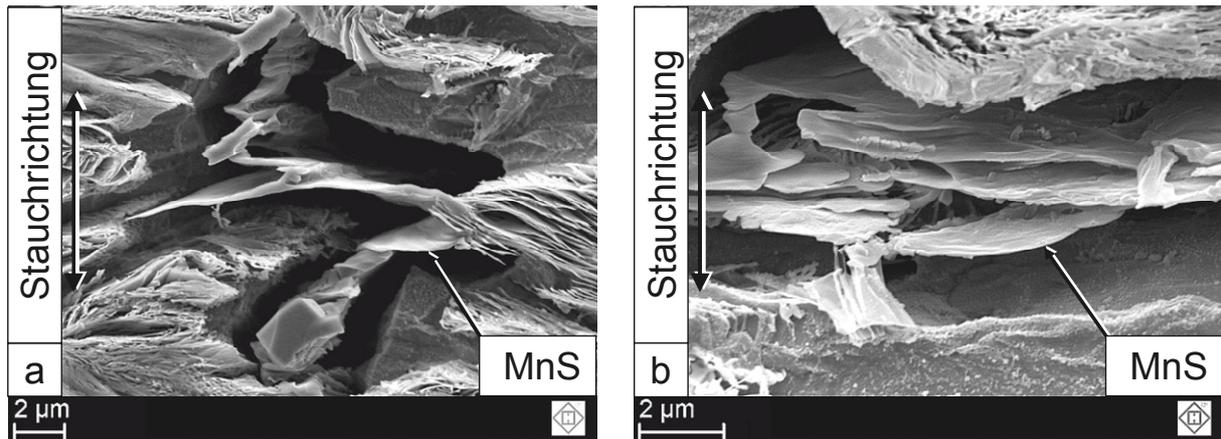


Bild 8.2: Abgeflachte MnS (a) und (b) im Kernbereich des bei Raumtemperatur in Walzrichtung gestauchten 30MnVS6 bei einem Umformgrad von $\varphi_4 = 0,75$. Tiefengeätzter Längsschliff.

Zur Klärung dieser Hypothese wird ein MnS beispielhaft als Anriss im Stahl betrachtet und nach Gross und Seelig (2011) das Spannungsfeld im Bereich seiner Risspitze mit Hilfe der Gleichungen (8.2) und (8.3) ermittelt. Modellhaft befindet sich dazu ein stark abgeflachtes MnS, senkrecht zur Spannungsrichtung in der Stahlmatrix liegend, mit einer scheibenförmigen Ausdehnung von $d_a = 50 \mu\text{m}$ (Bild 8.3). Aus den Gleichungen (8.2) und (8.3) nach Gross und Seelig (2011) lässt sich die Spannung σ_{zz} in der Nähe der Spitze des abgeflachten MnS als Feld in der x-z Ebene berechnen.

$$\sigma_{zz} = \frac{K_I}{\sqrt{2 \cdot \pi \cdot r}} \cdot \cos\left(\frac{\theta}{2}\right) \cdot \left(1 + \sin\left(\frac{\theta}{2}\right) \cdot \sin\left(\frac{3 \cdot \theta}{2}\right)\right) \quad (8.2)$$

$$K_I = \frac{2}{\pi} \cdot \sigma \cdot \sqrt{\pi \cdot d_a} \quad (8.3)$$

Einsetzen von Gleichung (8.3) in Gleichung (8.2) liefert Gleichung (8.4), in der die Spannung σ_{zz} an der Spitze um das MnS auf die anliegende Spannung im Stahl normiert ist. Aufgrund der Übersichtlichkeit wird die Spannung σ_{zz} auf die vorherrschenden

de Spannung σ im gesamten Werkstoff durch Gleichung (8.4) normiert, was in Bild 8.3 grafisch dargestellt ist.

$$\frac{\sigma_{zz}}{\sigma} = \frac{\sqrt{2 \cdot d_a}}{\pi} \cdot \frac{1}{r} \cos\left(\frac{\theta}{2}\right) \cdot \left(1 + \sin\left(\frac{\theta}{2}\right) \cdot \sin\left(\frac{3 \cdot \theta}{2}\right)\right) \quad (8.4)$$

Neben der idealisierten Betrachtung des abgeflachten MnS in einer linear elastischen Stahlmatrix wird hier darauf hingewiesen, dass im streng mathematischen Sinn, Gleichung (8.4) für $r = 0$ und damit unmittelbar an der Spitze des MnS einen unendlich hohen Wert liefert. Daher kann die Spannungsüberhöhung nicht direkt an der Spitze des MnS bestimmt werden, sondern es wurde dazu eine radiale Entfernung von etwa $0,1 \mu\text{m}$ gewählt. Damit ergeben sich Werte für die Spannungsüberhöhung von 28, wodurch der Wert des Modells für das stark abgeflachte MnS Bild 8.1 (b) mit einem Kerbradius von $0,05 \mu\text{m}$ übertroffen wird. Dennoch sollte die Hypothese, abgeflachte MnS als Riss oder Anriss in der umgebenden Stahlmatrix zu betrachten, nicht außer Acht gelassen werden. Somit können stark ausgedünnte MnS ein relativ hohes Schädigungspotenzial bei entsprechend anliegender Belastung im Bauteil aufweisen.

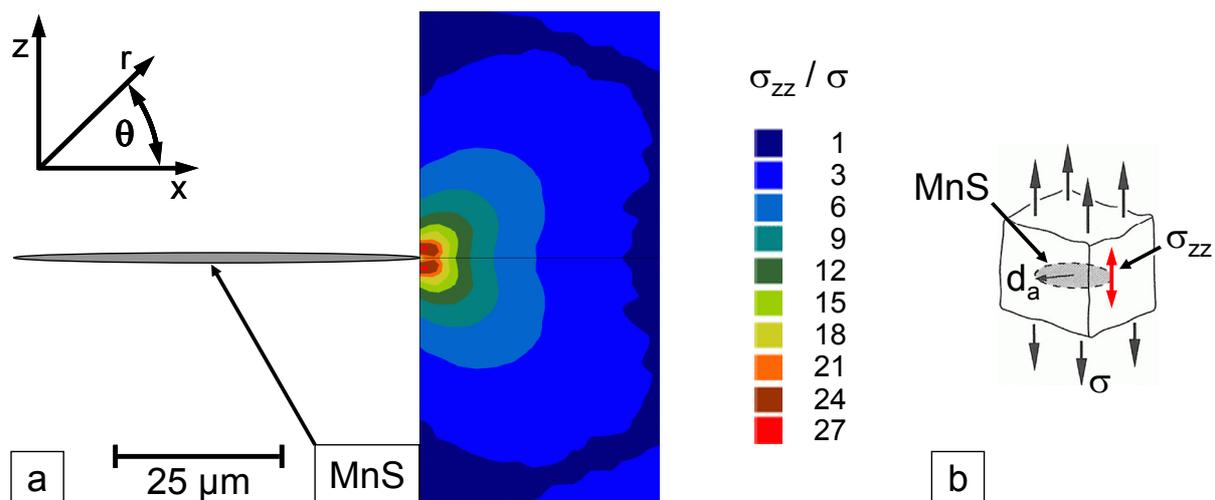


Bild 8.3: Schematische Darstellung der Verteilung der in z-Richtung anliegenden Spannung σ_{zz} im Nahbereich der Spitze eines extrem abgeflachten MnS (a). Diese ist auf die gesamt anliegende Spannung σ in der x-z Ebene normiert. Schematische Darstellung der Spannungen und Orientierung des MnS Modells dazu (b).

Das lässt die Vermutung aufkommen, dass besonders stark abgeflachte MnS, gemeinsam mit ihrer geringen Anhaftung an die Stahlmatrix, als Anrisse im Grundwerkstoff betrachtet werden können. Steigt die Häufigkeit dieser ausgedünnten MnS in der Stahlmatrix an, dann erhöht sich damit die Wahrscheinlichkeit der Rissinitiierung und einer energetisch günstigen Rissweiterleitung bei entsprechender Belastung. Temmel et al. (2008c) weist darauf hin, dass bei entsprechender Dauerwechselfestigkeitsbelas-

ung abgeflachte MnS und insbesondere, wenn diese noch in Clustern auftreten, die Dauerwechselfestigkeit um bis zu 50 % herabsetzen können.

Da hier nur ein einzelnes abgeflachtes MnS und dessen Spannungsfeld betrachtet wird, soll mit Hilfe der FEM noch analysiert werden, wie sich die Spannungen bei Annäherung von mehreren Kerben verhalten. Dieser Effekt kann auftreten, wenn sich ein durch Umformung, wie beispielsweise Stauchen mehrfach umgebogenes MnS, zu einer Schlangenlinien ähnlichen Form verändert, wie beispielhaft in Bild 6.4 (d) dargestellt. Dazu wird aus Gründen der minimalen Feinheit beim Vernetzen das MnS mit Dimensionen im Millimeterbereich sinusförmig im Stahl liegend modelliert (Bild 8.4). Hier zeigen FEM Spannungsanalysen im linear elastischen Bereich an der Spitze des MnS eine in etwa ähnliche Form der Spannungsverteilung in der x-z Ebene (Bild 8.4), wie sie Gleichung (8.4) in (Bild 8.3) liefert.

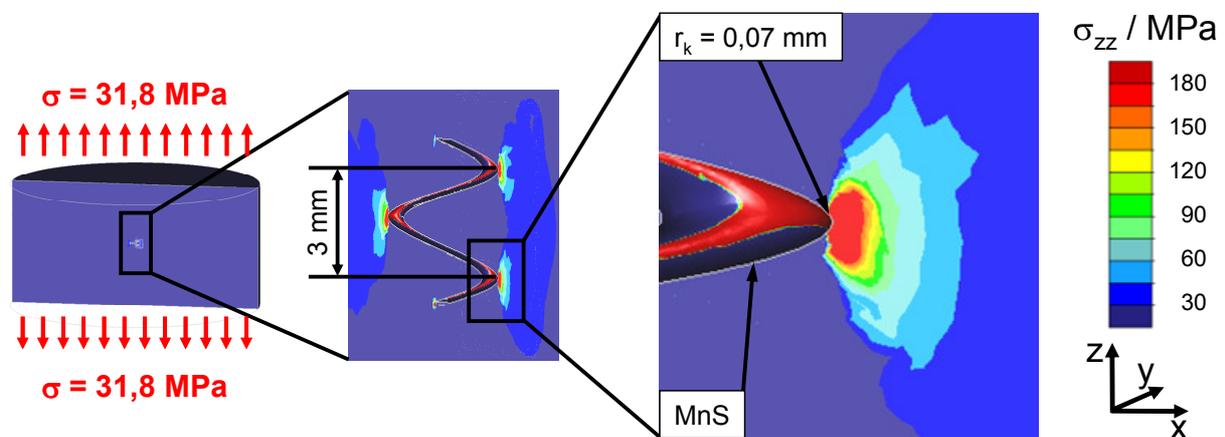


Bild 8.4: FEM Simulation (Pro/ENGINEER Wildfire) der Spannung σ_{zz} an den Spitzen eines gestauchten MnS Modells in der Mitte einer Stahlprobe. Das MnS wird sinusförmig mit einem Durchmesser von 0,5 mm, einer Amplitude von 6 mm, einer Periode von 3 mm und einem Kerbradius von 0,07 mm modelliert.

Ferner zeigt sich, dass bei räumlicher Annäherung der MnS Krümmungen in Spannungsrichtung, deren Felder an den Spitzen beginnen, sich im Werkstoff zu überlagern und weiter auszudehnen. Dies führt bei entsprechend anliegender Belastung zu einer zusätzlichen Schwächung der umgebenden Stahlmatrix. Dies ist beispielsweise dann der Fall, wenn sich die MnS durch Stauchen in Walzrichtung schlangenlinienähnlich krümmen und sich die Krümmungsradien bei relativ hohem Umformgrad auf einige Mikrometer verringern.

Anhand eines Bauteils für die Dieselmotoren-Einspritzung soll beispielhaft gezeigt werden, welche Auswirkungen stark abgeflachte MnS auf das Festigkeitsverhalten haben können. Diese Bauteile werden als Hochdruckspeicher für Dieselmotoren eingesetzt, der modellhaft als Rohr betrachtet werden kann (Bild 8.5 a und b). Gleichzeitig lässt sich anhand dieses Beispiels der Schädigungsgrad dieser Mangansulfid-

form (Bild 8.5 c) auf den warmmassivumgeformten Stahl veranschaulichen. Raedt et al. (2012) beschreiben, dass bei der Pulsprüfung und damit einer vergleichsweise hohen Innendruckbelastung p von mehr als 1000 bar dieser Bauteile Risse in vergleichsweise gering belasteten Bauteilbereichen im Bereich des Übergangs in den Grat auftreten. Die Analyse des entsprechenden Schiffs durch den belasteten Bauteilbereich zeigt die durch die Warmumformung entstandenen, stark abgeflachten MnS (Bild 8.5 c und Bild 8.6 b). Weiterhin wird durch eine Betrachtung des Risses und der Bruchoberfläche im REM mit EDX nachgewiesen, dass diese abgeflachten MnS als rissauslösende Faktoren bei der Pulsprüfung wirken (Bild 8.6 a).

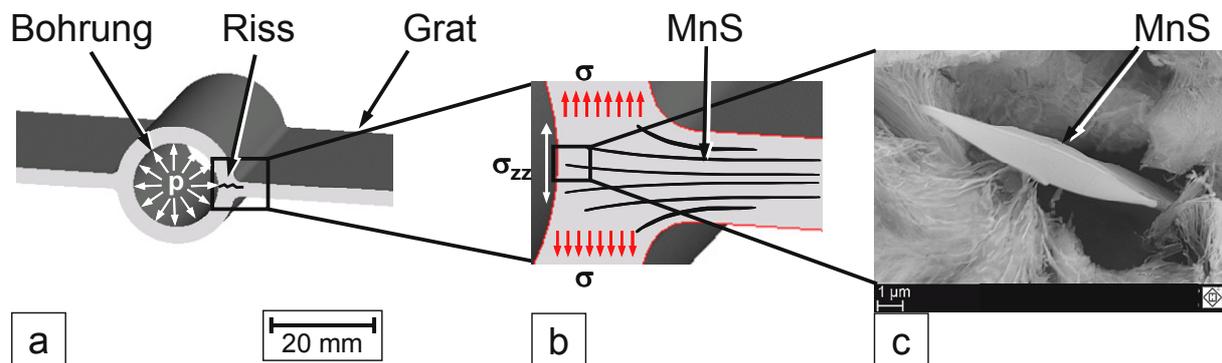


Bild 8.5: Modellhafte Darstellung eines liegend geschmiedeten Hochdruckspeichers für Dieselkraftstoff aus Stahl mit Grat und Innenbohrung, die durch Zerspanung nach dem Abgraten eingebracht wird (a). Aufgrund der besseren Verständlichkeit ist der Grat noch am Bauteil. Ausschnittsvergrößerung des Übergangsbereichs in die Gratbahn (b). Durch das Einfließen des Stahls in den Grat und den hohen Umformgrad abgeflachtes MnS (c).

Die Wirkung dieser ausgedünnten MnS verstärkt sich, wenn diese sehr nahe an der Innenwand der Bohrung zum liegen kommen und beim Zerspanen angeschnitten werden. Der Querschnitt (Bild 8.5 c und Bild 8.6 b) eines solch stark abgeflachten MnS kann ein Verhältnis von Länge a zu Breite b von bis zu 100:1 aufweisen. Da die Umformrichtung, wie beim Versuch zum Querstauchen der MnS (Abschnitt 6.5), auch hier senkrecht zu den ursprünglich gestreckten MnS steht, die MnS jedoch noch stärker abgeflacht sind, hat hier ein erheblich höherer Umformgrad gewirkt. Die starke Abflachung der MnS führt zu einem starken Anstieg der projizierten Querschnittsfläche der MnS, die nun senkrecht zur Belastungsrichtung steht. Zusammen mit der geringen Anhaftung der MnS an die Stahlmatrix, wird damit der Anteil des tragenden Stahls verringert, was zur lokalen Schwächung des Bauteils beiträgt. Ferner weisen diese extrem ausgedünnten MnS Kerbradien bis zu 50 nm an ihren Enden und Seiten auf (Bild 8.6 b). Dies führt, bei entsprechender Prüfbelastung, zusätzlich zu einer starken Kerbwirkung und damit zu einer vergleichbaren Spannungsüberhöhung an diesen Stellen wie an den MnS in Bild 8.2 (a und b).

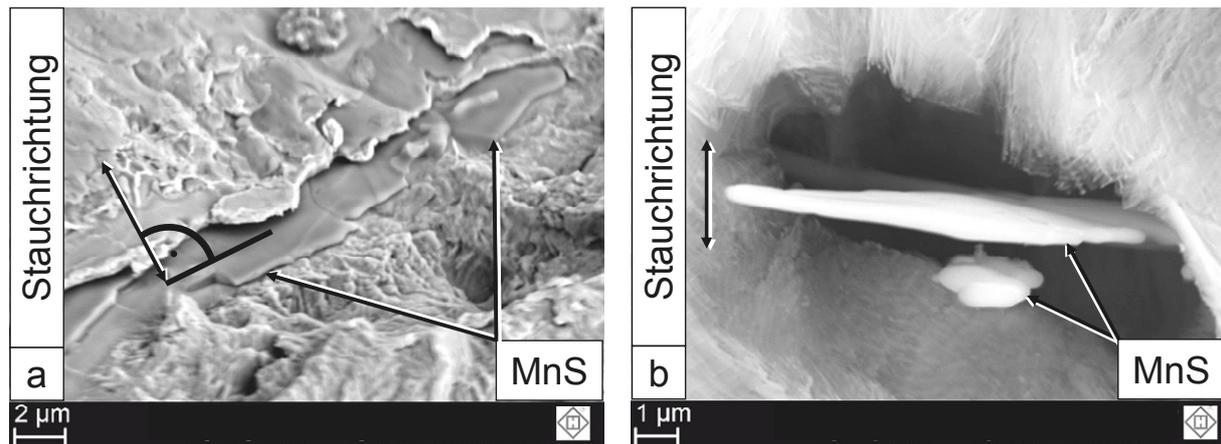


Bild 8.6: Stark abgeflachtes MnS als begünstigender Faktor für die Rissausbreitung im 38MnVS6 auf der Bruchoberfläche liegend (a) und im tiefengeätzten Schliff (b) im Übergangsbereich vom Körper in den Grat eines pulsgeprüften Hochdruckspeichers für Dieselkraftstoff.

Diese beiden Faktoren, stark abgeflachte MnS und extrem kleine Kerbradien, erhöhen an dieser Stelle durch ihre gemeinsame Wirkung erheblich die Wahrscheinlichkeit für eine Rissinitiierung oder das Risswachstum bei der vorliegenden Innendruckbelastung. Dies wird durch das Auffinden der abgeflachten Mangansulfidform an den Rissausgangsstellen bestätigt. Eine Möglichkeit, die abgeflachten MnS aus der durch den vorherrschenden hohen Innendruck des Dieselkraftstoffs hoch belasteten Zone zu bringen, besteht in einer Verdickung des Gratansatzes am Schmiedeteil. Dadurch wird der Umformgrad beim Schmieden im Übergangsbereich in den Grat reduziert und die MnS werden nicht mehr so stark abgeflacht, was zu größeren Radien an den Spitzen der MnS führt. Zusätzlich steigt dadurch in diesem Bereich die Wandstärke des Hochdruckspeichers an, was wiederum die mechanischen Spannungen an den MnS senkt und damit gleichzeitig auch die Wahrscheinlichkeit einer Rissinitiierung am MnS reduziert.

Am Beispiel des Wälzkontaktes wird hier die Auswirkung der Orientierung gestreckter MnS auf die Rissausbreitungsrichtung anhand eines Rollentests (Bild 8.7) mit dem 16MnCr5 betrachtet (Bagh 2010). Dazu laufen jeweils 2 Rollen mit einem Außendurchmesser von 42 mm und unterschiedlicher Ausrichtung der gestreckten MnS in Bezug auf die Rollendrehachse mit einer theoretischen Hertzschen Pressung von 1,1 GPa mit Schmierstoff im Wälzkontakt aufeinander (Bild 8.8). Primäres Ziel ist dabei die Bestimmung der unterschiedlichen Lastwechselzyklen bis zur Grübchenbildung an der Wälzkontaktoberfläche. Weiterhin soll geklärt werden, in wieweit gestreckte MnS an der Grübchenbildung beteiligt sind.

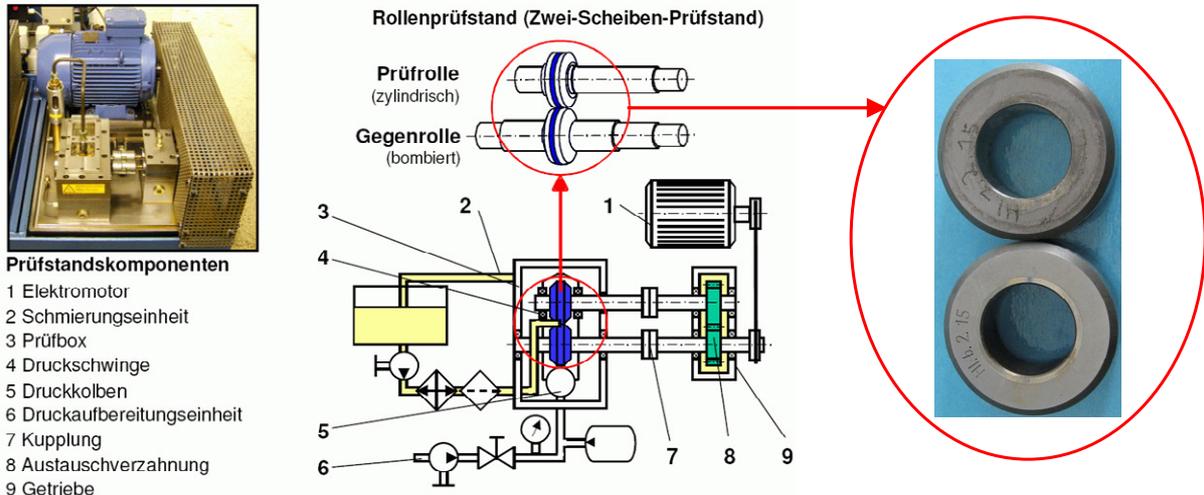


Bild 8.7: Darstellung des Rollenprüfstandes für den Wälzkontaktversuch. Die Prüfrolle ist zylindrisch, während die Gegenrolle eine Bombierung von 166 mm aufweist. Rollenwerkstoff: 16MnCr5. Die Rollen haben eine Einsatzhärtetiefe von 1,3 mm und eine Härte von 61 HRC. Nach Bagh (2010).

Als Grenzlastspielzahl werden 30 Millionen Lastwechselzyklen festgelegt. Im REM werden die dabei gebildeten Grübchen an ihrer Oberfläche und auch im Querschliff betrachtet. In erster Linie ergeben sich nach Bagh (2010) zwar nur geringfügig höhere Lastwechselzyklen von etwa 3,3 % bei Rollen mit Rollendrehachse in Faserrichtung (Bild 8.8 a) im Vergleich zu den senkrecht dazu ausgerichteten (Bild 8.8 b).

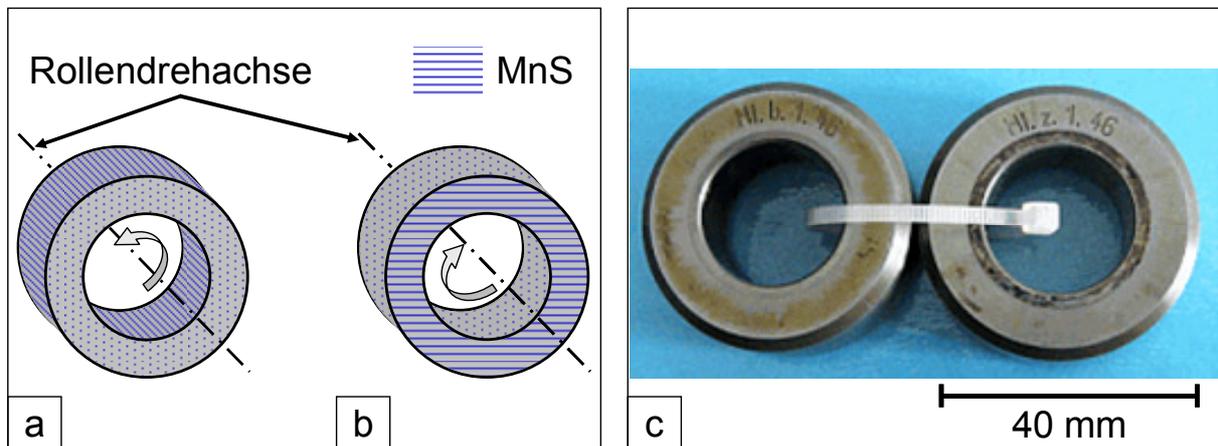


Bild 8.8: Orientierung gestreckter MnS bzw. des Faserverlaufs zur Rollendrehachse (a) und (b). Beispielhafte Fotografie eines Rollenpaares (c).

Auch können an der maximal belasteten Oberfläche keine MnS gefunden werden, die nachweislich direkt zur Grübchenbildung beitragen (Bild 8.9). Jedoch zeigt die Betrachtung gebildeter Anrisse im Rollenstahl im polierten Schliff unmittelbar unterhalb der Wälzkantoberfläche einen signifikanten Einfluss der Ausrichtung gestreckter MnS auf den Rissfortschritt (Bild 8.10 a).

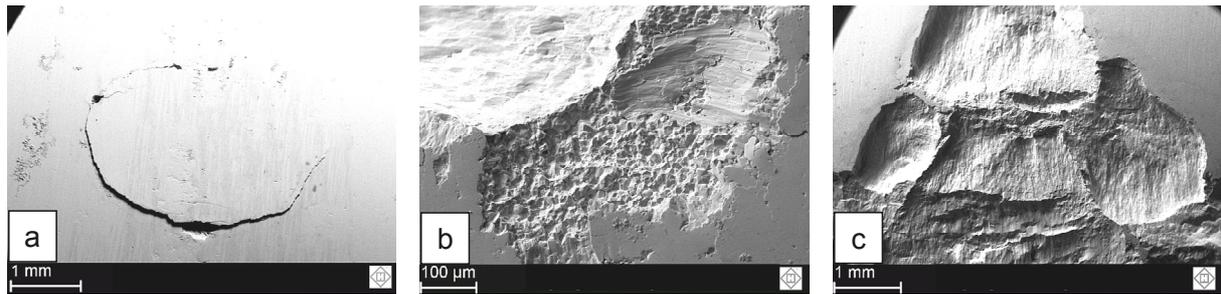


Bild 8.9: REM Bilder von Grübchen auf der Wälzkontaktfläche einer mit 30 Millionen Lastwechselzyklen gelaufenen Prüfrolle. Ansatz eines sich entwickelnden Grübchens (a). Grübchen mit Fortsatz durch einen interkristallinen Spröbruch (b) und Grübchen in Übersicht (c). Es sind keine MnS an den Anrissen im einsatzgehärteten 16MnCr5 zu finden.

Die Betrachtung der Anrisse im polierten Querschliff mit Hilfe des REM und EDX zeigt die bevorzugte Rissausbreitung entlang gestreckter MnS, wenn sich die MnS mit einem Winkel von 30° bis 40° zur Tangente der Wälzkontaktfläche ausrichten (Bild 8.10 a), was auch Beynon (1996) feststellt. Es ist kein Weiterleiten des Risses zu beobachten, wenn sich gelängte MnS senkrecht zur Tangente der Wälzkontaktfläche ausrichten. Bei paralleler Orientierung gestreckter MnS zur Tangente der Wälzkontaktfläche ist eher ein Rissstopp an den gelängten MnS festzustellen (Bild 8.10 b). Weiterhin werden keine MnS ermittelt, die als Rissinitiatoren wirken, was Énekés (1972) in einem 100Cr6 ebenfalls beobachtet.

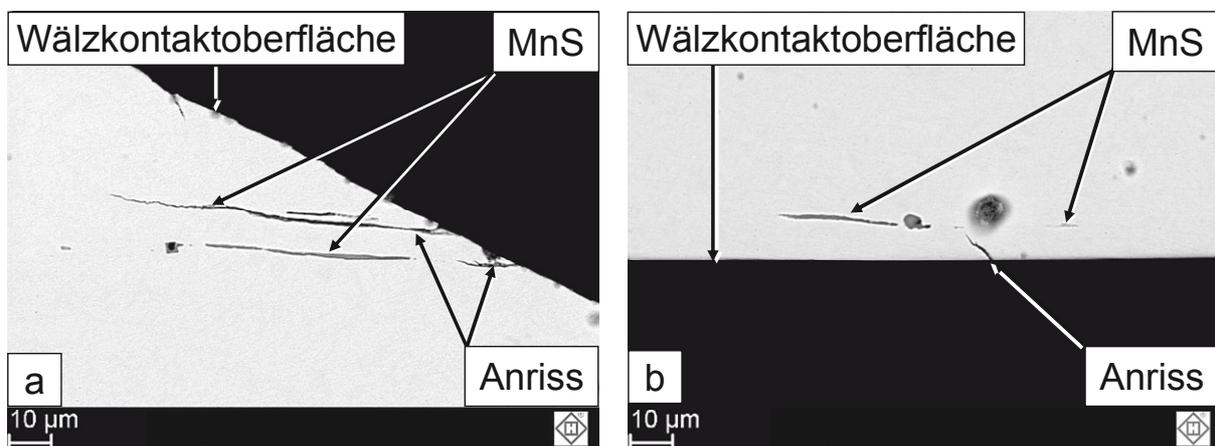


Bild 8.10: Orientierung der Anrisse und MnS nach 30 Millionen Lastwechselzyklen im 16MnCr5 im polierten Schliff senkrecht zur Rollenachse im REM. Im Winkel von ca. 30° zur Tangente der Wälzkontaktfläche (a) und parallel dazu (b) orientierte MnS.

Damit fördern MnS, die in etwa 30° zur Wälzkontaktfläche orientiert sind (Bild 8.10 a) die Weiterführung eines bereits ausgelösten Risses. Offensichtlich liegen in diesem Fall des Wälzkontaktes entsprechende Spannungsverhältnisse vor, die in Richtung der schräg orientierten MnS zeigen (Bild 8.11).

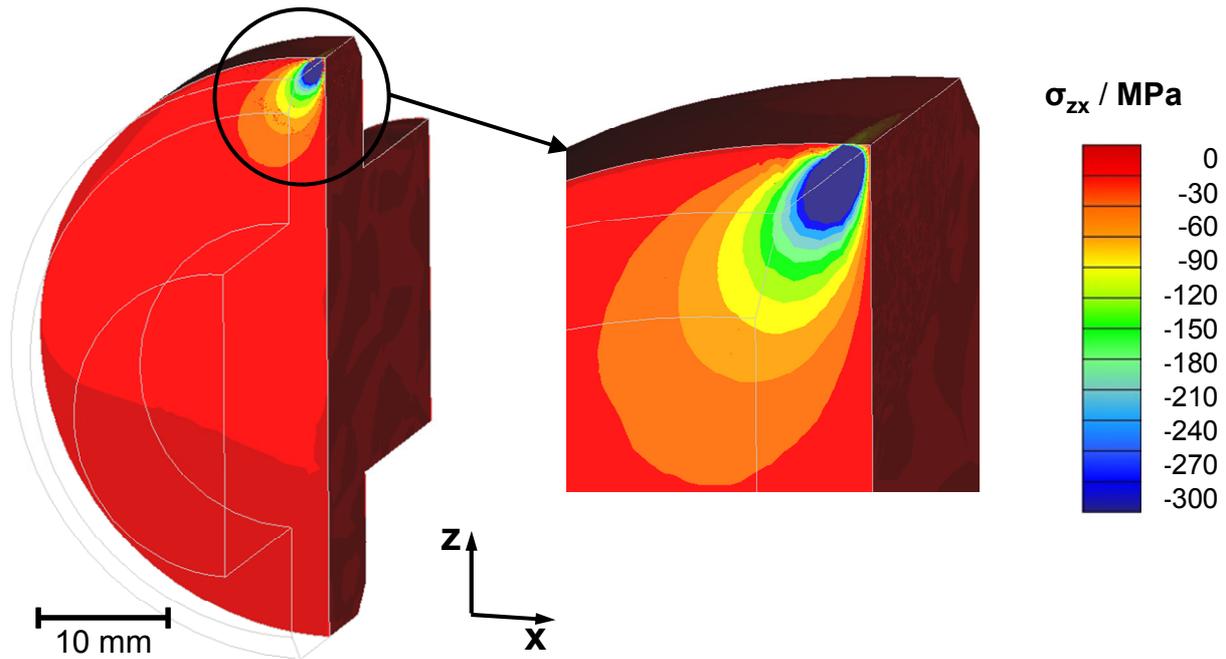


Bild 8.11: FEM Simulation (Pro/ENGINEER Wildfire) der in der Prüfrolle vorherrschenden Spannungsverhältnisse in der polierten Schlieffläche in Bild 8.10. Das Maximum der Spannungsfeldkeule verläuft in einem ähnlichen Winkel zur Tangente der Wälzkontaktfläche wie die gebildeten Risse, die von der Oberfläche kommend in den 16MnCr5 weiter verlaufen.

8.2 FEM Simulation und Massivumformung

Da MnS, wie in Abschnitt 8.1 gezeigt, bei entsprechender Mangansulfidform und Bauteilbelastung ein hohes Schädigungspotenzial im Stahl aufweisen, empfiehlt es sich, dies bereits bei der Bauteil- und Prozessauslegung zu beachten. MnS sind aufgrund ihrer günstigen Eigenschaften für die Zerspanung noch häufig in den heute eingesetzten Stählen anzutreffen. Somit bietet es sich gerade in der Massivumformung an, schon bei der Gestaltung des Umformprozesses die Veränderung der MnS mit zu berücksichtigen. Dies setzt die Kenntnis der zu erwartenden Bauteilbelastung voraus, um eventuelle Schwachpunkte vorherzusehen. So ist es beispielsweise denkbar, entsprechend ungünstig abgeflachte MnS, durch den Umformprozess aus dem belasteten Bereich heraus in Zonen mit einem geringeren Umformgrad zu verlagern. Oder es gelingt, den Umformprozess für das Bauteil so zu gestalten, dass keine abgeflachten MnS mehr entstehen. Um das Entstehen stark abgeflachter MnS abschätzen zu können, bietet es sich an, den mit Hilfe einer FEM Umformsimulation ermittelten lokalen Umformgrad, beispielsweise senkrecht zum gestreckten MnS, zu betrachten. Wie in Abschnitt 6.5 gezeigt, kann schon ein lokaler Umformgrad von $\varphi_{zz} = 2,12$ ausreichen, um MnS mit einer elliptischen Querschnittsfläche und Krümmungsradien von $r_k = 0,25 \mu\text{m}$ zu formen (Bild 8.1 b). Bei noch höheren lokalen Umformgraden bilden sich noch stärker abgeflachte MnS mit entsprechend kleineren Krümmungsradien aus,

die ein noch größeres Schädigungspotenzial beinhalten (Bild 8.2). Entsprechendes gilt für eine Umformung in Richtung der Längsachse gestreckter MnS, um die Höhe der Mangansulfidkrümmung abschätzen zu können. Dies wiederum setzt die Kenntnis der dafür relevanten Mangansulfidparameter, wie Häufigkeit, Größe und Orientierung in der Stahlmatrix des gewalzten Rohmaterials voraus. Damit ließe sich unter Umständen eine grobe Aussage formulieren, die, bei bekanntem lokalen Umformgrad, hilfreich ist für eine Abschätzung des Verformungsgrades und Schädigungspotenzials der MnS.

Momentan wird der Faserverlauf in FEM Umformsimulationen als Linien, welche bestimmte Knoten im FEM Netz miteinander verbinden, dargestellt (Bild 8.12 a).

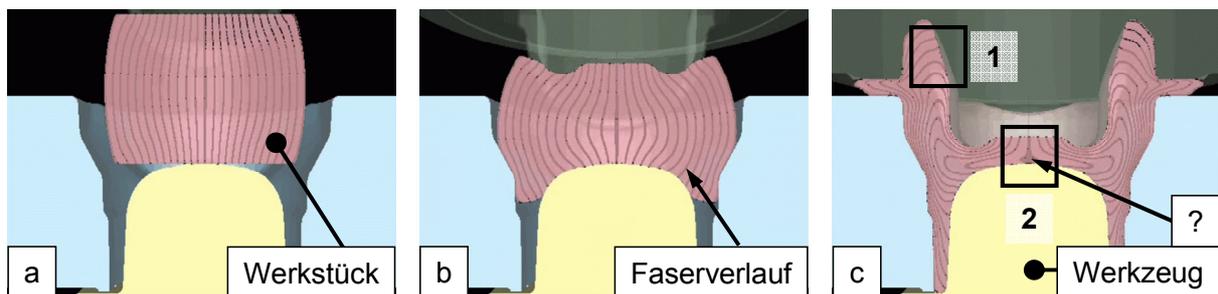


Bild 8.12: FEM Simulation der Umformung eines Gabelstückes aus 16MnCr5 bei 1250° C. Der Faserverlauf ist als dunkle Linien im Werkstück dargestellt und wird mit dem Werkstofffluss in seiner Richtung umgelenkt. Das Werkstück ist für die Massenvorverteilung bereits vorgestaucht (a) und wird im Zuge der Umformung (b) auf seine endgültige Kontur gebracht (c). Im Bereich 1 in (c) tritt der Faserverlauf senkrecht zur Oberfläche aus, während im Bereich 2 in (c) die Orientierung nicht eindeutig ist.

Bei einer FEM Umformsimulation folgen diese Linien den durch die Umformung bedingten Werkstofffluss und bilden die Umorientierung und Lage der ursprünglich gestreckten MnS in erster Näherung ab (Bild 8.12 b und c). Eine Aussage, wie stark die jeweiligen MnS durch die Umformung gekrümmt oder abgeflacht werden, kann diese FEM Umformsimulation nicht liefern. Diese Art der Darstellung des Faserverlaufs kann jedoch hilfreich sein, wenn die Lage und Orientierung der Mangansulfidfasern im Bauteil nach einer Umformung beurteilt werden soll. Damit kann eine Aussage getroffen werden, ob später am Bauteil entsprechend anliegende mechanische Belastungen sich unter Umständen ungünstig auf die Festigkeit auswirken. So sollte beispielsweise eine Zugbeanspruchung, die im Bereich 1 in Bild 8.12 (c) an der Oberfläche anliegt aufgrund der senkrecht austretenden Mangansulfidfasern vermieden werden. Weiterhin besteht im Bedarfsfall die Möglichkeit, den Umformprozess und die Umformwerkzeuge so auszulegen, dass die Fasern im entsprechend belasteten Bereich nicht mehr senkrecht zur Oberfläche austreten, sondern sich parallel dazu ausrichten. Jedoch ist es mit Hilfe der FEM Umformsimulation beispielsweise im Bereich 2 in Bild 8.12 (c) nicht möglich, eine Aussage zu treffen, wie die Mangansul-

fidfasern dort orientiert sind und ob die Umformung die MnS auch in ihrer Gestalt verändert.

Zukünftige FEM Umformsimulationen sollten hier zusätzlich noch die Möglichkeit, die Veränderung der Mangansulfidform gleichzeitig mit der Stahlumformung zu bestimmen. Um ein MnS bei einer FEM Umformsimulation mit erfassen zu können, wird seine Fließkurve, neben anderen Parametern, wie beispielsweise seine Streckgrenze mit benötigt. Eine Möglichkeit, die Fließkurve für MnS zu bestimmen, bietet der in Abschnitt 6.5 für MnS ermittelte, relative Plastizitätsindex $v_{Pl.,rel.}$. Das Umstellen von Gleichung (2.2) liefert Gleichung (8.5), mit deren Hilfe der Umformgrad des in der Stahlmatrix befindlichen MnS φ_{MnS} , aus dem für die Fließkurve des Stahls bereits gemessenen Umformgrad φ_{Stahl} , abgeschätzt werden kann.

$$\varphi_{MnS} = \frac{3}{2} \cdot v_{Pl.,rel.} \cdot \varphi_{Stahl} ; \quad \text{mit : } \varphi_{MnS} = \ln\left(\frac{\lambda_f}{\lambda_s}\right) \quad (8.5)$$

Bei gleichbleibender Umformtemperatur T und Umformgeschwindigkeit $\dot{\varphi}$ gilt für die Fließspannung k_f des MnS:

$$k_f^{MnS} = f(\varphi_{MnS}) \quad (8.6)$$

Einsetzen von Gleichung (8.5) in Gleichung (8.6) liefert Gleichung (8.7):

$$k_f^{MnS} = f\left(\frac{3}{2} \cdot v_{Pl.,rel.} \cdot \varphi_{Stahl}\right) \quad (8.7)$$

Mit Gleichung (8.7) lässt sich bei bekannter Fließkurve der Stahlmatrix, wie beispielsweise des 20MnCr5 und des relativen Plastizitätsindex $v_{Pl.,rel.}$ der im 20MnCr5 befindlichen MnS, eine Darstellung der möglichen Fließkurve für MnS im 20MnCr5 (Bild 8.13) zur späteren Anwendung in FEM Umformsimulationen bestimmen.

Der in Bild 8.13 dargestellte Graph vergleicht die über Gleichung (8.7) ermittelten Fließkurven für MnS mit einer Querschnittsfläche von $7,5 \mu\text{m}^2$ und $1,5 \mu\text{m}^2$ mit der Fließkurve des 20MnCr5. Wie in Bild 6.25 dargestellt, hängt der relative Plastizitätsindex bei gleicher Umformtemperatur signifikant von der Querschnittsfläche der MnS ab. Somit ergeben sich für die beiden MnS Querschnittsflächen signifikant unterschiedliche Fließkurven (Bild 8.13).

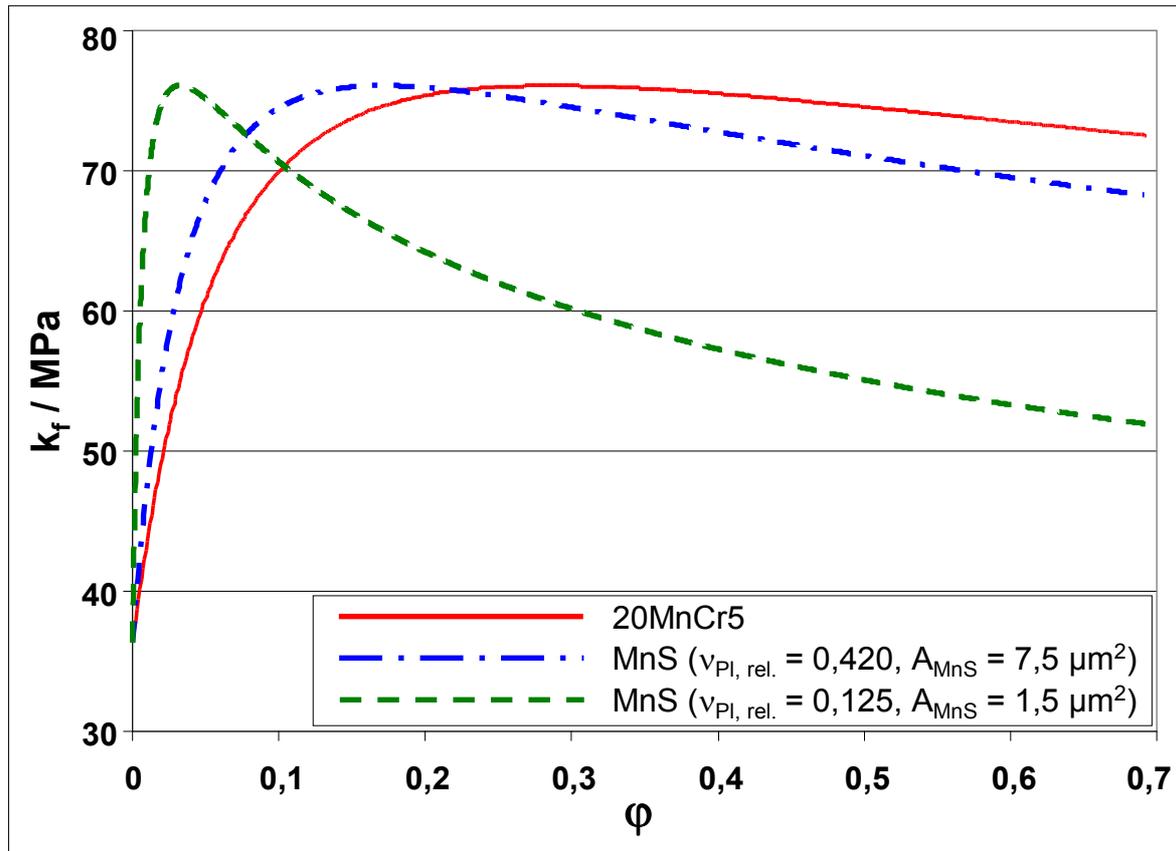


Bild 8.13: Fließkurven des 20MnCr5 und von zwei MnS bei 1250 °C und $\dot{\phi} = 10$ mit unterschiedlichem relativen Plastizitätsindex aufgrund ihrer verschiedenen Querschnittsflächen. Ermittelt nach Gleichung (8.7) aus der gemessenen Fließkurve des 20MnCr5 im Vergleich .

Bei geringen Umformgraden setzen MnS mit einer Querschnittsfläche von $7,5 \mu m^2$ bei 1250 °C, im Vergleich zur Matrix des 20MnCr5, der Umformung eine nahezu doppelte Spannung entgegen. Ab einem Umformgrad von $\phi = 0,27$ gleicht sich der Wert der Fließspannung des MnS an und sinkt bei höheren Umformgraden unter den der Fließspannung des 20MnCr5 ab. Dies könnte mit bei der Erklärung helfen, weshalb sich gestreckte MnS zu Beginn einer Warmumformung in Walzrichtung im Vergleich zur Stahlmatrix nur eine geringe Formänderung zeigen, jedoch bei höheren Umformgraden zu so extrem abgeflachten Formen gelangen.

Die nach Gleichung (8.7) ermittelten und in Bild 8.13 dargestellten Fließkurven für MnS werden für eine FEM Umformsimulation herangezogen und anschließend die simulierte Formänderung der MnS mit der im REM beobachteten Gestaltänderung verglichen. Dazu werden gestreckte, zylinderförmige MnS mit einem Durchmesser von 1 mm an zwei Positionen in einem 20MnCr5 modelliert und das Stauchen in Walzrichtung bei 1250° C simuliert (Bild 8.14 a und b).

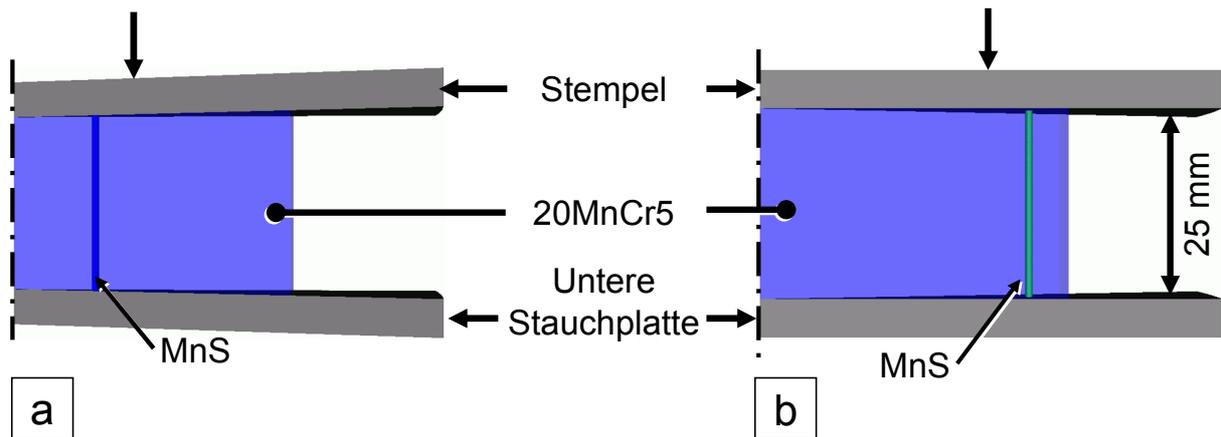


Bild 8.14: Modell einer FEM Umformsimulation zur Betrachtung des Verhaltens gestreckter MnS im 20MnCr5 während des Stauchens in Walzrichtung bei 1250° C. Das MnS wird zu Beginn der Umformsimulation im Innern in der Nähe des Kerns (a) und im äußeren Bereich in der Nähe des Randes (b) der Probe positioniert.

Aus Gründen der minimalen Tetraedervernetzungsgröße von 0,1 mm im Nahbereich des MnS wird die Ausscheidung mit einem Durchmesser von 1 mm zylindrisch modelliert. In der elasto-plastischen FEM Simulation der Umformung wird der 20MnCr5 als Zylinder mit einem Durchmesser von 80 mm und einer Ausgangshöhe von $h_0 = 25$ mm auf 12 mm gestaucht.

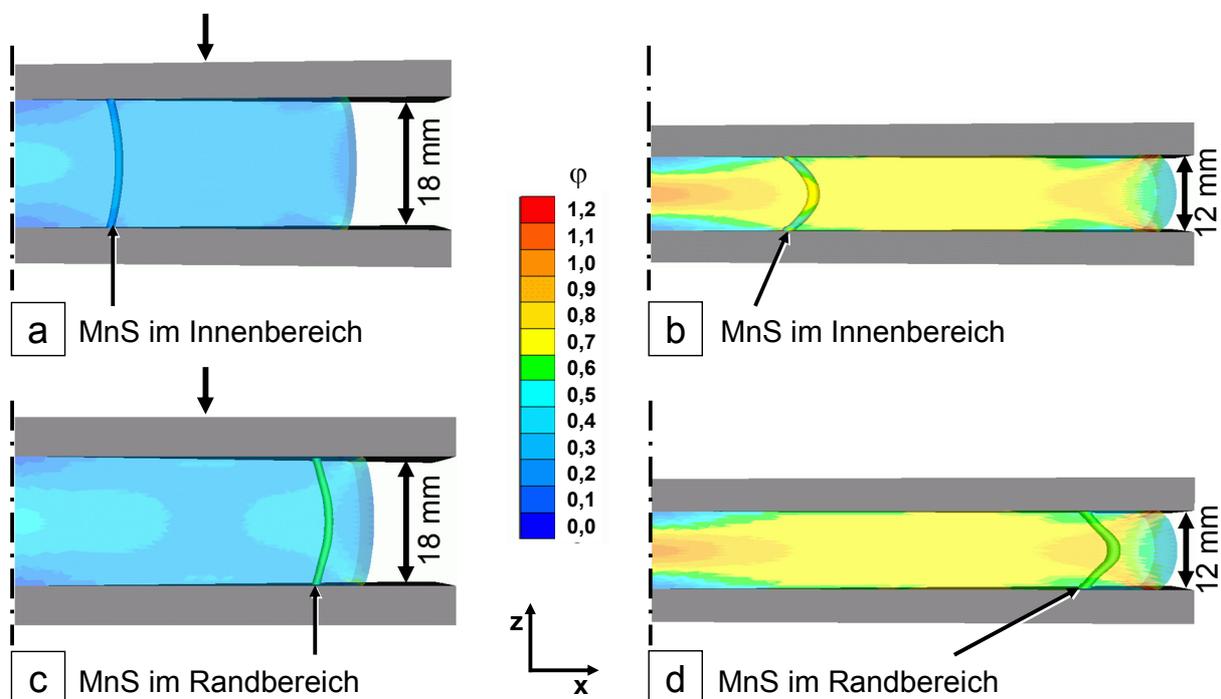


Bild 8.15: FEM Simulation des Stauchens des 20MnCr5 mit gestreckt modelliertem MnS in Walzrichtung bei einer Umformtemperatur von 1250° C. Fortgeschrittener Stauchvorgang (a und c) und beim Erreichen der endgültigen Stauchhöhe von 12 mm (b und d).

Dies entspricht einem Umformgrad von $\varphi = 0,73$ und somit in etwa dem maximalen Umformgrad $\varphi_4 = 0,75$ beim Stauchen des 16MnCr5 bei 1250° C. Es wird anhand der FEM Simulationsergebnisse geprüft, ob die aus dem relativen Plastizitätsindex nach Gleichung (8.5) ermittelte Fließkurve des MnS geeignet ist, die im REM beobachteten Veränderungen der MnS Form nach einer Umformung bei 1250° C wiederzugeben. Daher steht während der FEM Simulation insbesondere die Veränderung der Morphologie des MnS und deren Vergleich mit den beobachteten Formen im Mittelpunkt der Betrachtungen.

Dabei krümmt sich das ursprünglich zylindrisch gestreckte MnS im Innenbereich der Probe in Werkstoffflussrichtung nach außen zum Rand hin. Die charakteristische Ausbildung von mehrfachen Biegungen, wie es beispielsweise in Bild 8.16 (a) nach dem Stauchen im Kernbereich zu beobachten ist, bleibt aus (Bild 8.17 a und b). Jedoch wird die Form einer einzelnen Biegung des MnS nach dem realen Stauchen bei 1250° C, wie in Bild 8.16 (b) gezeigt, durch die FEM Simulation des MnS im Randbereich des 20MnCr5 bei $\varphi = 0,73$ in groben Zügen nachgestellt (Bild 8.17 b).

Insbesondere ist die Stelle der maximalen Krümmung des simulierten MnS im Randbereich des 20MnCr5 in ihrer Gestalt vergleichbar ausgebaucht (Bild 8.17 b), wie bei der im REM beobachteten MnS Form Bild 8.16 (b).

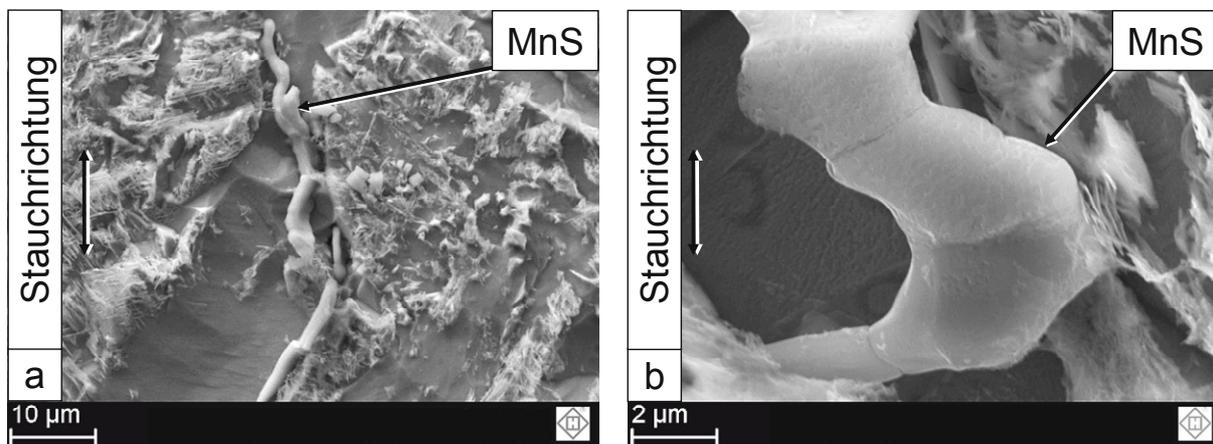


Bild 8.16: Beobachtetes Krümmen eines ursprünglich gestreckten MnS nach dem Stauchen bei 1250° C im Kernbereich des 16MnCr5. Mehrfache Krümmungen bei einem Umformgrad von $\varphi_3 = 0,53$ (a) und einfache Krümmung bei $\varphi_4 = 0,75$ (b). Tiefengeätzter Längsschliff.

Wird die Form der mit einer FEM Umformsimulation bei $\varphi = 0,73$ gestauchten MnS aus dem Innenbereich (Bild 8.17 a) mit der beobachteten MnS Morphologie Bild 8.16 (b) verglichen, so ist noch keine befriedigende Annäherung der simulierten Form an die beobachtete festzustellen. Zur Erklärung der stärkeren Ausbauchung der gekrümmten MnS (Bild 8.17 b) wird im 20MnCr5 die Geschwindigkeit der Netzkno-

tenpunkte in Richtung der x -Achse v_W an der Stelle des MnS mit der jeweils stärksten Krümmung betrachtet (Bild 8.18 a und b).

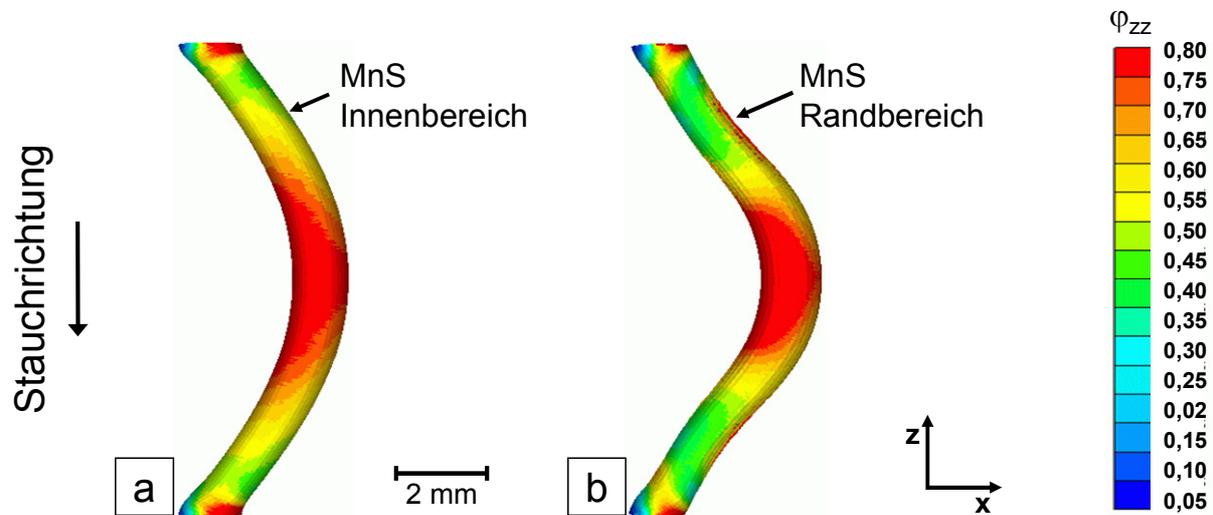


Bild 8.17: Einzeldarstellung einer FEM Umformsimulation von ursprünglich gestreckten MnS mit einem Plastizitätsindex von $v_{Pl. Rel.} = 0,420$ nach dem Stauchen bei 1250°C im 20MnCr5.

Es fällt der höhere Wert der Geschwindigkeit der Netzknötenspunkte von $v_W = 182\text{ mm/s}$ im Randbereich der Probe (Bild 8.18 a) im Vergleich zum Innenbereich mit einem Wert von $v_W = 65\text{ mm/s}$ (Bild 8.18 b) auf. Dieser höhere Wert der Geschwindigkeit v_W in der Probenmitte kann mit dafür verantwortlich sein, dass die Krümmung des MnS im Randbereich deutlich stärker ausfällt, als die des MnS im Innenbereich. Somit beeinflusst während einer Umformung neben dem Umformgrad selbst auch die damit verbundene Werkstofffließgeschwindigkeit und deren Richtung die Form der MnS. Dies ist besonders signifikant, wenn das MnS mit seiner Längsachse senkrecht zur Fließrichtung des umgeformten Werkstoffs orientiert ist.

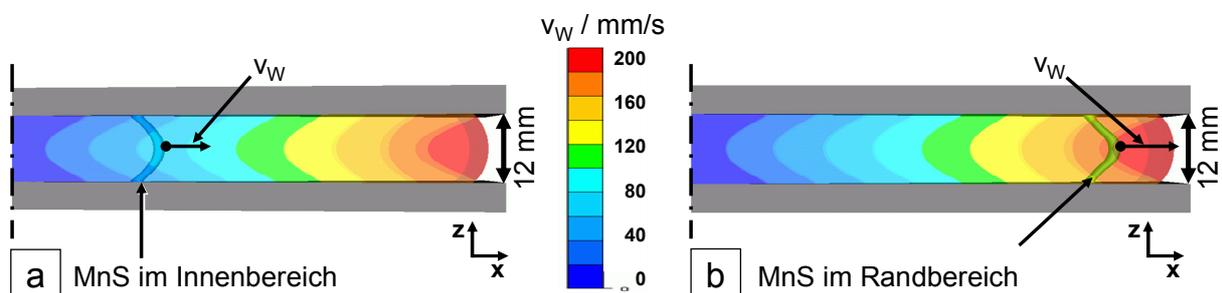


Bild 8.18: FEM Simulation der Fließgeschwindigkeit v_W der Netzknötenspunkte des 20MnCr5 in x -Richtung beim Erreichen der Stauchhöhe von 12 mm. MnS mit einem Plastizitätsindex von $v_{Pl. Rel.} = 0,420$ im Innenbereich (a) und im Randbereich (b).

Damit könnten die im REM nach dem Stauchen bei 1250°C beobachteten mehrfachen Krümmungen der MnS mit ein Resultat von möglicherweise inhomogenen oder turbu-

lenten Werkstoffbewegungen auf mikroskopischer Ebene während der Umformung sein.

Der Vergleich des Verhaltens von MnS mit unterschiedlichem Plastizitätsindex zeigt während einer FEM Umformsimulation sowohl im Kernbereich als auch im Randbereich keine signifikanten Unterschiede in der Form nach dem Stauchvorgang (Bild 8.19 a und b).

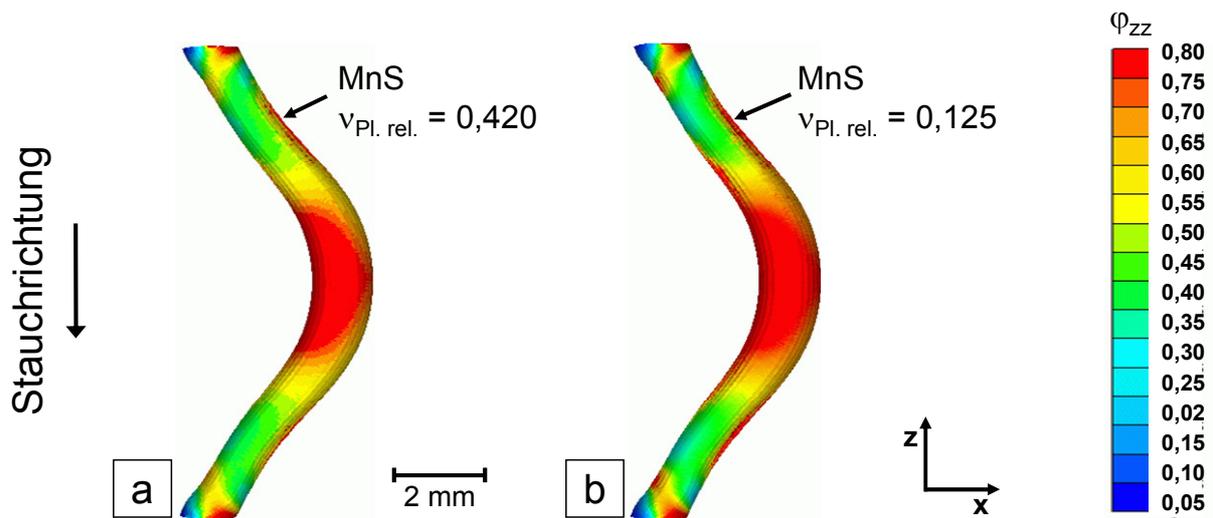


Bild 8.19: Einzeldarstellung einer FEM Umformsimulation von ursprünglich gestreckten MnS nach dem Stauchen ($\varphi_4 = 0,75$) bei 1250°C im 20MnCr5 im Randbereich der Probe mit einem Plastizitätsindex von $v_{\text{Pl. rel.}} = 0,420$ (a) und $v_{\text{Pl. rel.}} = 0,125$ (b).

Somit reichen die aus dem relativen Plastizitätsindex abgeleiteten Fließkurven für MnS aus Gleichung (8.7) nicht aus, um das beobachtete Formänderungsverhalten von ursprünglich gestreckten MnS in die geschlängelte Morphologie während einer Umformung abzubilden.

MnS sind jedoch meist nicht völlig geradlinig in Walzrichtung orientiert, sondern weisen schon nach dem Walzen eine leicht gekrümmte Gestalt auf (Bild 5.8 a). Daher wird anhand einer FEM Umformsimulation das Verhalten dieser ursprünglich mehrfach gekrümmten Form während des Stauchens bei 1250°C betrachtet (Bild 8.20 a und b).

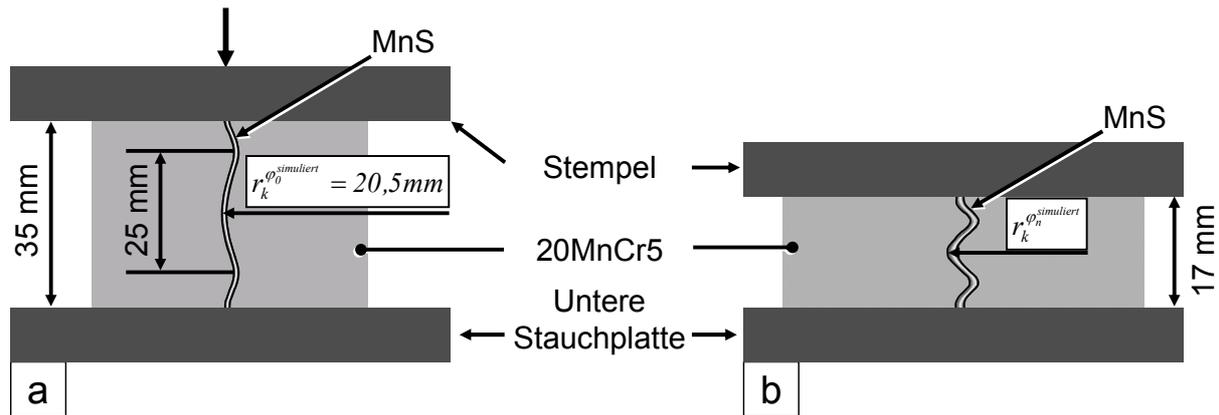


Bild 8.20: Modell für eine FEM Simulation zur Betrachtung des Verhaltens eines ursprünglich gekrümmten MnS im warm gewalzten 20MnCr5 (a) und nach dem Stauchen bei 1250° C (b).

Die ursprüngliche Form des MnS nach dem Walzen wird für die FEM Umformsimulation so modelliert, dass es mit der beobachteten MnS Morphologie nach dem Walzen im Maßstab von etwa 1000:1 vergleichbar ist (Bild 8.21 a und f).

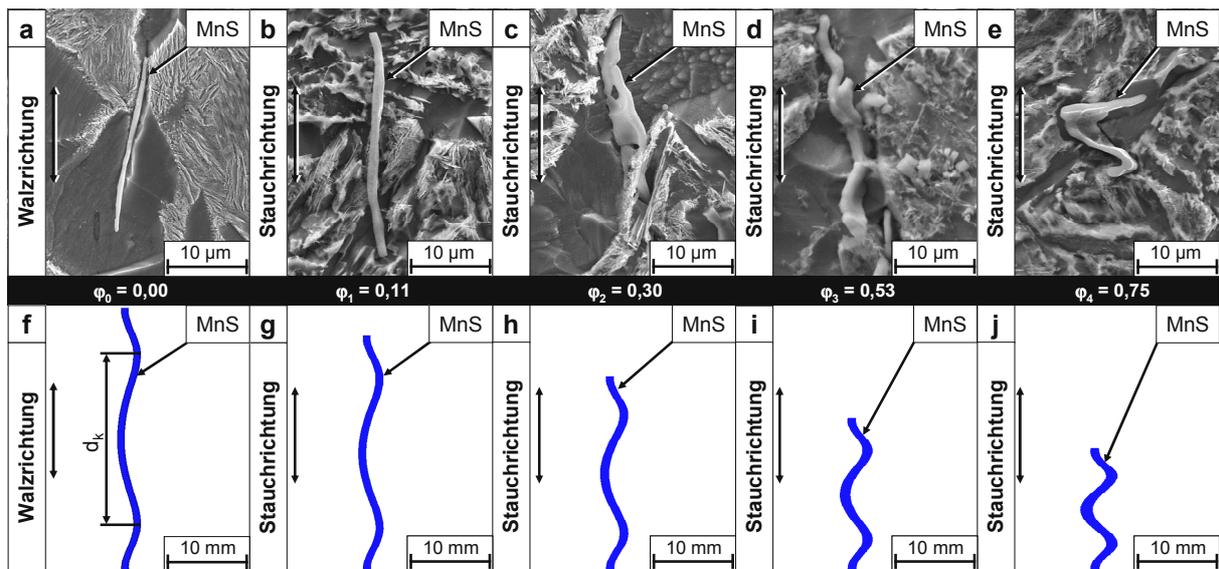


Bild 8.21 Beobachtete Formveränderungen der MnS durch Stauchen in Walzrichtung bei 1250° C des 16MnCr5 im tiefengeätzten Längsschliff (a-e) und durch die FEM Umformsimulation im 20MnCr5 mit einem Plastizitätsindex des MnS von $v_{Pl. rel.} = 0,420$ (f-j) jeweils im Kernbereich.

Damit ergibt sich sowohl für das MnS in der FEM Simulation als auch für den beobachteten Zustand das gleiche Verhältnis zwischen Krümmungsradius und Abstand der maximalen Krümmung in Walzrichtung d_k (Bild 8.20 a und Bild 8.21 f) von 1:1,2 im gewalzten Ausgangszustand. Wie in der Analyse des 16MnCr5 im Kernbereich (Bild 8.21 a bis e) festgestellt, zeigt auch die FEM Umformsimulation (Bild 8.21 f bis j) die Verkleinerung der Krümmungsradien r_k der MnS mit zunehmender

dem Umformgrad beim Stauchen in Walzrichtung. Gleichzeitig nimmt dabei auch der Abstand der maximalen Krümmung in Walzrichtung d_k ab.

Die FEM Umformsimulation zeigt ferner, dass kein signifikanter Unterschied in der Form zwischen MnS mit einem relativen Plastizitätsindex von $v_{Pl,rel.} = 0,125$ und $v_{Pl,rel.} = 0,420$ besteht (Bild 8.22 a und b). So weist beispielsweise beim Umformgrad von $\varphi_4 = 0,75$ in Walzrichtung das MnS mit dem kleineren relativen Plastizitätsindex nur einen geringfügig höheren Umformgrad von $\Delta\varphi_{zz} = 0,0075$ an der Stelle mit der höchsten Krümmung auf als das MnS mit dem größeren relativen Plastizitätsindex. Ungeachtet dieser geringen Differenz werden für die weiteren Betrachtungen und Vergleiche zwischen FEM Umformsimulation und Beobachtung, MnS mit einem Plastizitätsindex von $v_{Pl,rel.} = 0,420$ und $v_{Pl,rel.} = 0,125$ herangezogen.

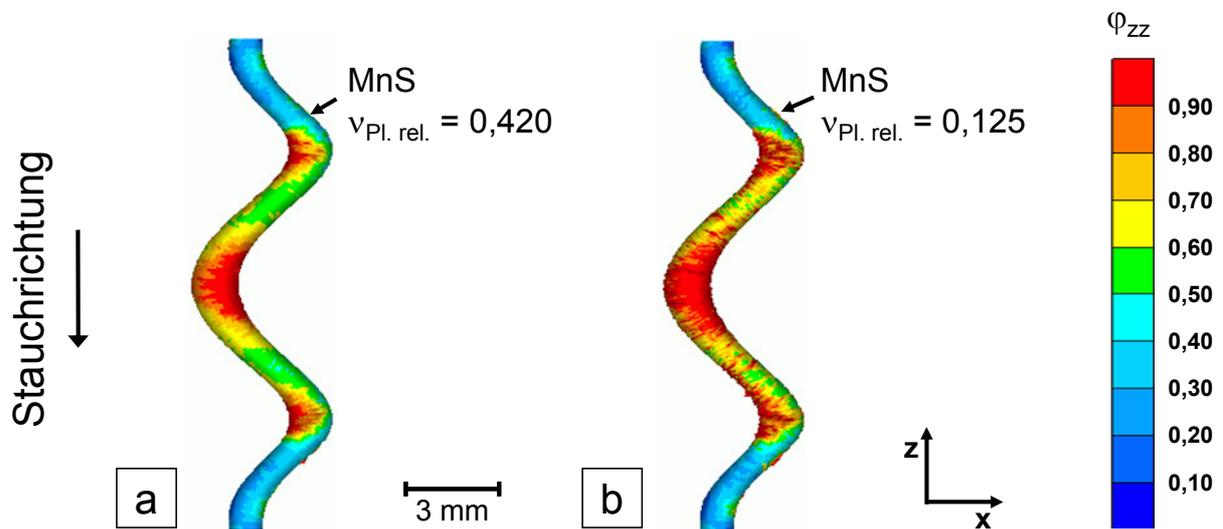


Bild 8.22: Einzeldarstellung einer FEM Umformsimulation von ursprünglich mehrfach gekrümmten MnS nach dem Stauchen ($\varphi = 0,75$) mit einem Plastizitätsindex von $v_{Pl,rel.} = 0,420$ (a) und $v_{Pl,rel.} = 0,125$ (b) bei 1250°C im Kern des 20MnCr5.

Um einen Vergleich zwischen den Ergebnissen aus der FEM Umformsimulation und den Beobachtungen herzustellen, wird nach Gleichung (8.8) ein auf den nach dem Walzen vorhandenen, ursprünglichen Krümmungsradius r_k normierter Krümmungsradius R definiert.

$$R = \frac{r_k^{\varphi_n}}{r_k^{\varphi_0}} \quad (8.8)$$

$r_k^{\varphi_0}$: Ursprünglicher Krümmungsradius des MnS nach dem Walzen bei φ_0 ,

$r_k^{\varphi_n}$: Krümmungsradius des MnS beim entsprechenden Umformgrad φ_n des Stauchens.

Der Vergleich zwischen den normierten Krümmungsradien R der beobachteten MnS aus zwei Stählen und den Werten der MnS aus der FEM Umformsimulation unter Berücksichtigung der beiden verschiedenen relativen Plastizitätsindices ist in Bild 8.23 dargestellt.

Dabei zeigt sich, dass signifikant unterschiedliche relative Plastizitätsindices der MnS zwar zu deutlich unterschiedlichen Fließkurven (Bild 8.13) führen; in der FEM Umformsimulation bewirkt dies jedoch keinen signifikanten Unterschied zwischen den entsprechenden normierten Krümmungsradien (Bild 8.23). Ferner zeigt Bild 8.23, wenn $\varphi = 0$ nicht berücksichtigt wird, bei Umformgraden von $\varphi < 0,5$ eine deutliche Differenz zwischen den beobachteten normierten Krümmungsradien der beiden Stähle 16MnCr5 bzw. 30MnVS6 und dem Ergebnis aus der Simulation. Dies kann möglicherweise einerseits an der unterschiedlichen Stahlmatrix der beiden Stähle im Vergleich zum 20MnCr5 liegen, andererseits kann auch eine nicht mit der Realität exakt übereinstimmende Fließkurve dafür verantwortlich sein.

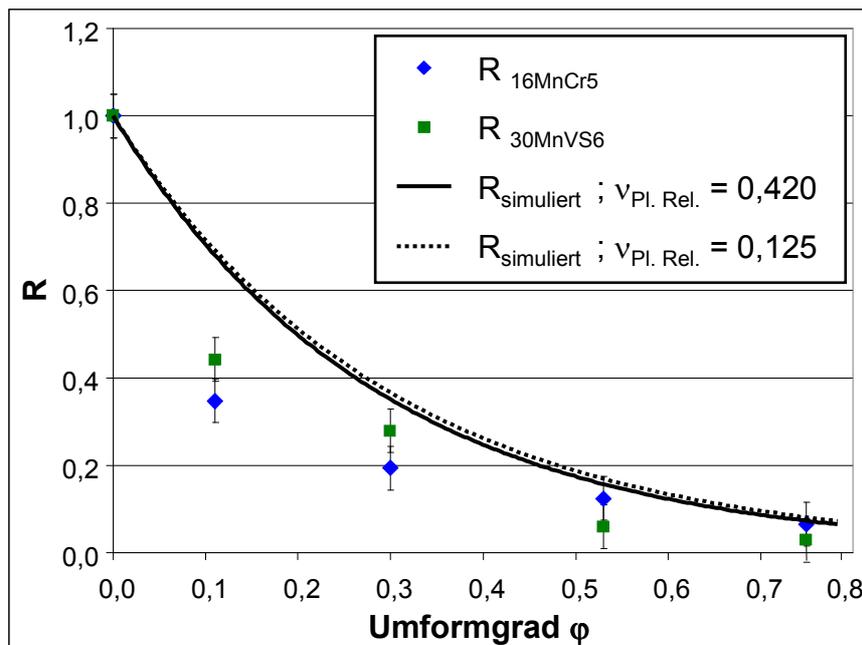


Bild 8.23: Abhängigkeit des normierten Krümmungsradius R nach Gleichung (8.8) vom Umformgrad φ beim Stauchen in Walzrichtung bei 1250° C. Vergleich der gemessenen normierten Krümmungsradien der MnS des 16MnCr5 ($R_{16MnCr5}$) und 30MnVS6 ($R_{30MnVS6}$) mit den Werten der MnS aus der FEM Umformsimulation ($R_{simuliert}$).

Ab einem Umformgrad von $\varphi > 0,5$ gleichen sich die gemessenen und durch die FEM Umformsimulation gewonnenen Werte besser an. Somit sind die mit Hilfe des relativen Plastizitätsindex ermittelten und in Bild 8.13 dargestellten Fließkurven der MnS für eine FEM Umformsimulation nur teilweise ausreichend, um die wirkliche Formänderung der MnS während des Stauchens in Walzrichtung abzubilden. Insbe-

sondere bei geringen Umformgraden von $\varphi < 0,5$ ist in der Realität ein im Mittel deutlich stärkeres Krümmen der MnS zu beobachten als sich durch die FEM Umformsimulation ergibt. Das weist darauf hin, dass bei diesen geringen Umformgraden entweder die Fließkurve der MnS noch nicht vollständig realitätsnah abgebildet wird, oder zusätzliche Werkstoffbewegungen auf mikroskopischer Ebene stattfinden, die nicht in der FEM Umformsimulation abgebildet werden.

9 Zusammenfassung und Ausblick

Der Faserverlauf im Stahl nimmt in der Umformtechnik neben anderen Beurteilungsfaktoren eine zentrale Bedeutung ein. Da diese Struktur in der Literatur jedoch nur ansatzweise definiert ist, wird in dieser Arbeit die Herkunft des Faserverlaufs nachgewiesen. In der Massivumformung weisen die heute eingesetzten Stähle einen hohen Reinheitsgrad auf, wobei aufgrund der positiven Wirkung auf die Zerspannung des Stahls dieser MnS enthält. Daher kann dargestellt werden, dass gestreckte MnS Ausscheidungen ursächlich für den Faserverlauf verantwortlich sind. Da die meisten Wärmebehandlungen andere Strukturen im Stahl, wie beispielsweise eine Textur oder eine Ferrit Perlit Zeiligkeit auflösen, danach aber immer noch ein Faserverlauf dargestellt werden kann, kommen diese Strukturen als Ursache für den Faserverlauf nicht in Betracht.

Da gestreckte MnS die mechanischen Eigenschaften des Stahls, wie beispielsweise die Kerbschlagarbeit beeinflussen, wird untersucht, wie sich die Form und Orientierung der MnS durch eine Massivumformung verändert, und welche Auswirkungen dies auf die mechanischen Eigenschaften des Stahls hat. Eine Umformung bei unterschiedlichen Temperaturen, wie beispielsweise der zylindrische Stauchversuch in Walzrichtung oder das Stauchen quer dazu, verändert signifikant die Form und Ausrichtung der MnS. Die durch das Stauchen des Werkstücks in Walzrichtung stark gekrümmten MnS beeinflussen, insbesondere bei einer Umformtemperatur 1250° C, signifikant die Kerbschlagarbeit. Wird dabei ein bestimmter Umformgrad erreicht, dann führt dies, von einem ursprünglich anisotropen Werkstoffverhalten in Bezug auf die Kerbschlagarbeit, zu einem nahezu isotropen Zustand im Kernbereich der Stauchprobe. Ferner ist bei 1250 °C Umformtemperatur ein von der umgebenden Stahlmatrix und deren Kohlenstoffgehalt abhängige Verformung der MnS zu erkennen. Während MnS im 16MnCr5 und 30MnVS6 bei 1250° C rissfrei ihre Gestalt ändern, zeigen MnS im 100Cr6 zunächst Risse und bei höheren Umformgraden ein Zerbrechen. CaS hingegen verformen sich bei 1250 °C bis zu einem Umformgrad von 0,8 nicht; bei Raumtemperatur ist jedoch ein leichtes Abflachen in Umformrichtung zu erkennen. Bei Raumtemperatur umgeformte Proben zeigen in allen hier betrachteten Stählen zwar ebenfalls eine Abhängigkeit der Isotropie in Bezug auf die Kerbschlagarbeit; jedoch tritt bei diesen Proben aufgrund ihres spröden Bruchverhaltens kein signifikanter Einfluss der MnS auf. Die Ursachen dafür sind hier eher sowohl im Gefüge als auch in der Form und Lage der Körner in der Stahlmatrix zu suchen. Aluminiumoxide, Titanitride und MnS mit einem Durchmesser kleiner als 1 µm ändern ihre Form bis zu einem Umformgrad von 0,8 weder bei Raumtemperatur noch bei einer Umformtemperatur von 1250° C.

Das Stauchen senkrecht zur Walzrichtung ermöglicht weiterhin die Analyse der Formänderung von MnS im Vergleich zur umgebenden Stahlmatrix. Dabei stellt sich eine

Abhängigkeit der Verformbarkeit von MnS von seiner Größe bzw. seiner Querschnittsfläche heraus, wobei kleine MnS bei gleichem Umformgrad ihre Form signifikant weniger ändern als größere MnS. Eine maximale Formänderung bei vergleichbarem Umformgrad stellt sich ab einer Querschnittsfläche von etwa $6 \mu\text{m}^2$ ein. Aus dieser Betrachtung lässt sich mit Hilfe des relativen Plastizitätsindex ein Verlauf der MnS-Fließkurve in Stahl bei 1250°C für eine FEM Umformsimulation von MnS skizzieren.

Die Betrachtung der Bruchflächen der Kerbschlagbiegeproben der bei 1250°C in Walzrichtung gestauchten Proben, zeigt MnS als rissauslösende und rissweiterleitende Elemente. Insbesondere die extreme Abflachung der MnS verursacht sehr kleine Kerbradien im Stahl, die gemeinsam mit der geringen Anhaftung von MnS an die Stahlmatrix, bei entsprechender Bauteilbelastung die Rissinitiierung und Rissausbreitung begünstigen. Somit können extrem abgeflachte MnS eine vorschädigende Wirkung auf den Werkstoff Stahl ausüben und bei entsprechender mechanischer Belastung zum vorzeitigen und unerwarteten Ausfall des Bauteils beispielsweise während einer Belastungsprüfung führen.

Daher sollte für eine optimale Bauteilauslegung in Bezug auf die Belastbarkeit neben anderen wichtigen Konstruktionsmerkmalen auch dem Faserverlauf im Stahl Beachtung geschenkt werden. Da der Faserverlauf in den heute eingesetzten Stählen gestreckten MnS zu zuschreiben ist, empfiehlt sich schon bei der Auslegung eines Bauteils und dessen Fertigungsprozesses, auch diese Ausscheidungen, sowie deren endgültige Form und Lage im Bauteil in Bezug auf die zu erwartende Belastung mit zu berücksichtigen.

Das Umformverhalten von MnS innerhalb der Stahlmatrix während einer Umformung bei 1250°C lässt sich für ein vollständiges Bauteil mit heutigen FEM Umformsimulationen nur schwer bis gar nicht mit endlichem Rechenaufwand prognostizieren. Befriedigend gelingt heutzutage nur die Simulation der Veränderung der Lage und Orientierung des Faserverlaufs im Werkstück während einer Umformung. Die Simulation des Formänderungsverhaltens von ursprünglich gestreckten und mehrfach gekrümmten MnS ist für das Stauchen in Walzrichtung im Ansatz möglich. Damit lassen sich die Veränderungen der Krümmungen der MnS bis zu einem Umformgrad von $\varphi = 0,75$ in Walzrichtung abschätzen.

Das Verständnis des Umformverhaltens von MnS kann unter anderem dann hilfreich sein, wenn es um die Interpretation und Klärung der Ausfallursache bei der mechanischen Bauteilprüfung von Musterteilen geht. Wünschenswert wäre daher nicht nur die Möglichkeit der vollständigen Simulation der Formänderung von MnS bei einer Umformung, sondern auch eine anschließende Ausgabe des Schädigungsgrades für das Bauteil bei bekannter mechanischer Belastung. Aufgrund des hohen Rechenaufwandes bei einer FEM Simulation wäre es auch denkbar, nur den für die Last kritischen Teil-

bereich umformtechnisch zu betrachten und zu simulieren, damit die Rechenzeit auf ein erträgliches Maß reduziert wird. Dazu müssen jedoch in Zukunft, neben schnelleren Rechnern und feineren Vernetzungen, noch realitätsnähere Fließkurven von MnS ermittelt werden. Gleichfalls werden dazu noch Modelle für die Schädigung des Werkstoffs Stahl durch unterschiedliche Mangansulfidformen benötigt. Dies könnte dann ein weiteres nützliches Werkzeug für die Bauteilentwicklung darstellen, insbesondere wenn MnS auch zukünftig aufgrund der Zerspannung des Stahls verbleiben.

Literaturverzeichnis

Adolfi (2007) - Adolfi, S.: Slag Inclusion Formation During Solidification of Steel Alloys and in Cast Iron, Licentiate Thesis from KTH, 4371, Department of Material Science Royal Institute of Technology Stockholm, Sweden, 2007.

Arbeitsgemeinschaft Metallguss (2009) - Arbeitsgemeinschaft Metallguss: 3D-Röntgencomputertomographie (CT), Zerstörungsfreie Bauteilprüfung mit der industriellen 3D-Röntgencomputertomographie, 2009, <http://www.arge-metallguss.de>

Bader (2002) - Bader, M.: Beitrag zur Charakterisierung der Wälzbeanspruchung von Gradientenschichten- Am Beispiel von Nitrierschichten, Dr.-Ing. Dissertation, Fakultät für Werkstoffwissenschaften und Werkstofftechnologie der Technischen Universität Bergakademie Freiberg, 2002.

Bagh (2010) - Bagh, A.: Einfluss des Faserverlaufs auf die Wälzfestigkeit von Einsatzstahl (16MnCr5), Abschlussbericht, Lehrstuhl für Werkzeugmaschinen, WZL der RWTH Aachen, Apr. 2010, 42 S.

Baker et al. (1976) - Baker, T.J.; Gove, K.B.; Charles, J.A.: Inclusion deformation and toughness anisotropy in hot rolled steels, Metals Technology Apr. 1976, S. 183-193.

Baker und Charles (1972a) - Baker, T.J.; Charles, J.A.: Deformation of MnS Inclusions in Steel, Journal of the Iron and Steel Institute, Vol. 210, September 1972, S. 680-690.

Baker und Charles (1972b) - Baker, T.J.; Charles, J.A.: Morphology of Manganese Sulphide in Steel, Journal of the Iron and Steel Institute, Vol. 210, September 1972, S. 702-706.

Baker und Charles (1973) - Baker, T.J.; Charles, J.A.: Type II Manganese Sulphides: Their Deformation and Effect on Steel Fracture, Journal of the Iron and Steel Institute, Vol. 211, March 1973, S. 187-192.

Bandstra et al. (2003) - Bandstra, J.P.; Koss, D.A.; Geltmacher, A.; Matic, P.; Everett, R.K.: Modeling Void Coalescence During Ductile Fracture of Steel, Materials Science and Engineering A 366, Iss. 2, 2003, S. 269-281.

Bargel und Schulze (2008) - Bargel, H.J., Schulze, G.: Werkstoffkunde, 10. Auflage, Berlin, Springer Verlag, 2008.

Bellot und Gantois (1978) - Bellot, J.; Gantois, M.: The Influence of Sulphur and Tellurium Compounds on the Hot Deformability and Mechanical Properties of Steels, Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan, Vol. 18, 1978, S. 536-545.

Bernard et al. (1975) - Bernard, G.; Grumbach, N.; Moliexe, N.: Inclusions in Steel Plates and Mechanical Anisotropy, Metals Technology, Nov. 1975, S. 512-521.

Berns (1978) - Berns, H.: Zur Zähigkeit von Vergütungsstählen, Materialwissenschaft und Werkstofftechnik, Vol. 9, Iss. 6, 1978, S. 189 – 204.

Berns und Theissen (2006) - Berns, H.; Theissen, W.: Eisenwerkstoffe - Stahl und Gusseisen, 3. Auflage, Springer Verlag, 2006.

Beynon et al. (1996) - Beynon, J.H.; Garnham, J.E.; Sawley, K.J.: Rolling contact Fatigue of three pearlitic Rail Steels, Wear, Vol. 192, No. 1-2, 1996, S. 94-111.

Biswas et al. (1992) - Biswas, D. K.; Venkatraman, M.; Narendranath, C.S.; Chatterjee, U.K.: Influence of Sulfide Inclusion on Ductility and Fracture Behavior of Resulfurized HY-80 Steel, Metallurgical Transactions A, Vol. 23, No.5, May 1992, S. 1479-1492.

Bouchard et al. (2008) - Bouchard, P.O. Bourgeon, L.; H. Lachaële, H.; Maire, E.; Verdu, C.; Forestier, R.; Loge, R.E.: On the Influence of Particle Distribution and Reverse Loading on Damage Mechanisms of Ductile Steels, Materials Science and Engineering A, Vol. 496, Iss. 1-2, 2008, S. 223-233.

Bühler (1975) - Bühler, H.E.: Über die Bildung und die Eigenschaften von sulfidischen Einschlüssen in allgemeinen Baustählen (Teil III), Radex Rundschau, Iss. 4, 1975, S. 485-515.

Caillet (2007) - Caillet, N.: Prise en Compte des Spécificités des Pièces Forges en Fatigue Illimitée, Dr. de l'Ecole des Mines de Paris Dissertation, 140 S, 2007, L'Ecole des Mines de Paris, Spécialité "Mécanique numérique".

Carter (1958) - Carter, T.L.: Effect of Fiber Orientation in Races and Balls under Rolling Contact Fatigue Conditions, Technical Note 4216, National Advisory Committee for Aeronautics (NACA), Lewis Flight Propulsion Laboratory Cleveland, Ohio, February 1958, S. 1-37.

Chao et al. (1962) - Chao, H.C.; Van Vlack, L.H.; Oberlin, F.; Thomassen, L.: Inclusion deformation II: Hardness of MnS-FeS Microstructures, S. 1-19, 1962.<http://deepblue.lib.umich.edu/bitstream/2027.42/4118/5/bac1155.0002.001.pdf>.

Collins (1994) - Collins, S.: Forging Effects on MnS Inclusions as Fatigue Initiation Sites in AISI 4140 Steel, Dr. Ph. Dissertation, 224 S., Department of Materials Science and Engineering, Case Western Reserve University, USA, 1994.

Cyril (2008) - Cyril, N.: Effect of Sulfur on the Durability of SAE4140 Steel Forgings, SAE Paper No. 2008-01-0434, SAE World Congress & Exhibition, Detroit, MI, April 2008, S. 1-10.

Cyril et al. (2008a) - Cyril, N.; Fatemi, A.; Cryderman, B.: Effects of Sulfur Level and Anisotropy of Sulfide Inclusions on Tensile, Impact, and Fatigue Properties of SAE4140 Steel, SAE Paper No. 2008-01-0434, SAE World Congress & Exhibition, Detroit, MI, April 2008.

Cyril et al. (2008b) - Cyril, N.; Fatemi, A.: Experimental Evaluation and Modeling of Sulfur Content and Anisotropy of Sulfide Inclusions on fatigue Behavior of Steels, International Journal of Fatigue, Vol. 31, No. 3, 2008, S. 526-537.

Dahl (1977) - Dahl, W.: Werkstoffkundliche Grundlagen zum Verhalten von Schwefel im Stahl, Stahl und Eisen, Jg. 97, Nr. 8, 1977, S. 402-409.

Dalaei et al. (2007) - Dalaei, K.; Temmel, C.; Karlsson, B.; Ingensten, N.-G.: An Investigation on Machinability of Low Sulfur Steel, Presentation "Metal Cutting Research Conference, Sweden, 2007".

Diederichs (2004) - Diederichs, R.: Modellierung von Ausscheidungsprozessen in Stählen am Beispiel von Mangansulfid, Niobcarbonitrid, und Eisencarbid, Dr. Ing. Dissertation, Fakultät für Bergbau, Hüttenwesen und Geowissenschaften, RWTH Aachen, Germany, 2004.

DIN 50115 (1991) - DIN 50115: Prüfung metallischer Werkstoffe; Kerbschlagbiegeversuch; Besondere Probenform und Auswerteverfahren, 1991, Berlin, Beuth Verlag.

Doerge und Golze (1987) - Doerge, E.; Golze, N.: Einfluss des Faserverlaufs auf die Schwingfestigkeit und die mechanischen Eigenschaften eines unlegierten Vergütungsstahls in Abhängigkeit vom Schwefelgehalt, Umformgrad und der Umformtemperatur, Forschungsvorhaben Do 190/49, Schlussbericht, Institut für Umformtechnik und Umformmaschinen (IFUM), Universität Hannover, 1987, S. 1-26.

Dung (1989) - Dung, N. L.: Ein Beitrag zur Untersuchung der Rissentstehung in der Kaltmassivuntersuchung metallischer Werkstoffe, VDI Fortschritt-Berichte, 1989, Reihe 2, Fertigungstechnik, Nr.: 175.

El-Fawakhry et al. (1991) - El-Fawakhry, K.A.; Mekkawy, M.F.; Mishreky, M.L.; Eissa, M.M.: Characterization of Precipitates in Vanadium and Titanium Microalloyed Steels, ISIJ International, Vol. 31, No. 9, 1991, S. 1020-1025.

Énekes (1972) - Énekes, S.: Effects of some Metallurgical Characteristics on the Fatigue Life Bearing Steels, Journal of the Iron and Steel Institute, Vol. 212, Feb. 1972, S. 83-88.

Everett et al. (2001) - Everett, R.K.; Simmonds, K.E.; Geltmacher, A.B.: Spatial Distribution of Voids in HY-100 Steel by X-Ray Tomography, Scripta Materialia, Vol. 44, No.1, 2001, S. 165-169.

Everett und Geltmacher (1999) - Everett, R.K.; Geltmacher, A.B.: Spatial Distribution of MnS Inclusions in HY100 Steel, Scripta Materialia, Vol. 40, No.5, 1999, S. 567-571.

Exel und Türk (2010) - Exel, N.; Türk, M.: Einfluss von Faserverlauf und Gefüge auf die Schwingfestigkeit warmmassivumgeformter AFP-Stähle, Forschungsvereinigung der Arbeitsgemeinschaft der Eisen und Metall verarbeitenden Industrie e.V. (AVIF), Abschlussbericht, 2010, N 245, 152 Seiten.

Forschungsvereinigung Antriebstechnik (1988) - Forschungsvereinigung Antriebstechnik e.V.: Reinheitsgrad: Einfluss des Schwefelgehaltes mit unterschiedlicher Sulfidausbildung auf die Wälz- und Zahnfußdauerfestigkeit einsatzgehärteter Zahnräder, Forschungsheft Nr. 275, Forschungsvorhaben Nr. 89, Abschlussbericht, 1988

Flügge et al. (1977) - Flügge, J.; Hagen, K.; Hammerschmid, P.: Sulfidverteilung in der Randschicht von Stranggussbrammen. Archiv für das Eisenhüttenwesen, Jg. 48, Nr. 2, Februar 1977, S. 77-80.

Freiman et al. (1991) - Freiman, L.I.; Reformatskaya, I.I.; Markova, T.P.: Enhancement of Corrosion Resistance of Steels by Prevention of the Formation of Inclusions of Manganese Sulfide, Chemical and Petroleum Engineering, Vol 27, No. 10, 1991, S. 576-580.

Furuya et al. (2004) - Furuya, Y.; Matsuoka, S., Abe, T.: Inclusion Controlled Fatigue Properties of 1800 MPa -Class Spring Steel, Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 35A, No.12, Dec. 2004, S. 3737-3744.

Garet et al. (1998) - Garet, M.; Brass, A.M.; Haut, C.; Gutierrez-Solana, F.: Hydrogen Trapping on non Metallic Inclusions in CrMo Low Alloy Steels, Corrosion Science, Vol. 40, Iss. 7, 1998, S. 1073-1086.

Garrison und Wojcieszynski (2007) - Garrison, W.M.Jr.; Wojcieszynski, A.L.: A discussion of the Effect of Inclusion Volume Fraction on the Toughness of Steel, Materials Science and Engineering A 464, Iss. 1-2, 2007, S. 321-329.

Gawor und Paduch (2007) - Gawor, J.; Paduch, J.: Reduction of Macrosegregation in Concast Slabs of Deep Drawing Steel, Archives of Metallurgy and Materials, Vol. 52 (2007), Iss.1, S. 135-142.

Gilormini und Germain (1987) - Gilormini, P.M.; Germain, Y.: A Finite Element Analysis of the Inclusion Problem for Power Law Viscous Materials, International Journal of Solids and Structures, Vol. 23, Iss. 3, 1987, S. 413-437.

Golze und Schoch (1985) - Golze, N.; Schoch, H.: Faserverlauf beeinflusst Dauerfestigkeit, Industrie Anzeiger 1/2 , 111. Jg., 1989, S. 28-30.

Gross und Seelig (2011) - Gross, D.; Seelig, T.: Bruchmechanik, mit einer Einführung in die Mikromechanik, 5. Auflage, Berlin, Springer Verlag, 2011, 350S.

Hiraoka et al. (2006) - Hiraoka, K.; Nagao, M.; Isomoto, T.: Study on Flaking Process in Bearings by White Etching Area Generation, Journal of ASTM International, Volume 3, Issue 5, May 2006, S. 234-240.

Holappa und Helle (1995) - Holappa, L.E.K.; Helle, A.S.: Inclusion Control in High Performance Steels, Journal of Materials Processing Technology, Vol. 53, Iss. 1-2, 1995, S.177-186.

Hosseini et al. (2007) - Hosseini, S.B.; Temmel, C.; Karlsson, B.; Ingesten, N.-G.: An In-Situ Scanning Electron Microscopy Study of the Bonding between MnS Inclusions and the Matrix during Tensile Deformation of Hot-Rolled Steels, Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 38A, May 2007, No.5, S. 982-989.

Iorio et al. (2002) - Iorio, L.E.; Garrison, W.M. Jr.: Effects of Gettering Sulfur as CrS or MnS on Void Generation Behavior in Ultra-High Strength Steel, *Scripta Materialia*, Vol. 46, Iss. 12, 2002, S. 863-868.

Ito et al. (1981) - Ito, Y.; Masumitsu, N.; Matsubara, K.: Formation of Manganese Sulfide in Steel, *Transactions ISIJ*, Vol. 21, 1981, S. 477-484.

Kage und Nisitani (1978) - Kage, M.; Nisitani, M.: The Effect of Inclusions on the Torsional Fatigue of Anisotropic Rolled Steel (Examinations Based on Successive Observation of Specimen Surface), *Bulletin of the JSME*, Vol. 21, No. 156, 1978, S. 948-954.

Kaynak et al. (1996a) - Kaynak, C.; Ankara, A.; Baker, T.J.: Effects of Short Cracks on Fatigue Life Calculations, *International Journal of Fatigue*, Vol. 18, No. 1, 1996, S. 25-31.

Kaynak et al. (1996b) - Kaynak, C.; Ankara, A.; Baker, T.J.: Initiation and early growth of short fatigue cracks at inclusions, *Materials Science and Technology*, Vol. 12, 1996, S. 421-426.

Kaynak et al. (1996c) - Kaynak, C.; Ankara, A.; Baker, T.J.: Inclusion induced Anisotropy of Short Fatigue Crack Growth in Steel, *Materials Science and Technology*, Vol. 12, 1996, S. 557-562.

Kiessling und Lange (1978) - Kiessling, R.; Lange, N.: *Non Metallic Inclusions in Steel*, Second Edition, Book No. 194, published by the Metals Society, 1 Carlton House Terrace, London, ISBN 0 904357-18-X, 1978.

Kim et al. (2000) - Kim, H. S.; Lee, H.-G.; Oh, K.-S.: Precipitation Behavior of MnS on Oxide Inclusions in Si/Mn Deoxidized Steel, *Metals and Materials International*, Vol. 6, No. 4, Aug. 2000, S. 305-310.

Kinoshi und Koyanagi (1975) - Kinoshi, M.; Koyanagi, A.: Effect of Nonmetallic Inclusions in Rolling-Contact Fatigue Life in Bearing Steels, *Bearing Steels: The Rating of nonmetallic Inclusion*, ASTM STP 575. American Society for Testing and Materials, 1975, S. 138-149.

Kirby et al. (1993) - Kirby, B.G.; LaGreca, P.; VanTyne, C.J.; Matlock, D.K.; Krauss, G.: Effect of Sulfur on Microstructure and Properties of Medium-Carbon Microalloyed Bar Steels, Paper presented at International Congress & Exposition, February 1992, Detroit, MI, USA, Session: International Congress & Exposition, SAE Technical Papers Series, No. 920532, 1992, S. 1-14.

Kirby et al. (1992) - Kirby, B.G.; Van Tyne, C.J.; Matlock, D.K.; Krauss, G.; Turonek, R.; Filar, R.J.: Carbon and Sulfur Effects on Performance of Microalloyed Spindle Forgings, Paper presented at International Congress & Exposition, March 1993, Detroit, MI, USA, Session: International Congress & Exposition, SAE Technical Papers Series, No. 930966, 1993, S. 1-21.

Klocke et al. (2011) - Klocke, F.; Timmer, A.; Schongen, F.: Investigation of Surface Crack Types Under Axial Compression Loading For a Case-Hardening Steel, Key Engineering Materials, Advances in Fracture and Damage Mechanics IX, Vol. 452-453, S. 741-744.

Klocke und König (2006) - Klocke, F.; König, W.: Fertigungsverfahren 4 - Umformen, 5. Auflage, Springer Verlag, 2006.

Knorr (1977) - Knorr, W.: Bedeutung des Schwefels für die Zerspanbarkeit der Stähle unter Berücksichtigung ihrer Gebrauchseigenschaften, Stahl und Eisen, Jg. 97, Nr. 8, April 1977, S. 417-424.

Lamagnere et al. (1996) - Lamagnere, P.; Girodin, D.; Meynaud, P.; Vergne, F.; Vincent, A.: Study of elasto-plastic properties of microheterogeneities by means of nano-indentation measurements: Application to bearing steels, Materials Science and Engineering A 215, Iss. 1-2, 1996, S. 134-142.

Leslie (1983) - Leslie, W.C.: Inclusions and Mechanical Properties, ISS Transactions, Vol. 2, 1983, S. 1-24.

Luo (2001) - Luo, C.: A Study of the Behavior of Inclusions in the Hot Forging of Steel by Means of Three-Dimensional FE-Analysis, International Journal of Engineering Simulation, Vol. 2, No. 2, 2001, S. 11-18.

Luo und Ståhlberg (1998) - Luo, C.; Ståhlberg, U.: FEM Simulation of Void Formation close to an inclusion in a uniform Matrix during plastic Deformation, Simulation of Materials Processing: Theory, Methods and Applications - Proceedings of the Sixth International Conference, NUMIFORM '98, Enschede, The Netherlands, 22-25th June 1998.

Luo und Ståhlberg (2000) - Luo, C.; Ståhlberg, U.: A mesomechanical Approach for Studying the Material behavior close to non-metallic Inclusions in Steel hot-rolling, 2nd European Rolling Conference, Västerås, Sweden, May 24-26th, 2000, S. 1-11.

Luo und Ståhlberg (2001) - Luo, C.; Ståhlberg, U.: Deformation of Inclusions during Hot Rolling of Steels, *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 114, Iss. 1, 2001, S. 87-97.

Luo und Ståhlberg (2002) - Luo, C.; Ståhlberg, U.: An alternative Way for Evaluating the Deformation of MnS in Hot rolling of Steel, *Scandinavian Journal of Metallurgy*, Vol. 31, Iss. 3, 2002, S. 184-190.

Luu und Wu (1995) - Luu, W.C.; Wu, J.K.: Effects of Sulfide Inclusions on Hydrogen Transport in Steels, *Materials Letters*, Vol. 24, Iss. 1-3, 1995, S. 175-179.

Luyckx et al. (1970) - Luyckx, L.; Bell, J.R.; McLean, A. Korchynsky, M.: Sulfide Shape Control in High Strength Low Alloy Steels, *Metallurgical Transactions*, Vol. 1 December 1970, S. 3341-3350.

Mabuchi et al. (1996) - Mabuchi, H.; Uemori, R.; Fujioka, M.: The Role of Mn Depletion in Intra-Granular Ferrite Transformation in the Heat Affected Zone of Welded Joints with Large Heat Input in Structural Steels, *ISIJ International*, Vol. 36, No. 11, 1996, S. 1406-1412.

Malkiewicz und Rudnik (1963) - Malkiewicz, T.; Rudnik, S.: Deformation of non-metallic inclusions during rolling of steel, *Journal of the Iron and Steel Institute*, Vol. 200, January 1963, S. 33-38.

Maloney und Garrison (2005) - Maloney, J.L.; Garrison, W.M. Jr.: The Effect of Sulfide Type on the Fracture Behavior of HY180 Steel, *Acta Materialia*, Vol. 53, Iss. 2, 2005, S. 533-551.

Matsubara (1965) - Matsubara, K.: On the Behaviors of the Precipitated Sulfide Inclusions in Solid Steel, *Tetsu to Hagane*, Vol 51, No. 12, 1965, S. 2220-2232.

Matsui und Watari (2006) - Matsui, N.; Watari, K.: Wear Reduction of Carbide Tools Observed in Cutting Ca-Added Steels for Machine Structural Use, *ISIJ International*, Vol. 46, No. 11, 2006, S. 1720-1727.

Matsuno et al. (1985) - Matsuno, F.; Nishikida, S.; Ikesaki, H.: Mechanical Properties of Manganese Sulphides in the Temperature Range between Room Temperature and 1000 °C, Transactions, ISIJ, Vol. 25, No.9, 1985, S. 989-998.

Maunder und Charles (1968) - Maunder, P. J. H.; Charles, J.A.: Behavior of Non-Metallic Inclusions in a 0,2% Carbon Steel Ingot during Hot Rolling, Journal of the Iron and Steel Institute, Vol. 208, July 1968, S. 705-715.

McFarland und Cronin (1980) - Mc Farland, W. H., Cronin, J. T.: Spheroidization of Type II Manganese Sulfides by Heat Treatment, Metallurgical Transactions A, Vol. 12, No. 5, May. 1981, S. 915-917.

Meyer et al.(2009) - Meyer, M.; Nickel, R.; Behrens, B.-A.: Einflüsse der Gesenkschmiede-Prozessparameter auf die dynamische Belastbarkeit von Bauteilen aus dem Werkstoff C45 im Dauerschwingbruch, Härtereitechnische Mitteilungen (HTM) - Journal of Heat Treatment and Materials, Jg. 64, 2009, Iss. 6, S. 370-375.

Meyer und Müller (2010) - Meyer, M.; Müller, S.: Mit Gratfreiheit zu mehr dynamischer Festigkeit, Intelligenter Produzieren, Iss. 3, 2010, S. 44-45.

Melander (1997) - Melander, A.: A Finite element Study of Short Cracks with Different Inclusion Types under rolling Contact Fatigue Load, International Journal of Fatigue, Vol. 19, No. 1, 1997, S. 13-24.

Melander (1998) - Melander, A.: Bearing Steels: Simulation of the Behavior of Short Cracks at Inclusions under Rolling Contact Fatigue Loading - Specially the Effect of Plasticity, Into the 21st Century, ASTM STP 1327, J.J.C. Hoo and W.B. Green, Eds., American Society for Testing and Materials, 1998.

Meng et al. (2004) - Meng, Q.; Frankel, G.S.; Colijn, H.O.; Goss, S.H.: High-Resolution Characterization of the Region Around Manganese Sulfide Inclusions in Stainless Steel Alloys, Corrosion, Vol. 60, Iss. 4, April 2004, S.346-355.

Moeller (2007) - Moeller, E.: Handbuch Konstruktionswerkstoffe: Auswahl, Eigenschaften, Anwendung. 1. Auflage, München: Hanser Verlag, 2007, 1065 Seiten.

Mörsdorf (1978) - Mörsdorf, W.: Morphologie, Wachstum und Ausscheidungsbedingungen nichtmetallischer Phasen in Stählen, Dr. Ing. Dissertation, Fakultät für Bergbau, Hüttenwesen, RWTH Aachen, Germany, 1978.

Morrison (1975) - Morrison, W.B.: Influence of testing direction on the mechanical properties of wrought steel, *Metals Technology*, Jan. 1975, S. 33-41.

Murakami (2002) - Murakami, Y.: *Effect of Small Defects and Nonmetallic Inclusions*, 384 Seiten, Elsevier Science Ltd., 2002.

Murty et al. (1977) - Murty, Y.V.; Kattamis, Z.T.; Mehrabian, R. Flemings, R.C.: Behavior of Sulfide Inclusions During Thermomechanical Processing of AISI4340 Steel, *Metallurgical Transactions A*, Vol. 8, No. 8, August 1977, S. 1275-1282.

Namiki und Isokawa (1984) - Namiki, K.; Isokawa, K.: Effect of Sulfur Content on Delayed Fracture Susceptibility of High Strength Steel for Bolts, *Transactions, ISIJ*, Vol. 24, No.7, 1984, S. 566-572.

Nisitani und Kage (1971) - Nisitani, H.; Kage, M.: Some Consideration on the Anisotropy of Fatigue Limit in a Rolled Steel Plate, Based on the Observation of Fatigue Process in Electropolished Specimens, *Bulletin of the JSME*, Vol. 15, No. 83, 1972, S. 565-574.

Nisitani und Kage (1980) - Nisitani, H.; Kage, M.: Effect of Heat Treatment on Anisotropy of Fatigue Strength of a Rolled Steel, *Bulletin of the JSME*, Vol. 23, No. 180, 1980, S. 799-806.

Ochi et al. (1999) - Ochi, T.; Kanisawa, H.; Ooki, K.; Kusano, Y.: Change in Microstructure and Properties in the Rolling Contact Fatigue of Bearing Steel, *Nippon Steel Technical Report*, No. 80, Jul. 1999, S. 19-25.

Oikawa et al. (1997) - Oikawa, K.; Ishida, K.; Nishizawa, T.: Effect of Titanium Addition on the Formation and Distribution of MnS Inclusions in Steel During Solidification, *ISIJ International*, Vol. 37, No. 4, S. 332-328.

Otsuka und Tanabe (2007) - Otsuka, T.; Tanabe, T.: Hydrogen Diffusion and Trapping Process Around MnS Precipitates in alpha Fe Examined by Tritium Autoradiography, *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 446-447, 2007, S. 655-659, *Proceedings of the International Symposium on Metal-Hydrogen Systems, Fundamentals and Applications (MH2006)*.

Pessard et al. (2009) - Pessard, E.; Morel, F.; Morel, A.: The Anisotropic Behavior of Forged Steel, *Advanced Engineering Materials*, Vol. 11, Sep. 2009, Iss. 9, S. 732-735.

Pickering (1958) - Pickering, F.B.: Some Effects of Mechanical Working on the Deformation of Non-metallic Inclusions, Journal of the Iron and Steel Institute, Vol. 189, June 1958, S. 148-159.

Pickering (1992) - Pickering, F.B.: Materials Science and Technology, Vol.7: Constitution and Properties of Steel. Chapter 8: High Strength Low Alloy Steels. 1. Auflage, VCH Weinheim, 824 Seiten, 1992

Pohl (1982) - Pohl, M.: Untersuchungen zur Bildung und zum Wachstum nichtmetallischer Einschlüsse in Stählen, DVM-Tagungsband "Vorträge der 10. Sitzung des Arbeitskreises Rasterelektronenmikroskopie", 1982, S. 89 – 102.

Pohl et al. (1975) - Pohl, M.; Chen, F.-S.; Burchard, W.-G.: Präparationsmethoden zur Identifizierung von Einschlüssen und Ausscheidungen in Stählen, Beiträge zur elektronenmikroskopischen Direktabbildung von Oberflächen, 8 (1975), Herausgeber: Gerhard Pfefferkorn, S. 395-406.

Pohl und Burchard (1977) - Pohl, M.; Burchard, W.-G.: Tiefätzung zur Untersuchung von Einschlüssen und Ausscheidungen in Stahlgefügen, Werkstoffprüfung 25./26.11.1977, Leoben, Gefüge und Bruch, Materialkundlich-Technische Reihe, Bd. 3, 1977, Berlin-Stuttgart (Borntraeger), S. 465-481.

Pospischil (1998) – Pospischil, R.: Nichtmetallische Einschlüsse verbessern die Zerspanbarkeit von Stählen, Maschinenmarkt, 104. Jg., Nr. 50, 1998, S. 50-53.

Radjai et al. (1987) - Radjai, A.; Asai, S.; Muchi, I.: Quantitative Evaluation of the Joint Segregation Characteristics of Two Alloying Elements, Transactions, ISIJ, Vol. 27, No.4, 1987, S. 270-276.

Raedt et al. (2012) - Raedt, H.-W.; Herz, M.; Schuster, A.: Gesteigerte Sicherheit bei der Auslegung von massivumgeformten Bauteilen – Ausfälle durch verformte Mangansulfide, Konstruktion, Ausgabe 1/2-2012, S. 8-9.

Rao und Pisharody (1976) - Rao, C.N.R.; Pisharody, K.P.R.: Transition Metal Sulfides, Progress in Solid State Chemistry, Vol.10, 1976, Part4, S. 207-270.

Rudnik (1966) - Rudnik, S.: Discontinuities in hot-rolled steel caused by non-metallic inclusions, Journal of the Iron and Steel Institute, Vol. 204, April 1966, S. 374-376.

Ryan et al. (2002) - Ryan, M.P.; Williams, D.E.; Chater, R.J; Hutton, B.M.; McPhall, D.S.: Why Stainless Steel Corrodes, Nature, Vol. 415, Feb. 2002, S. 770-774.

Sabih und Nemes (2009) - Sabih, A.; Nemes, J.A.: Internal ductile failure mechanisms in steel cold heading process, *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 209, Iss. 9, 2009, S. 4292-4311.

Sabirov und Kolednik (2005) - Sabirov, I.; Kolednik, O.: The Effect of Inclusion Size on the Local Conditions for Void Nucleation Near a Crack Tip in a Mild Steel, *Scripta Materialia*, Vol 53, Iss. 12, 2005, S. 1373-1378.

Schoch und Golze (1985) - Schoch, H.; Golze, N.: Warmumformung, Faserverlauf und Schwefelgehalt, Auswirkungen auf die mechanischen Eigenschaften, *Industrie Anzeiger*, 107. Jg., Nr. 91, 1985, S. 61-64.

Schumacher et al. (2009) - Schumacher, J.; Bomas, H.; Kuntz, M.; Zoch, H.-W.: Schwingfestigkeit schwefellegierter, sprühkompaktierter Stähle, *Härtereitechnische Mitteilungen (HTM) - Journal of Heat Treatment and Materials*, Jg. 64, 2009, Iss. 6, S. 309-322.

Sims und Dahle (1938) - Sims, C.E. ; Dahle, F.B.: Effect of Aluminum on the Properties of Medium Carbon Cast Steels, *Transactions of the American Foundrymen's Association*, Vol. 46, 1938, S. 65-132.

Speich und Spitzig (1982) - Speich, G.R.; Spitzig, W.A.: Effect of Volume Fraction and Shape of Sulfide Inclusions on Through Thickness Ductility and Impact Energy of High Strength 4340 Plate Steels, *Metallurgical Transactions A*, Vol. 13, No.12, Dec.1982, S. 2239-2257.

Spitzig (1983a) - Spitzig, W.A.: Effect of Sulfide Inclusion Morphology and Pearlite Banding on Anisotropy of Mechanical Properties in Normalized C-Mn Steel, *Metallurgical Transactions A*, Vol. 14, No. 1, Feb. 1983, S. 271-283.

Spitzig (1983b) - Spitzig, W. A.: Effect of Sulfides and Sulfide Morphology on Anisotropy of Tensile Ductility and Toughness of Hot-Rolled C-Mn Steels, *Metallurgical Transactions A*, Vol. 14, No. 2, Mar. 1983, S. 471-483.

Spitzig und Sober (1981) - Spitzig, W.A.; Sober, R.J.: Influence of Sulfide Inclusions and Pearlite Content on the Mechanical Properties of Hot Rolled Carbon Steel, *Metallurgical Transactions A*, Vol. 12, No.2, February 1981, S. 281-291.

Stachura (1995) - Stachura, S.: A Comparison between of the Fracture Behaviour of 36CrNiMo4 Steel from Industrial Heats Differing in Sulphide Type, *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 53, Iss. 3-4, 1995, S.781-797.

Ståhlberg (1979) - Ståhlberg, U.: Metal Flow and Strain Distribution around a Rigid Cylindrical Inclusion in Forging, *Journal of Mechanical Working Technology*, Vol. 3, Iss. 2, October 1979, 1979, S. 185-192.

Steinmetz und Lindenberg (1980) - Steinmetz, E.; Lindenberg, H.-U.: Nichtmetallische Einschlüsse bei der Stahlnachbehandlung, bei Abguss und Erstarrung, *Archiv für das Eisenhüttenwesen*, Jg. 51, Nr. 6, Juni 1980, S. 227-234.

Suter (1997) - Suter, T.A.: Mikroelektronische Untersuchungen bei austenitischen rostfreien Stählen, Dissertation für Dr. der technischen Wissenschaften, Eidgenössische technische Hochschule Zürich, 1997.

Suzuki et al. (1985) - Suzuki, K.; Ejima, A.; Nakanishi, K.: Precipitation of Titanium and Zirkonium Sulfides During Uni-Directional Solidification, *Transactions, ISIJ*, Vol. 25, No. 5, 1985, S. 433-442.

Szklarska-Smialowska und Lunarska (1981) - Szklarska-Smialowska, Z.; Lunarska, E.: The Effect of Sulfide Inclusions on the Susceptibility of Steels to Pitting, Stress Corrosion Cracking and Hydrogen Embrittlement, *Materials and Corrosion*, Vol. 32, Iss. 11, 1981, S. 478-485.

Takahashi und Iino (1996) - Takahashi, A.; Iino, M.: Microstructural Refinement by Cu Addition and its Effect on Strengthening and Toughening of Sour Service Line Pipe Steels, *ISIJ International*, Vol. 36, No. 2, 1996, S. 241-245.

Temmel et al. (2006a) - Temmel, C.; Karlsson, B.; Ingesten, N.-G.: Fatigue Anisotropy in Cross-Rolled, Hardened Medium Carbon Steel Resulting from MnS Inclusions, *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 37A, No. 10, October 2006, S. 2995-3007.

Temmel et al. (2006b) - Temmel, C.; Karlsson, B.; Ingesten, N.-G.: Comparison of Murakami Fatigue Limit with True Fatigue Strength of a Tested 42 CrMo4 Steel, Präsentation auf "Fatigue Damage VI Conference, USA, 2006", Chalmers Publication Library.

Temmel et al. (2007a) - Temmel, C.; Karlsson, B.; Ingesten, N.-G.: Quenching Cracks in Medium Carbon Steel Initiated at Manganese Sulfide Inclusions, *Härtereitechnische Mitteilungen (HTM) - Journal of Heat Treatment and Materials*, Jg. 62, Iss. 5, 2007, S. 236-242.

Temmel et al. (2007b) - Temmel, C.; Karlsson, B.; Ingensten, N.-G.: Fatigue Anisotropy in Forged Components, Dr. Ph. Dissertation, Dep. Of Materials and Manufacturing Technology, Chalmers University of Technology, Göteborg, Sweden, 2007.

Temmel et al. (2008a) - Temmel, C. ; Karlsson, B.; Ingesten, N.-G.: IQ (Isotropic Quality) Steel for Gear Wheel Applications, Konferenzbericht auf SCT2008 (Steel for Trucks and Cars) in Wiesbaden, 2008: Future Trends in Steel Development, Processing Technologies and Applications.

Temmel et al. (2008b) - Temmel, C.; Karlsson, B.; Ingesten, N.-G.: Fatigue Isotropy in Cross-Rolled, Hardened Isotropic-Quality Steel, Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 39A, No. 5, May 2008, S. 1132-1144.

Temmel et al. (2008c) - Temmel, C.; Karlsson, B.; Ingesten, N.-G.: Fatigue Crack Initiation in Hardened Medium Carbon Steel due to Manganese Sulfide Inclusion Clusters, Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures, Vol. 31, Iss. 6, June 2008, S. 466-477.

Temmel et al. (2009) - Temmel, C. ; Karlsson, B.; Torresvoll, K.; Fallqvist, C.: Investigation of Manganese Sulfide Sizes in 50CrMo4 Steels by Means of Fractography, Micrograph Analysis and Immersion Ultrasound, Praktische Metallographie, Vol. 46, Iss.3, 2009, S. 123-136.

Tomita (1994) - Tomita, Y.: Effect of Desulphurization and Calcium Treatments on the Inclusion Morphology of 0.4C-Cr-Mo-Ni Steel, Journal of Materials Science, Vol. 29, No. 11, 1994, S. 2873-2878.

Vedani und Mannucci (2002) - Vedani, M.; Mannucci, A.: Effects of Titanium Addition on Precipitate and Microstructural Control in C-Mn Microalloyed Steels, ISIJ International, Vol. 42, No. 12, 2002, S. 1520-1526.

Vlak et al. (1958) - Vlak, L.H.; Riegger, O.K.; Warrick, R.J.: Sulfide Inclusions in Steel, Progress Report, UMRI Project 2703, 1958, The University of Michigan Research Institute Ann Arbor.

Vodopivec (1980) - Vodopivec, F.: Relative plasticity of manganese sulphide inclusions during rolling of some industrial steels, Metals Technology, Vol. 7, May 1980, S. 186-191.

Volkova (2002) - Volkova, O.: Mathematische Modellierung und experimentelle Untersuchung der Schnellerstarrung von Stählen, Dr.-Ing. Dissertation, Fakultät für Werkstoffwissenschaft und Werkstofftechnologie, Technische Universität Bergakademie Freiberg, 2002.

Wang et al. (2002) - Wang, Y.; Valdez, M.; Shridhar, S.: Formation of CaS on Al₂O₃-CaO Inclusions during Solidification of Steels, Metallurgical and Materials Transactions B, Vol. 33, No.4, Aug 2002, S. 625-632.

Wang et al. (2002) - Wang, Q. Y.; Bathias, C.; Kawagoishi, N.; Chen, Q.: Effect of Inclusion on Subsurface Crack Initiation and Gigacycle Fatigue Strength, International Journal of Fatigue, Vol. 24, No. 12, 2002, S. 1269-1274.

Watanabe (1988) - Watanabe, T.: Relation of Sulfide Inclusion Behavior and Liquefaction to Hydrogen Cold Cracking Susceptibility, Transactions of the Japan Welding Society, Vol. 19, No. 1, 1988, S. 34-39.

Wilmes et al. (1990) - Wilmes, S.; Bruns, H.; Jung, I.: Werkstoffhomogenität und Bruchempfindlichkeit, Werkstoffprüftagung, 31.5-02.06.1989 in Leoben: Gefüge und Bruch. Materialkundlich-technische Reihe, Bd. 9, 1990, S. 83-93.

Wilson (1977) - Wilson, A.D.: Homogenization of Sulfide Inclusions in Low Alloy Steel, Metallurgical Transactions A, Vol. 8, No.1, January 1977, S. 201-202.

Wilson et al. (1975) - Wilson, A.D.; Murty, Y.V.; Kattamis, T.Z.; Mehrabian, R.: Effect of homogenization on sulphide morphology and mechanical properties of rolled AISI4340 steel, Metals Technology, Jun. 1975, S. 241-244.

Lebenslauf

Persönliche Daten

Angaben zur Person

Name: Andreas Schuster
Geburtsdatum und –ort: 06. November 1964 in Heidenheim / Brenz
Familienstand: Verheiratet, 1 Tochter
Staatsangehörigkeit: Deutsch

Schulbildung:

09/1971 - 08/1975 Mittelrain-Grundschule, Heidenheim / Brenz
09/1975 - 05/1984 Hellenstein-Gymnasium Heidenheim / Brenz
Abschluss: Allgemeine Hochschulreife

Studium

10/1984- 06/1991 Studium Physik, Universität Ulm,
Vertiefungsrichtungen: Festkörper- und Biophysik
Abschluss: Diplom-Physiker

Berufliche Tätigkeit

10/1991 - 12/1992 Technischer Mitarbeiter bei Fa. Karl Pfisterer
03/1993 - 10/1996 Produktionsingenieur für Umformtechnik bei
Fa. Karl Pfisterer
11/1996 - 09/1999 Leitung Qualitätssicherung und Härterei bei Fa. Gebr. Leitz
Seit 10/1999 Fa. Hirschvogel:
10/1999 - 03/2003: Ideenmanagement
04/2003 - 04/2004: Produktentwicklungsingenieur
04/2004 - heute: Forschungs- und
Entwicklungsingenieur