

Konzeption, Erzeugung, Verarbeitung und Charakterisierung eines mikrolegierten Stahls

Versuchsreihe im Rahmen der Praktika
Metallurgie (W7950) und Metallurgie Master (W7953)
am Institut für Metallurgie der TU Clausthal

Verfasser: G. Hils
Betreuer: N. Book*

1 Einleitung

Die Versuchsreihe *Konzeption, Erzeugung, Verarbeitung und Charakterisierung eines mikrolegierten Stahls* gliedert sich gemäß **Tab. 1** in fünf Einzelversuche.

Tabelle 1 Einzelversuche der Versuchsreihe

Lfd. Nr.	Bezeichnung
1.	Konzeption
2.	Elektrostahlerzeugung
3.	Warmwalzen
4.	Beizen, Kaltwalzen und Glühen
5.	Tiefziehen und mechanische Kennwerte

Das Ziel der Versuchsreihe ist es, für einen technisch etablierten, gut untersuchten Stahlwerkstoff die wesentlichen Aspekte der werkstoffkundlichen und prozesstechnischen Konzeption, der Erzeugung, der Verarbeitung und der Charakterisierung auf integrale Weise zu bearbeiten, um einerseits für die einzelnen Prozessschritte die jeweiligen theoretischen Grundlagen sowie die gängigen experimentellen Methoden kennen zu lernen, und um andererseits das Zusammenspiel zwischen Werkstoff- und Prozessentwicklung sowie zwischen den einzelnen Prozessstufen nachzuvollziehen.

2 Herstellung und Eigenschaften von mikrolegierten Stählen

Ausgangspunkt für die Konzeptentwicklung mikrolegierter Stähle ist die Forderung nach einem Stahl mit hoher Festigkeit bei zugleich guter Umformbarkeit, hinreichender Sprödbruchsicherheit und günstiger Schweißignung, der beispielsweise als höherfestes Feinband für Struktur- und Karosserieteile im Automobilbau eingesetzt werden soll.

Um die Umform- und Schweißbarkeit konventioneller Baustähle zu verbessern, kann durch Verringerung des Kohlenstoffgehaltes auf weniger als 0,1 Gew.-% ein perlitarmes, nahezu rein ferritisches Gefüge erzeugt werden. Damit verbunden ist allerdings eine Abnahme der

*E-Mail: nicolas.book@tu-clausthal.de; Tel.: (05323)72-2562

Festigkeit, was auf den verringerten Anteil der harten Zweitphase Zementit (Fe_3C) und die geringere Mischkristallverfestigung des interstitiell gelösten Kohlenstoffs zurückzuführen ist. Um dennoch eine ausreichende Festigkeit zu erreichen, sind zusätzliche Verfestigungsmechanismen erforderlich.

Der Einfluss der prinzipiell möglichen Verfestigungsmechanismen auf Streckgrenze, Zugfestigkeit und Bruchdehnung ist in **Abb. 1** schematisch dargestellt. Um eine merkliche Festigkeitssteigerung ohne wesentliche Verringerung der Umformbarkeit zu erzielen, ist allein die Feinkornhärtung geeignet. Um die Festigkeit weiter zu steigern, kann sie im Bedarfsfall ergänzt werden durch eine moderate Mischkristall- oder Ausscheidungshärtung sowie durch eine leichte Kaltverfestigung. Die Möglichkeit zur Ausbildung einer Multiphasengefüges soll an dieser Stelle nicht behandelt werden.

Im Mittelpunkt stehen soll zunächst die Feinkornhärtung. Hierfür ist es erforderlich, ein hinreichend feines ferritisches Gefüge zu *erzeugen* und bis zum fertigen Bauteil zu *konservieren*.

Für die *Erzeugung* eines feinen ferritischen Gefüges ist die Umwandlung von Austenit in Ferrit beim Abkühlen gegen Ende bzw. nach der Warmumformung von wesentlicher Bedeutung. Die Korngröße des sich bildenden Ferrits ist umso kleiner, je höher die Zahl an Fehlstellen im Austenit und damit an Keimbildungsplätzen für die Umwandlung ist.

Eine hohe Fehlstellendichte des Austenits lässt sich einerseits durch eine geringe Korngröße erreichen. Dafür muss das Kornwachstum beim Erwärmen und anschließenden Warmwalzen im Austenitgebiet beschränkt werden. Zweckmäßig sind hierfür prinzipiell eine möglichst niedrige Glühtemperatur. Diese kann jedoch nur wenig abgesenkt werden, da die Fließspannung und damit der Umformwiderstand mit fallender Temperatur erheblich zunehmen und zur Einstellung eines definierten, homogenen Ausgangsgefüges eine ausreichend hohe Glühtemperatur erforderlich ist. Dennoch kann das Kornwachstum auch bei hohen Glühtemperaturen durch geeignete Ausscheidungen wirksam einschränken. Dies ist damit zu erklären, dass die Grenzflächenenergie bei Kontakt einer wandernden Korngrenze mit einer Ausscheidung infolge eingesparter Grenzfläche ein Minimum annimmt und dieser Zustand damit thermodynamisch begünstigt ist.

Eine zweite, besonders wirksame Möglichkeit zur Erhöhung der Fehlstellendichte des Austenits liegt darin, ein möglichst stark verformtes Gefüge vor der Umwandlung in den Ferrit zu erzeugen. Die wesentliche Voraussetzung hierfür ist - neben einem hohen Umformgrad - eine weitgehende Verzögerung oder gar Unterbindung der dynamischen Rekristallisation während des Umformvorganges, damit die eingebrachten Fehlstellen nicht sofort wieder abgebaut, sondern vielmehr bis zur Umwandlung des Austenits akkumuliert werden. Dies lässt sich durch gelöste Fremdatome und insbesondere durch Ausscheidungen erreichen, wofür die oben bereits erläuterte Minimierung der Grenzflächenenergie verantwortlich ist. Die Behinderung der Rekristallisation ist besonders wirksam, wenn die Ausscheidung in hoher Zahl und geringer Größe, idealerweise unmittelbar vor oder während der Umformung im unteren Austenitgebiet entstehen¹:



Dies setzt voraus, dass sich die an der Ausscheidungsbildung beteiligten Fremdatome beim Glühen im Austenit lösen und durch Diffusion gleichmäßig verteilen, um beim Fertigwalzen infolge des Temperaturabfalls und der Verformung die gewünschten Ausscheidungen zu bilden.

Um nach der Umwandlung des fehlstellenreichen Austenits das so erzeugte, feinkörnige Ferritgefüge zu *konservieren*, muss dessen Kornwachstum bei allen nachfolgenden thermi-

¹ Nomenklatur: Me: Fremdmittel; X: Nichtmetall; []: gelöst im Eisen; reine Verbindung Me_aX_b

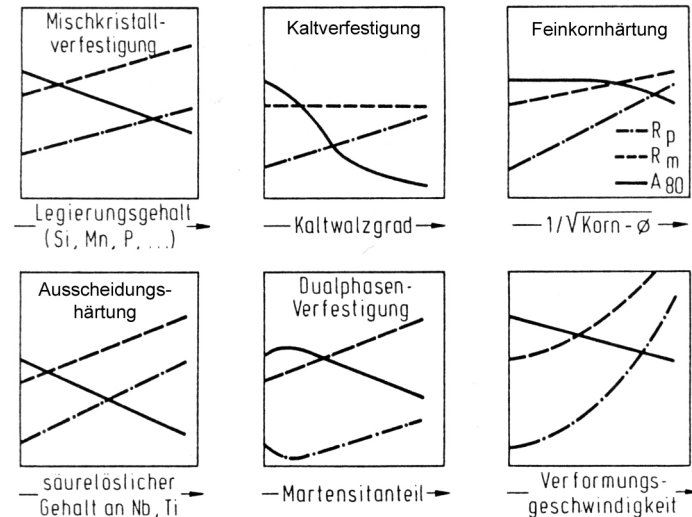


Abbildung 1 Einfluss verschiedener Verfestigungsmechanismen auf Streckgrenze, Zugfestigkeit und Bruchdehnung (frei nach [1])

schen Behandlungen unterbunden werden. Dies betrifft sowohl die Abkühlung des Warmbandes als auch das Rekristallisationsglühen des walzharten Kaltbandes und das Schweißen. Die Kornvergrößerung des Ferrits lässt sich durch Ausscheidungen behindern, wie zuvor bereits für den Austenit erläutert wurde. Zweckmäßig ist zudem eine möglichst geringe Glüh­temperatur und -dauer.

Es wird deutlich, dass Ausscheidungen bei der Erzeugung und Konservierung eines feinkörnigen Ferrits eine zentrale Rolle spielen. Ihre Bildung bzw. Auflösung und ihr Wachstum werden wesentlich von folgenden Einflussgrößen bestimmt:

- thermodynamische Stabilität der Verbindung ($\Delta G_{\text{Me}_a\text{X}_b}^0$)
- Mischphasenthermodynamik der ausscheidungs­bildenden Fremdelemente im Stahl ($\gamma_{\text{Me}}, \gamma_{\text{X}}$)
- Gehalte der ausscheidungs­bildenden Fremdelemente im Stahl
- Grenzflächenspannung zwischen Ausscheidung und Matrix
- Diffusionskoeffizienten der ausscheidungs­bildenden Fremdelemente im Stahl ($D_{\text{Me}}, D_{\text{X}}$)
- Temperatur (auch als $(\Delta G_{\text{Me}_a\text{X}_b}^0, \gamma_i, \sigma_i, D_i) = f(T)$)
- Umformgrad
- Zeit

Auf die zugrunde liegende mathematische Beschreibung der Keimbildung und des Teilchenwachstums soll an dieser Stelle nicht eingegangen werden². Bei gegebenem Ausscheidungstyp sind die wesentlichen Prozessparameter neben der Stahlzusammensetzung folglich die Temperatur und der Umformgrad. Bei der Warmumformung müssen diese beiden Größen simultan und präzise gesteuert werden, um einen bestimmten Gefügestand und damit

² siehe beispielsweise [2]

bestimmte Werkstoffeigenschaften einzustellen. Diese Vorgehensweise wird als *thermomechanische Behandlung* bezeichnet und ermöglicht Gefügestände, die durch alleinige mechanische oder thermische Behandlung nicht zu erreichen sind.

Als geeignete Ausscheidungen im Stahl kommen Karbide und Nitride in Betracht. Das ausscheidungsbildende Fremdmittel muss eine hohe Affinität zu Kohlenstoff bzw. Stickstoff aufweisen, um bereits bei geringen Gehalten an Fremdmittel und Kohlenstoff bzw. Stickstoff eine wirksame Ausscheidungsbildung hervorzurufen. Dies kann anhand der Standard-Gibbs-Energie $\Delta G_{\text{Me}_a\text{X}_b}^0$ als Maß für die thermodynamische Stabilität der Verbindung abgeschätzt werden. In **Abb. 2** ist beispielhaft das Stabilitätsdiagramm³ für Karbide dargestellt. Vergleichsweise thermodynamisch stabil sind demnach die Verbindungen ZrC, TiC, und NbC. Da das Diagramm allerdings für Standardbedingungen⁴ gilt, müssen die tatsächlich vorliegenden Aktivitäten des jeweiligen Fremdmittels und des Kohlenstoffs im Stahl berücksichtigt werden. Zudem kommen die Ausscheidungen gemäß obiger Erläuterung bei der thermomechanischen Behandlung nur dann vollends zur Wirkung, wenn sie beim Glühen im oberen Austenitgebiet größtenteils aufgelöst und unmittelbar vor oder während der Umformung im unteren Austenitgebiet wieder ausgeschieden werden. Das bedeutet, dass die Karbide bzw. Nitride eine ganz bestimmte Löslichkeit im Austenit aufweisen müssen. Gemäß **Abb. 3** laufen die Auflösung und Ausscheidung von NbC, VN und TiC in der zuvor beschriebenen Weise ab, wobei die beiden erstgenannten Verbindungen je nach Gehalten des Stahls an Kohlenstoff und Stickstoff auch als Karbonitride vorliegen können. Hingegen wird TiN infolge seiner hohen thermodynamischen Stabilität auch bei der Glühung im oberen Austenitgebiet nicht vollständig aufgelöst.

Zum technischen Einsatz kommen die Elemente Titan und Niob, in geringerem Umfang auch das Vanadium. Aufgrund ihrer geringen Gehalte im Stahl von zumeist weniger als 0,1 Gew.-% werden sie als Mikrolegierungselemente und die entsprechenden Stähle als mikrolegierte bzw. HSLA⁵-Stähle bezeichnet.

Die Wirkung des Titans und Niobs bei der Herstellung von mikrolegierten Stählen soll nun näher erläutert werden.

Abb. 4 und **5** zeigen das Kornwachstum beim Erwärmen im oberen Austenitgebiet vor der Warmumformung, wie es beim *Wiedererwärmen der Brammen* im Stoß- oder Hubbalkenofen der Fall ist. Beim Erwärmen auf typische Glühtemperaturen von rd. 1200 °C beginnen die Ausscheidungen des Niobs, Vanadiums und Aluminiums sich aufzulösen, was zu einem sprunghaften Kornwachstum führt. Hingegen bleibt TiN weitgehend ausgeschieden, so dass das Kornwachstum im gesamten Temperaturbereich erheblich eingeschränkt ist.

Beim *Vorwalzen*, das bis rd. 950 °C abgeschlossen ist, läuft auch bei mikrolegierten Stählen zwischen den Walzstichen eine weitgehende Erholung und Rekristallisation ab, und die Formänderungsfestigkeit liegt auf einem relativ niedrigen Niveau. Beim *Fertigwalzen* hingegen werden Erholung und Rekristallisation durch die sich nun bildenden, feindispersen Ausscheidungen der Mikrolegierungselemente weitgehend bis vollständig unterbunden. Dies äußert sich in einer Anhebung der sog. Rekristallisations-Stopp-Temperatur. Darunter ist diejenige Temperatur zu verstehen, welche überschritten werden muss, damit ein bestimmter Umformgrad und eine bestimmte Zeit zu einem vorgegebenem Rekristallisationsgrad führen. Wie **Abb. 6** und **7** beispielhaft für Stähle mit zwei verschiedenen Grundzusammensetzungen zeigen, ist die rekristallisationshemmende Wirkung des Niobs bei geringen Gehalten deutlich ausgeprägter als diejenige des Titans, welches sich wiederum stärker auswirkt als Vanadium. Der Anteil der Mikrolegierungselemente, der gemäß

³ nach ELLINGHAM und RICHARDSON

⁴ kondensierte Phasen mit einer Aktivität $a_i = 1$, gasförmige Phasen mit einem Partialdruck $p_i = 1$ bar

⁵ HSLA: *high strength low alloy*

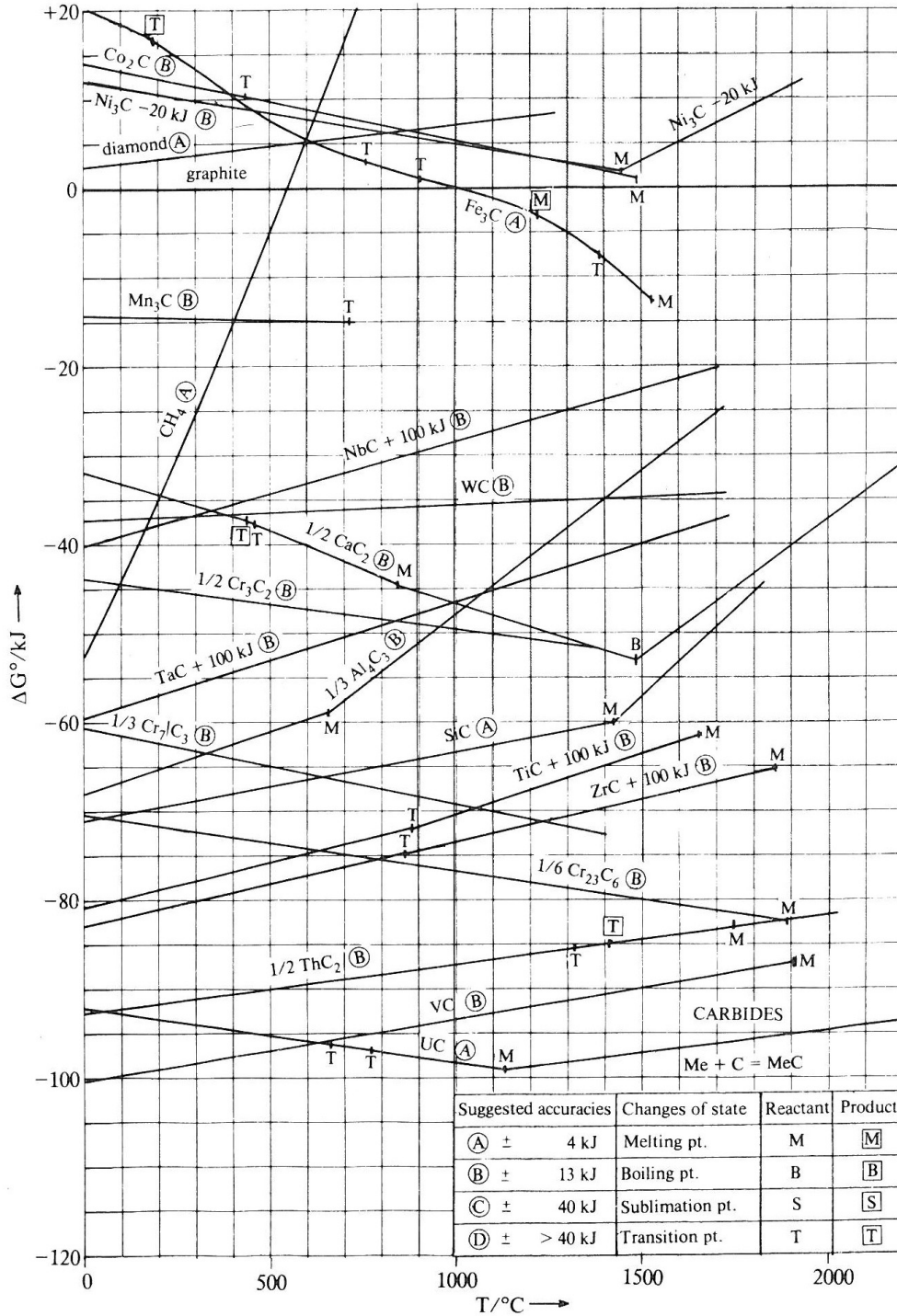


Abbildung 2 Stabilitätsdiagramm für Carbide [3]

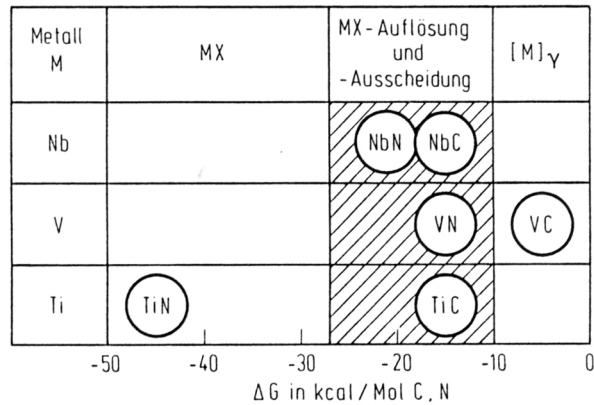


Abbildung 3 Stabilität von Carbiden und Nitriden des Niobs, Vanadiums und Titans im γ -Eisen bei 900 °C [1]

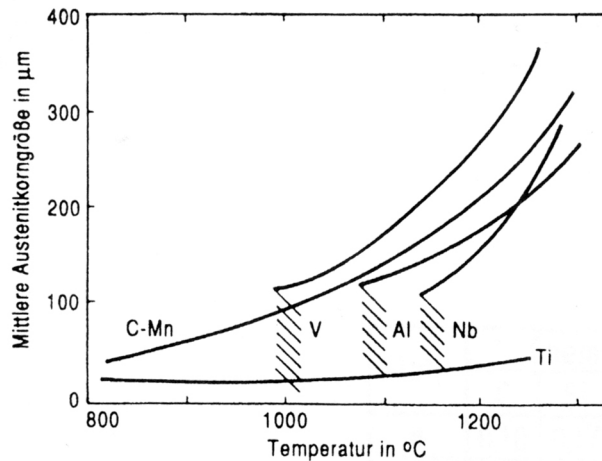


Abbildung 4 Einfluss der Mikrolegierungselemente auf das Austenitkornwachstum bei der Erwärmung vor der Warmumformung [4]

dem jeweiligen Ausscheidungsgleichgewicht (1) im Eisen in Lösung verbleibt, trägt ebenfalls zur Verzögerung der Rekristallisation bei, wenn auch nicht so stark wie die Ausscheidungen. Dies ist für die statische Rekristallisation schematisch in **Abb. 8** dargestellt. Aus den Warmfließkurven in **Abb. 9** sind die stärkere Verfestigung und die verzögerte Rekristallisation beim Walzen mikrolegierter im Vergleich zu unlegierten Stählen ersichtlich. Die Formänderungsfestigkeit und damit die erforderlichen Walzkraft werden gemäß **Abb. 10** durch den Mikrolegierungseffekt nicht wesentlich erhöht.

Weil die Rekristallisation bei den letzten Warmwalzstichen nur eingeschränkt oder gar nicht abläuft, werden die dort eingebrachten Fehlstellen akkumuliert und führen infolge der günstigen Keimbildungsbedingungen bei der anschließenden Umwandlung des Austenits während der Abkühlung zu einem sehr feinkörnigen Ferrit. Um diesen Effekt zu optimieren, ist eine präzise Steuerung der Ausscheidungsvorgänge durch eine geeignete Wahl der Temperaturführung und der Umformgrade während der thermomechanischen Behandlung erforderlich. So müssen bei den letzten Walzstichen ausreichend hohe Umformgrade und niedrige Temperaturen eingestellt werden.

Ebenso ist eine schnelle *Abkühlung* auf eine niedrige Haspeltemperatur und anschließend ein langsames Abkühlen des aufgewickelten Bandes erforderlich. Dadurch wird einerseits das Kornwachstum im Ferrit behindert. Andererseits führen die hohe Übersättigung und

Stahl	Chemische Zusammensetzung in %							
	C	Si	Mn	Ni	Nb	V	Ti	N
●	0,10	0,17	1,42	—	—	0,03	0,015	0,0078
▲	0,11	0,25	1,50	0,28	0,05	0,08	—	0,0072

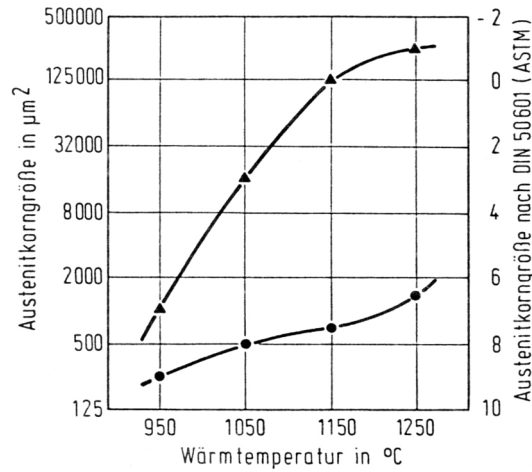


Abbildung 5 Einfluß der Brammenwärmtemperatur auf die Austenitkorngröße von mikrolegierten Stählen [1]

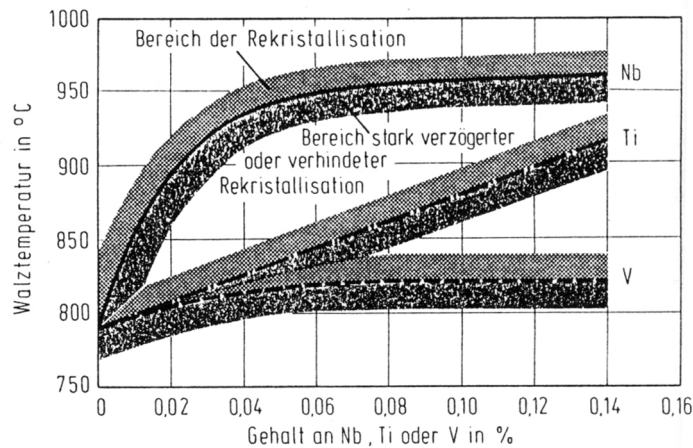


Abbildung 6 Einfluß von Niob, Titan und Vanadium auf die kritische Rekristallisationstemperatur des Austenits (0,15 % C) [1]

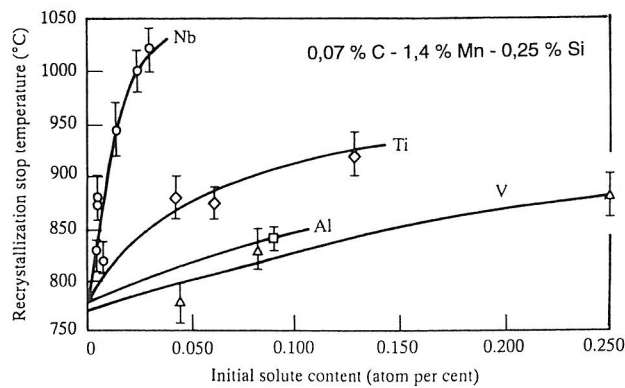


Abbildung 7 Einfluß verschiedener Mikrolegierungselemente auf die Rekristallisations-Stopp-Temperatur (nach 15 s mehr als 1 % des Gefüges noch nicht rekristallisiert) [4]

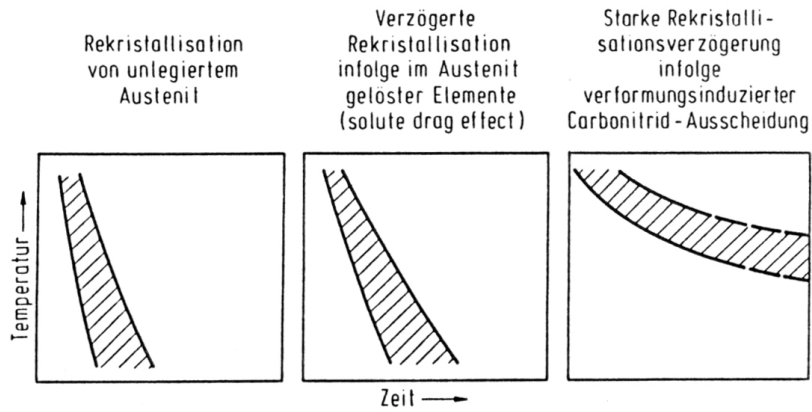


Abbildung 8 Schematische Darstellung der Rekristallisationsverzögerung durch gelöste Fremdelemente und Ausscheidungen [1]

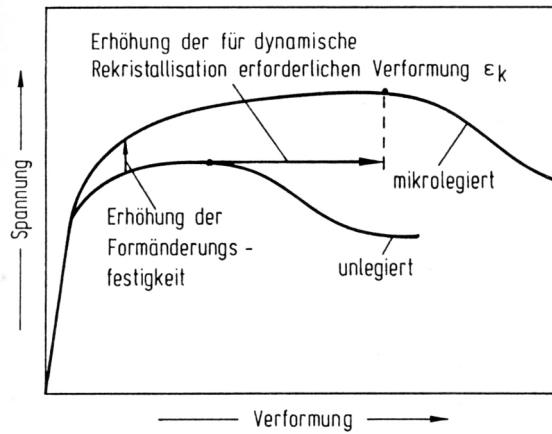


Abbildung 9 Schematische Warmfließkurve eines mikrolegierten im Vergleich zu einem unlegierten Stahl [1]

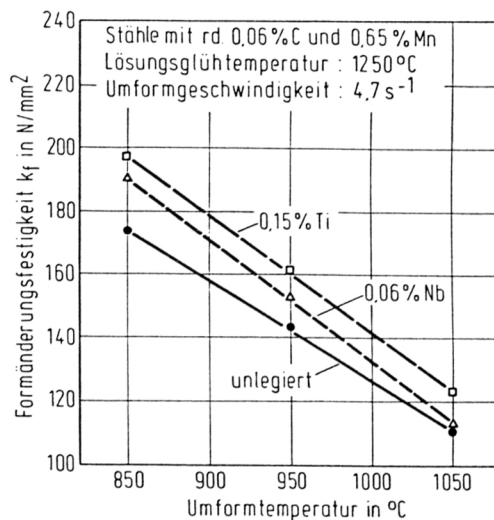


Abbildung 10 Erhöhung der Formänderungsfestigkeit durch Niob oder Titan für $\epsilon = 20\%$ [1]

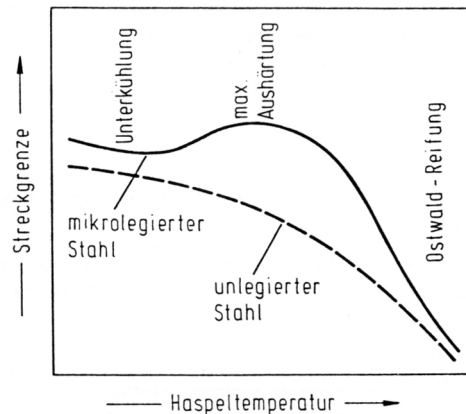


Abbildung 11 Einfluß der Haspeltemperatur auf die Aushärtung in mikrolegierten Stählen [1]

die lange Abkühlzeit dazu, dass es im aufgewickelten Band durch Selbstanlassen zur Bildung zusätzlicher Ausscheidungen von noch in Lösung befindlichen Mikrolegierungselementen kommt. Der Einfluss der Abkühlgeschwindigkeit und der Haspeltemperatur auf Streckgrenze und Übergangstemperatur als Maße für die Ferritkorngröße ist aus **Abb. 11** und **12** ersichtlich.

Es folgt das *Kaltwalzen* des Warmbandes zur Einstellung des Endmaßes und der Oberflächenbeschaffenheit. Die hohe Festigkeit des Warmbandes bedingt dabei einen hohen Energieaufwand. Infolge der niedrigen Temperaturen kommt es beim Kaltwalzen gemäß **Abb. 13** zu einer starken Kaltverfestigung durch Neubildung von Versetzungen; der Ausscheidungszustand hingegen bleibt unverändert.

Um die Kaltverfestigung abzubauen und für das Endprodukt eine geeignete Kombination aus Festigkeit und Zähigkeit einzustellen, erfolgt anschließend eine *Rekristallisationsglühung* des kaltgewalzten Materials. Die wesentliche Problemstellung im Falle der mikrolegierten Stähle liegt dabei darin, die beim Kaltwalzen eingebrachten Fehlstellen im Gefüge durch Erholung und Rekristallisation in ausreichendem Maße abzubauen, ohne dass es zu einer unzulässig starken Vergrößerung der Körner und Ausscheidungen kommt, damit das feinkörnige Ferritgefüge erhalten bleibt. Entscheidende Einflussgrößen für die Stofftransportvorgänge bei der Glühung sind die Temperatur und die Zeit, deren Auswirkungen in **Abb. 14** und **15** dargestellt sind. Die Glühetemperatur und -dauer müssen folglich so groß wie nötig, jedoch so klein wie möglich gewählt werden, was eine exakte Prozessführung erforderlich macht. Die beiden technisch angewandten Glühverfahren, die Haubenglühung und die Durchlaufglühung, unterscheiden sich hinsichtlich Temperaturführung und der Temperaturverteilung im Material wesentlich voneinander.

Abb. 16 stellt die einzelnen Stationen einer Warmbandstraße und die zugehörigen werkstoffkundlichen Vorgänge bei der thermomechanischen Behandlung zusammenfassend dar.

Zusammenfassend ermöglichen es folgenden Maßnahmen bei mikrolegierten Stählen, trotz geringer Legierungsgehalte eine günstige Kombination aus hoher Festigkeit, guter Umformbarkeit, ausreichender Sprödbrechtsicherheit und guter Schweißbeignung zu erreichen:

- Einstellen eines definierten Austenit-Ausgangszustandes beim Wiedererwärmen der Brammen,
- Vorwalzen mit Rekristallisation des Austenits,
- Fertigwalzen in einem engen Temperaturbereich mit verformungsinduzierter Ausscheidung von Karbiden bzw. Karbonitriden,

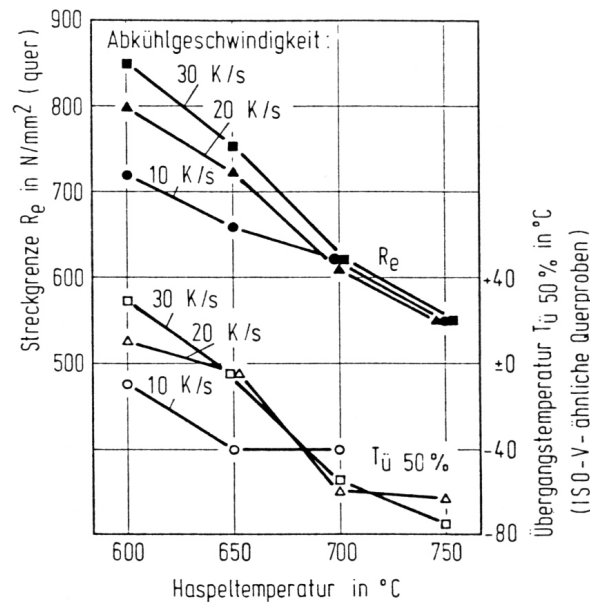


Abbildung 12 Einfluß von Abkühlgeschwindigkeit und Haspeltemperatur auf die Festigkeit und Sprödbrechtsicherheit eines mikrolegierten Stahles [1]

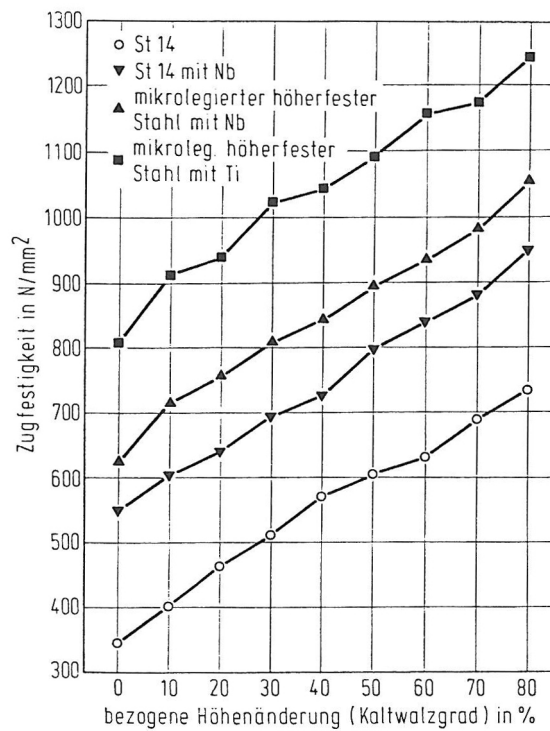


Abbildung 13 Verfestigungskurven eines weichen Stahls St14 und verschiedener mikrolegierter Stähle [1]

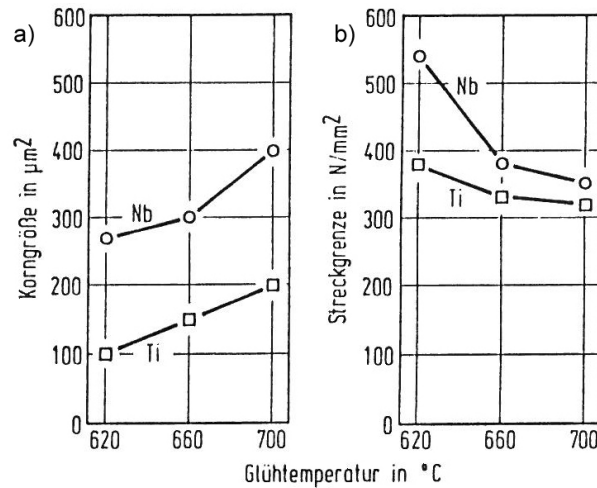


Abbildung 14 Einfluss der Glühtemperatur bei der Haubenglühung auf a) Korngröße und b) Streckgrenze von hochfesten, kaltgewalztem Stahl mit 0,06 Niob oder Titan (frei nach [1])

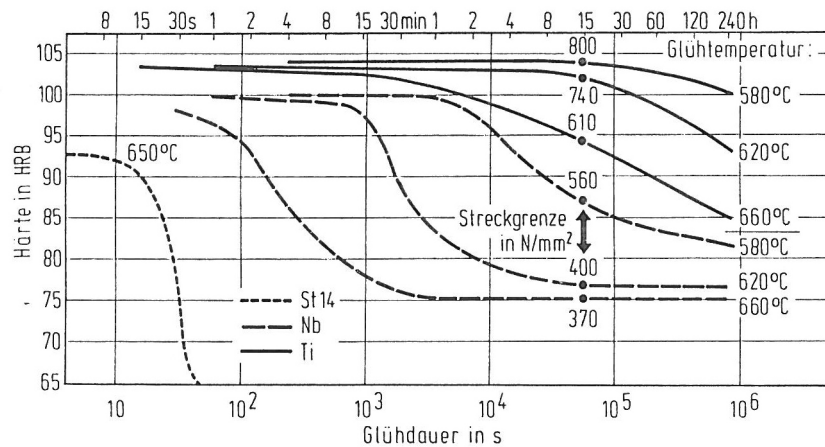


Abbildung 15 Einfluss der Glühtemperatur und -dauer auf die Rekristallisation von kaltgewalztem, mikrolegiertem Feinblech (ca. 0,08 % C, ca. 0,30 % Mn, 0,12 % Nb oder 0,18 % Ti, Kaltwalzgrad 50 %) [1]

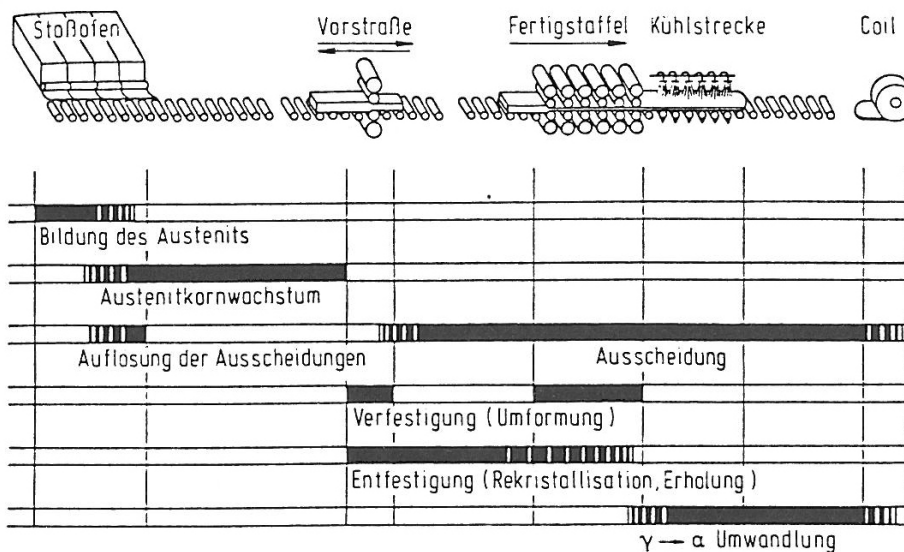


Abbildung 16 Stationen einer Warmbandstraße und zugehörige werkstoffkundliche Vorgänge bei der thermomechanischen Behandlung (frei nach [1])

- Beschleunigte Abkühlung mit feinkörniger Umwandlung des nicht rekristallisierten Austenits,
- Aushärtung des Ferrits während des Selbstanlassens des Coils,
- Vermeidung der Korn- und Ausscheidungsvergrößerung bei der Rekristallisationsglühung des Kaltbandes.

Weitere wirksame Verfestigungsmechanismen neben der Feinkornhärtung sind die Aushärtung durch die feinen, sehr harten Carbonitrid-Ausscheidungen sowie die Mischkristallverfestigung durch die Mikrolegierungselemente und insbesondere Mangan, wie für drei beispielhafte Stähle in **Abb. 17** gezeigt ist.

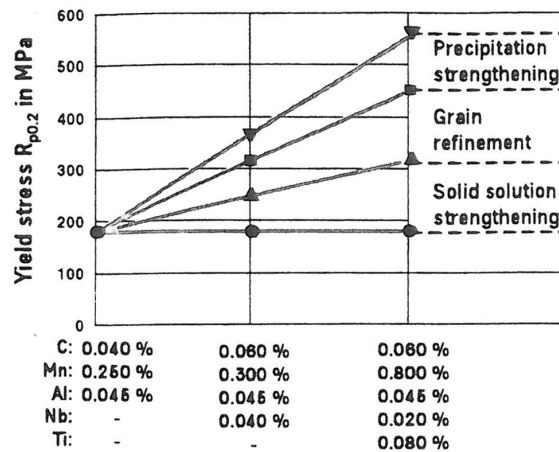


Abbildung 17 Verfestigungsmechanismen in haubengeglühten, kaltgewalzten, mikrolegierten Stählen [5]

In Anlehnung an einen technischen Werkstoff soll im Rahmen der Versuchsreihe der in **Tab. 2** und **3** spezifizierte Stahl untersucht werden.

Tabelle 2 Spezifikation der chemischen Zusammensetzung

Element	C	Si	Mn	Al	Ti	Nb	N
Gehalt [Gew.-%]	0,07	< 0,04	0,9	0,04	0,02	0,05	< 0,007

Tabelle 3 Spezifikation der mechanischen Kennwerte des geglühten Kaltbandes

R _m [MPa]	R _{p0,2} [MPa]	A ₅ [%]
500	350	25

3 Aufgabenstellung und Versuchsdetails

Als Teilnehmer des Praktikums wird von Ihnen erwartet, dass Sie den Versuch ‘Herstellung eines Gussstückes aus mikrolegiertem Stahl im Blockgussformat’ sowohl hinsichtlich des zugrundeliegenden Fachwissens, der Methodik sowie der ingenieurtechnischen Beurteilung erfassen und in schriftlicher Form festhalten.

Ihre Zulassung zum Praktikum wird am Schmelztag durch ein zwanzig minütiges Testat erteilt. Der schriftliche Test beinhaltet die Prozessschritte der Stahlherstellung wie sie in diesem Skript aufgelistet sind und zielt auf eine Überprüfung Ihres Verständnisses für den anschließenden Versuch ab. Bei Nichtbestehen des Testats kann Ihnen nachträglich eine Teilnahme am Praktikumsteil verweigert werden. Eine Nachprüfung ist möglich.

Der Praktikumsbericht umfasst nicht mehr als zwanzig, einseitig bedruckte DIN-A-4 Seiten (inklusive Anhang) und wird nach den in der ‘Allgemeinen Praktikantenrichtlinie der Technischen Universität Clausthal’ unter §5 a2.) und a6.) festgehaltenen Regeln verfasst (Siehe: http://www.tu-clausthal.de/hv/d5/vhb/system6/6_25_01.pdf). Ein Deckblatt ist anzufertigen. Ebenfalls Teil der schriftlichen Ausführung sind ein Inhaltsverzeichnis, sowie wenn nötig weitere Verzeichnisse.

Der Bericht soll die technische Relevanz der Versuchsreihe, den Versuchsablauf, verwendete Analysemethoden, überschlägige Berechnungen, eine detaillierte Ergebnispräsentation sowie eine Fehleranalyse und Verbesserungsvorschläge wiedergeben. Als Werkstofftechniker müssen Sie außerdem in der Lage sein, aufgrund vorliegender Daten wie der chemischen Analyse abschätzende Berechnungen zu Legierungsmittelzugaben und dem Abbrand (z.B. Sauerstoffgehalt) aufstellen zu können. Grundlagen der verwendeten Analysemethoden (Funktionsweisen etc.) oder anlagenspezifischen Komponenten (Vakuumtechnik, Induktionstechnik) werden für den Bericht als bekannt vorausgesetzt und sollen daher nicht im Detail erläutert werden.

Sie dürfen während des Versuches Fotos machen und sind dazu angehalten, während des Praktikums Notizen zu nehmen. Ordentliche Skizzen werden ausdrücklich gewünscht. Der Bericht ist spätestens zwei Wochen nach dem Schmelztag in einem Schnellhefter mit Klarsichtfront im IMET-Sekretariat 1 einzureichen.

Bei Rückfragen steht Ihnen Ihr Betreuer während des Versuches sowie an nachfolgenden Tagen unter den auf Seite 1 aufgeführten Kontaktdaten zur Verfügung.

Gutes Gelingen und Glück Auf.

Literaturverzeichnis

- [1] L. Meyer: *Optimierung der Werkstoffeigenschaften bei der Herstellung von Warmband und Kaltband aus Stahl*. Verlag Stahleisen, 1988
- [2] K.-H. Spitzer: *Erstarrungs- und Schmelzprozesse*. Vorlesung, Institut für Metallurgie, TU Clausthal, 2006
- [3] T. Rosenqvist: *Principles of Extractive Metallurgy*. McGraw-Hill, 1983
- [4] H. Jacobi: *Werkstoffkunde der Stähle I*. Vorlesung, Institut für Werkstoffkunde und Werkstofftechnik / Institut für Metallurgie, TU Clausthal, 2005
- [5] B. Engl: *Werkstoffkunde der Stähle II*. Vorlesung, Institut für Werkstoffkunde und Werkstofftechnik / Institut für Metallurgie, TU Clausthal, 2006