

Metallurgische Herausforderungen neuer Legierungskonzepte am Beispiel von
Induced Plasticity (IP) Stählen

Dipl.-Ing. Jakob Wiener, Lehrstuhl für Metallurgie, Montanuniversität Leoben, Franz-Josef-Straße 18, 8700 Leoben / Österreich

Dipl.-Ing. Dr. mont. Günter Gigacher, von 2002 bis 2005 am Lehrstuhl für Metallurgie, Montanuniversität Leoben, Franz-Josef-Straße 18, 8700 Leoben / Österreich

Dipl.-Ing. Susanne Penz, Lehrstuhl für Metallurgie, Montanuniversität Leoben, Franz-Josef-Straße 18, 8700 Leoben / Österreich

Ao. Univ. Prof. Dipl.-Ing. Dr. mont. Christian Bernhard, Leiter des Christian-Doppler-Laboratoriums für Metallurgische Grundlagen von Stranggießprozessen, Montanuniversität Leoben, Franz-Josef-Straße 18, 8700 Leoben / Österreich

Neu entwickelte hochmanganhaltige IP-Stähle stellen aufgrund der chemischen Zusammensetzung besondere Anforderungen an die Herstellung. In dieser Arbeit wird versucht einen Überblick über die metallurgischen Fragestellungen und die Forschungstätigkeiten des Lehrstuhls für Metallurgie, Montanuniversität Leoben, auf dem Gebiet von IP-Stählen in der Zeit unter der Leitung von Prof. Krieger zu geben.
The metallurgical challenges of new alloy concepts illustrated by Induced Plasticity (IP) steels.

Recent progresses in materials development of high manganese steels are due to their extraordinary chemical composition very demanding in the view of production. This work tries to give an overview on metallurgical questions and research activities in the field of IP-steels at the Chair of Metallurgy, Montanuniversität Leoben, during the supervision by Prof. Krieger.

Einleitung

Austenitische Stähle zeichnen sich durch exzellente Umformeigenschaften, ausgedrückt durch höchste Bruchdehnungen auf hohem Festigkeitsniveau aus. Diese Eigenschaften stellen ein großes Potential für den Einsatz in crash-relevanten Strukturbauteilen im Automobil dar. Neben den bekannten niedrig gekohlten und mit Nickel stabilisierten Austeniten, gibt es die Entwicklung Nickel durch kostengünstigeres Mangan und Kohlenstoff zu ersetzen. Die Kombination mit weiteren Legierungselementen, wie Aluminium und Silizium, ermöglicht die gezielte Einstellung der mechanischen Eigenschaften, die, im Zusammenspiel von Versetzungsgleiten und mechanischer Zwillingsbildung, als TWIP (TWinning Induced Placticity) Effekt beschrieben sind. Durch die verfestigende Zwillingsbildung werden Bruchdehnungen um 50% bei einer Festigkeit von 1000 MPa erreicht. Außerdem sind abhängig von der Stapelfehlerenergie die Verformungsmechanismen TRIP (Transformation Induced Placticity) und die homogene Scherbandbildung in der Literatur dokumentiert [1-5]. Die für diese Eigenschaften in Betracht gezogenen Fe-Mn-Al-Si-C Legierungen mit Mn-Gehalten bis 35 % (Gew.-%), Al-Gehalte bis 12%, Si bis 6% und C bis 1,5% stellen für die Herstellung dieser Stähle besondere Herausforderungen über den gesamten Prozessablauf dar. Ein Vergleich der Eigenschaften mit den wesentlichen Verfestigungsmechanismen und dem Beginn der Forschung ist in **Abb. 1** dargestellt.

Ein Ziel der strategischen Ausrichtung des Lehrstuhles für Metallurgie an der Montanuniversität Leoben durch Professor Krieger um 2001 war es, die gesamte Breite der Metallurgie der Herstellung neuer IP Legierungskonzepte zu forcieren. Hauptstoßrichtung der Forschung war seither auf primär- und sekundärmetallurgische Fragestellungen von hoch legierten IP Stählen einzugehen. Im Rahmen des Christian Doppler Labors für Metallurgische Grundlagen von Stranggießprozessen wurde das zentrale Kernthema rund um die Erstarrung platziert.

Mögliche Herstellrouten

Bei der Betrachtung möglicher Herstellrouten für die Erzeugung von IP-Stählen werden einleitend die wichtigsten Elemente und daraus abgeleitete Schlüsse für die Produktion gezogen. Basierend auf den grundlegenden Überlegungen des Produktionsweges wird in weiterer Folge auf Fragestellungen und Forschungstätigkeiten auf dem Gebiet der Sekundärmetallurgie, des Gießens und des Oberflächenverhaltens eingegangen.

Kohlenstoff

Kohlenstoff ist ein Schüsselement in IP-Stählen. Einerseits steigert dieses Element die Stapelfehlerenergie und erhöht die Stabilität des Austenits und andererseits verringert es die Schweißeignung und die Bearbeitbarkeit. Über den Kohlenstoffgehalt kann die Einstellung des Festigkeitsniveaus über eine große Bandbreite erfolgen. Dies zeigt sich auch in den unterschiedlichen Legierungskombinationen. Der schmelzmetallurgische Aufwand in der Herstellung hochmanganhaltiger Stähle hängt in starkem Ausmaß vom Kohlenstoffgehalt der zu erreichenden Analyse ab. Das Wissen über die Lage des Mn-C-O Gleichgewichtes kann die Antwort vieler verfahrenstechnischer und wirtschaftlicher Fragen sein [6]. So sind die kohlenstoffarmen IP-Legierungsvarianten, aus der Sicht der metallurgischen Herstellung, im Vergleich zu den hochkohligen IP-Varianten deutlich im Nachteil. Über den höheren Kohlenstoffgehalt können kostengünstigere Legierungsmittel

eingesetzt werden und gleichzeitig verbessert sich das Ausbringen des Legierungselementes Mangan.

Mangan

Mangan ist ein schwefel- und sauerstoffaffines Element, welches in den IP-Stählen zum Erreichen einer austenitischen Matrix legiert wird. Dieses Legierungselement beeinflusst durch sein positives Mikroseigerungsverhalten und der Bildung von Mangansulfiden die Eigenschaften des späteren Werkstoffbauteils nachhaltig. Zeiligkeiten können entstehen, die anisotrope Werkstoffeigenschaften zur Folge haben. Aufgrund der hohen Mengen an Mangan in IP-Stählen ist immer mit starken Endmischungen der Schmelzen bei der Verwendung von herkömmlichen Gießprozessen zu rechnen. Endabmessungsnahe Gießverfahren sind aus dem Blickwinkel des Seigerungsverhaltens solcher IP-Schmelzen zu bevorzugen. Die Verwendung kostengünstiger Manganträger ist gleichzeitig mit hohen Kohlenstoffgehalten verbunden. Werden also hochkohlenstoffhaltige Manganträger verwendet, so müssen diese, im Falle des Realisierens geringster Kohlenstoffgehalte im IP-Stahl, mit erhöhtem metallurgischen Aufwand unter abgesenkten CO-Partialdruck gefrischt werden. Ist eine solche Anlagenkonfiguration im Stahlwerk nicht verfügbar, müssen teurere kohlenstoffarme Manganeinsatzträger verwendet werden. Ein weiterer Aspekt ist der hohe Dampfdruck des Mangans, wodurch es zu beträchtlichen Abdampfverlusten besonders bei Vakuumprozessen kommt.

Aluminium

Aluminium ist ein sauerstoff- und stickstoffaffines Element, welches üblicherweise als Desoxidationselement nur in geringen Mengen legiert wird. Aufgrund der Beeinflussung der Stapelfehlerenergie und den daraus resultierenden Auswirkungen auf die Mikrostruktur und das Verformungsverhalten wird Aluminium in IP-Stählen bis zu mehreren Gewichtsprozenten legiert. Aluminium unterdrückt die martensitische Umwandlung und führt zur intensiven Bildung von Verformungszwillingen verstärkt bei abgesenkten Temperaturen. In verschiedenen Eisen-Aluminium Leichtbaustählen wird eine Dichtereduktion durch das Legieren von Aluminium erreicht. Dadurch ergeben sich ideale Voraussetzungen, um sowohl der Forderung nach Leichtbau, als auch exzellentem Crashverhalten Rechnung zu tragen.

Hohe Aluminiumgehalte bewirken aufgrund der stark ferritstabilisierenden Wirkung, dass sich die Austenitbereiche einengen können. Besonders ungünstig aus gießtechnischer Sicht sind peritektische Erstarrungsanteile, die durch das erhöhte Zulegieren von Aluminium entstehen können.

Silizium

Silizium beeinflusst die martensitische Phasenumwandlung und führt ohne Zusätze von Aluminium zur Bildung von feinen Martensitplatten in hochlegierten TRIP Stählen. Das Austenitgebiet wird durch Silizium eingeschnürt, und die Beeinflussung der Stapelfehlerenergie als gering beschrieben. Neben der Dichtereduktion sei auf die festigkeitssteigernde Wirkung hingewiesen.

Schwefel und Phosphor

Beide Elemente werden in der Stahlmetallurgie als Stahlschädlinge bezeichnet. Schwefel und Phosphor neigen während der Erstarrung zu starken Anreicherungen in der Schmelze, was zu tiefschmelzenden Phasen und der Bildung von Ausscheidungen führen kann. Phosphor wird unter anderem über das Legieren von

Mangan eingebracht und lässt sich in den heute technisch relevanten Prozessen der Sekundärmetallurgie nicht entfernen.

Eine sehr entscheidende Rolle für die wirtschaftliche Herstellung von IP-Stählen spielt das Mn-C-O-Gleichgewicht. Die Beschreibung dieses Zusammenhanges von Mn, C und O ist deshalb so relevant, da sich dadurch eine Reihe von wichtigen Feststellungen im Bezug auf die Herstellbarkeit von IP-Stählen ableiten lassen. Für die Metallurgie der hochlegierten IP-Stähle können aus der schematischen **Abb. 2** folgende Aussagen getroffen werden:

Gegen die unwirtschaftliche Mn-Verschlackung nützen:

- Hohe C-Gehalte in der Schmelze
- Hohe Prozesstemperaturen
- Niedrige CO-Partialdrücke
- Hohe MnO-Aktivitäten

Weiters:

- Legierungsvarianten mit niedrigen C-Gehalten bedürfen der Verwendung von nahezu C-freien Legierungsmitteln oder des Einsatzes von Frischaggregaten unter abgesenktem CO-Partialdruck
- Prozesse unter stark oxidierenden Bedingungen bei gleichzeitig hohem CO-Partialdruck sind für das Erzeugen hochmanganhaltiger Schmelzen wenig geeignet
- Hochkohlige IP-Varianten können mit geringerem metallurgischen Aufwand hergestellt werden als Legierungskonzepte mit geringem C-Gehalt.

Herstelllinien

Für die Herstellung von hochlegierten IP Stählen sind folgende Haupttrouten denkbar:

- Hochofen– LD-Stahlwerk – Manganvorschmelzen – AOD-Konverter / modifizierter LD-Konverter – Pfannenstand – Vakuumbehandlung – Gießen
- Hochofen– LD-Stahlwerk – AOD-Konverter / modifizierter LD-Konverter – Pfannenstand – Vakuumbehandlung – Gießen
- Hochofen(Manganerz) – LD-Stahlwerk – Pfannenstand – Vakuumbehandlung – Gießen
- Elektrolichtbogenofen– Konverter – Pfannenstand – Vakuumbehandlung – Gießen
- Vakuuminduktionsofen– Brammenblöcke gießen

Die weltweit bedeutendste Route der Stahlproduktion ist der Verfahrensweg über die Erzeugung Roheisen im Hochofen – Behandlung des Roheisens (Entschwefelung, evtl. Entsilizieren und Entphosphorung) – Frischen im Konverter – Sekundärmetallurgie (z.B. Pfannenofen und Vakuumbehandlung) – kontinuierliches Stranggießen [7].

Eine Möglichkeit kostengünstig Mangan in Form von Erzen, hochkohligen Ferromangan oder legiertem Schrott einzubringen, ist der Konverter, wo das Roheisen mit Sauerstoff zu Rohstahl verblasen wird. Um niedrige Phosphorgehalte zu erreichen, kann der Blasprozess zweistufig ablaufen. Dabei besteht die Möglichkeit, bei der ersten Blasestufe phosphorangereicherte Schlacke abzuziehen. Die manganhaltige Schmelze wird dann im nächsten Aggregat, dem Pfannenofen, auf die Endanalyse legiert.

Festzuhalten ist, dass die Verfahrensrouten Integriertes Hüttenwerk, **Abb. 3**, wenig vorteilhaft für die Herstellung von IP Schmelzen ist. Die größten Nachteile sind

einerseits die stark oxidierenden Verhältnisse im Frischkonverter und andererseits die geringe Heizleistung am Pfannenofen, um die hohen Legierungsbestandteile einzuschmelzen.

Als weiteres Stahlerzeugungsverfahren ist das Einschmelzen von Schrott, Legierungsmitteln und/oder direkt reduzierten Erzen im Elektrolichtbogenofen zu diskutieren. Für das Herstellen hochchromhaltiger Stähle ist diese Verfahrensroutenroute, **Abb. 4**, Elektrolichtbogenofen – AOD Konverter und/oder Vakuumfrischen im VOD Prozess der wichtigste Verfahrensweg [8].

In Anlehnung an die Erzeugung hochchromhaltiger korrosionsbeständiger Stähle erscheint auch die Herstellung der IP-Stähle über diese Verfahrensroutenroute realistisch. Besonders die Variabilität an Legierungsträgern als Einsatzstoffe im ELBO sei positiv vermerkt.

In den anschließenden Prozessschritten AOD und/oder VOD Prozess kann die Schmelze unter abgesenktem CO Partialdruck gefrischt werden, sodass ein hohes Ausbringen des Mangans gewährleistet ist. Zusätzlich kann durch das Ausreduzieren der Schlacke am Ende des Prozesses, Mn aus der Schlacke in das Stahlbad rückgeführt werden.

Die Vorteile dieser Verfahrensroutenroute sind also in erster Linie die Möglichkeiten des Mn-Einbringens über unterschiedliche Legierungsträger sowie die Verfahrenstechnik, um das Mn-Ausbringen zu optimieren.

Sekundärmetallurgische Aspekte

Im Rahmen eines KnetMET Projektes wurden in den letzten Jahren Untersuchungen zu Stahl-Schlacke-Feuerfest-Wechselwirkung und deren Auswirkung auf nichtmetallische Einschlüsse durchgeführt. Begleitet wurden diese Arbeiten durch einen systematischen Know-How Aufbau in der Mikroanalytik am Rasterelektronenmikroskop des Lehrstuhls.

In der Einleitung ist die große Bandbreite in der chemischen Analyse von IP-Stählen aufgezeigt. Daraus ergibt sich eine Vielzahl an Legierungsvarianten und damit einhergehend eine Vielzahl an wissenschaftlichen Aufgaben, deren Lösung die Grundlage für die künftige Produktion dieser Stähle bedeuten kann.

Als Legierungselement kann Aluminium nicht nur im Zusammenhang mit der Gefügeeinstellung, sondern auch bezogen auf die Herstellung eine große Bedeutung zu Teil werden. Liegen die Al-Gehalte von klassisch desoxidierten Güten bei rund 0,03 – 0,05 %, so gibt es bei diesen neuen Stählen Varianten mit bis zu 3% Al und darüber hinaus. Diese 100-fach höhere Konzentration beeinflusst die Bildung, Flotation und Abscheidung von nichtmetallischen Einschlüssen entscheidend. Untersuchungen zu Einschlüssen sind für die Herstellung, wobei hier besonders auf den Gießprozess hinzuweisen ist, und die Produktqualität essentiell.

Sauerstoff

Eine der wesentlichen Aufgaben der Sekundärmetallurgie ist der Abbau von gelöstem Sauerstoff im Zuge der Desoxidationsbehandlung. Aufgrund der besonderen Legierungslage der IP-Stähle und der eingeschränkten und teilweise widersprüchlichen Informationen in der Literatur [9] ergeben sich sehr klassische, metallurgische Fragestellungen, wie beispielsweise nach adäquaten Desoxidationsgleichgewichten und -schaubildern, die im Wesentlichen bereits beantwortet schienen. Die Sauerstoffaktivitäten, der Gehalt an gelöstem Sauerstoff sowie die gebildeten Desoxidationsprodukte werden an Legierungen, die in

Laboranlagen hergestellt werden, untersucht. Beispielhaft sei in **Abb. 5** ein Vergleich zwischen berechneten Sauerstoffgehalten und gemessenem Summensauerstoff gegenüber gestellt. Auffällig ist, dass, entgegen den Erwartungen aus thermodynamischen Gleichgewichtsrechnungen, in den Laborversuchen der Sauerstoffgehalt noch weiter abnimmt und Summensauerstoffwerte erreicht werden, die deutlich unter jenen von konventionell Aluminium beruhigten Güten liegen [10].

Schwefel

Aufgrund der Legierungslage der IP-Stähle mit hohen Gehalten an Mangan, Aluminium und Silizium ergeben sich extrem niedrige Sauerstoffaktivitäten und damit ideale Voraussetzungen für die Entschwefelung unter reduzierenden Bedingungen. Der Schwefelabbau könnte über Einspulen oder Einblasen schwefelaffiner Reagenzien sowie über Schlackenreaktionen stattfinden.

Stickstoff

Stickstoff, als stark Austenit stabilisierendes Element, wird in vielen hochlegierten Stählen auch aufgrund der positiven Auswirkung auf die Korrosionsbeständigkeit als gezieltes Legierungselement eingesetzt. Mangan erhöht die Stickstofflöslichkeit in ausgeprägtem Maße. Hohe Stickstoffgehalte können in Kombination mit Wasserstoff zu sogenannten „blowholes“ im Gussprodukt führen. Als Grenzwert für die Bildung dieser Gussfehler, die zu Ausschüssen führen, findet man in der Literatur Angaben von maximal 300 ppm Stickstoff [11]. Wie bereits erwähnt gibt es unterschiedliche Legierungskonzepte, die teilweise auch hohe Gehalte an Nitridbildnern, wie Aluminium, beinhalten. Aufgrund der vorherrschenden Aktivitätsverhältnisse kann es bereits im Flüssigen zur Bildung von Nitriden kommen. Die Morphologie der Einschlüsse ist abhängig von den lokalen Übersättigungsverhältnissen. **Abb. 6** zeigt REM Aufnahmen von Aluminiumnitriden in Gussproben von IP-Stählen. Die hellen Bereiche zwischen den AlN Teilchen sind Mangansulfide, die sich im Zuge der Erstarrung oder im Festen bilden. Die Form und damit auch die Auswirkungen auf das Produkt unterscheiden sich von den bisher in Flachprodukten bekannten Nitrid Einschlüssen [12,13].

Metallurgie des Gießens

Entmischungsvorgänge

Hochlegierte IP-Stähle können je nach Legierungskonzept primär austenitisch, ferritisch oder peritektisch erstarren und entsprechend umwandlungsfrei abkühlen oder weitere Phasenumwandlungen durchlaufen [14]. Die Phasenumwandlungen während der Anfangserstarrung sind dabei von entscheidender Bedeutung für das Verhalten der Stähle im Gießprozess. Eine große Herausforderung in Hinblick auf gleichmäßige Werkstoffeigenschaften stellt das Erreichen eines möglichst homogenen Gussproduktes dar. Die Hauptlegierungselemente der IP-Stähle neigen zu teils starker Entmischung während der Erstarrung. Als Beispiel kann hier die Entmischungsneigung von Mangan angeführt werden: Mangan reichert sich im Allgemeinen auf mikroskopischer Ebene zwischen den Dendritenstämmen an. Bedingt durch Strömungen wird die angereicherte Restschmelze in Richtung Blockzentrum transportiert, es entsteht eine Konzentrationsanreicherung auf makroskopischer Ebene. Zunehmende Mangangehalte erhöhen die Neigung zur Bildung von Härtegefügen, weshalb sich Zentrumsseigerungen negativ auf die Verformbarkeit des Werkstoffs auswirken können.

Zur Untersuchung des Seigerungsverhaltens von IP-Stählen wurden am Lehrstuhl für Metallurgie Abgießversuche in einem Vakuuminduktionsofen durchgeführt [15]. Das Schmelzgewicht betrug dabei rund 10 kg. Die abgegossenen Blöcke wurden anschließend zerteilt. Eine 10 mm dicke, horizontal liegende Scheibe aus der Mitte des Blocks wurde metallografisch und analytisch untersucht. Die Mikrostruktur wurde optisch beurteilt und die Konzentrationsverteilung von Elementen mittels Mikrosonde bestimmt.

Abb. 7 zeigt schematisch den abgegossenen Block und die Lage der analysierten Schliffe im Block. Daneben ist die mit einer Mikrosonde bestimmte Konzentrationsverteilung von Mangan nahe der Oberfläche und im Zentrum dargestellt. Die Anreicherung von Mangan zwischen den Dendriten ist deutlich zu erkennen. Die erhöhten Kühlraten nahe der Oberfläche bewirken eine feinere Struktur, verringerte Rückdiffusionswege und führen deshalb auch zu geringeren Anreicherungen.

Zunehmende Erstarrungsgeschwindigkeiten werden deshalb immer wieder als Möglichkeit angeführt, die Entmischungsneigung von Mangan durch die Erzeugung einer feineren Mikrostruktur zu vermindern [16]. Deshalb wurde auch mehrfach die Eignung von IP-Stählen für das Dünnbandgießen [18] und für das DSC (Direct Strip Casting)-Verfahren untersucht [16,17]. In letzterem Fall wird neben dem Fehlen von Gießpulver und der Erstarrung unter Schutzgas auch die Möglichkeit einer ausreichenden Verformung zur Erzielung feiner Körner als wichtig erachtet [17]. Von anderen Autoren wird die fehlende Warmverformung beim Dünnbandgießen als besonders vorteilhaft gesehen, weil dadurch die selektive Oxidation entlang von Korngrenzen, ein potentieller Grund für die Bildung von Oberflächenrissen, wegfällt [18]. Auf die Thematik der Verzunderung von IP-Stählen wird im Weiteren noch eingegangen werden.

Am Christian Doppler - Labor für „Metallurgische Grundlagen von Stranggießprozessen“ wurden in den letzten Jahren ebenfalls Untersuchungen über die Eignung von IP-Stählen für den Dünnbandgießprozess durchgeführt. **Abb. 8** zeigt eine Primärätzung eines IP-Stahls der auf der Oberfläche eines Kupfersubstrats innerhalb weniger Zehntel Sekunden erstarrt ist. Aus der Kontrastierung der Primärätzung ist erkennbar, dass es bei einer beschleunigten Abkühlung zur Ausbildung einer gerichtet dendritischen Struktur kommt und sich seigernde Elemente zwischen den Dendriten anreichern. Das Gefüge ist trotz der hohen Abkühlgeschwindigkeiten austenitisch. Innerhalb der großen Bandbreite an Stahlzusammensetzungen von IP-Stählen ergeben sich Bereiche mit guter Eignung für den Dünnbandgießprozess.

Hochtemperaturwerkstoffeigenschaften und Rissempfindlichkeit

Das Hochtemperaturwerkstoffverhalten und Rissempfindlichkeit von IP-Stählen wurde am Christian Doppler - Labor für „Metallurgische Grundlagen von Stranggießprozessen“ vergleichend mit niedrig legierten Stählen (Ultra Low Carbon Stahl ULC, Elektrobandstahlgüte ES, hochfeste niedrig legierte Stahlgüte HSLA) untersucht [19-22]. Die Ergebnisse können wie folgt zusammengefasst werden:

- Die mechanischen Eigenschaften und auch die Rissempfindlichkeit hängen stark von der Stahlzusammensetzung ab. Innerhalb des breiten Spektrums an IP-Stählen ergeben sich sehr unterschiedliche Eigenschaftsprofile
- Für einen X50MnAl 25 1 liegt die Festigkeit einer erstarrenden Strangschale nach 24 Sekunden Erstarrung rund 60 % höher als bei einem üblichen hochfesten Baustahl, allerdings durchaus im Bereich höherkohligter Stähle, **Abb. 9** [21,22]
- Auch die Heißrissempfindlichkeit des X50MnAl 25 1 ist mit jener von höherkohligten Stählen zu vergleichen und liegt allerdings deutlich über jener eines hochfesten Baustahls, **Abb. 10** [19,22]

Aus den durchgeführten Untersuchungen konnte abgeleitet werden, dass das konventionelle Vergießen von IP-Stählen prinzipiell möglich sein sollte [22]. Dies würde allerdings eine spezielle Gießpulverauswahl erfordern [20]. Ob die zu erwartenden Zentrumsseigerungen durch eine Softreduktion ausreichend kontrolliert werden können, um die notwendigen Werkstoffeigenschaften sicherzustellen, ist unklar. Hier könnten schnelle Erstarrungsprozesse deutliche Verbesserungen bringen.

Verzunderungsverhalten von IP-Stählen

In den an das Gießverfahren folgenden Umform- und Wärmebehandlungsschritten spielt das Oberflächenverhalten in unterschiedlichen Atmosphären und Temperaturbereichen eine wichtige Rolle. Um hierzu neue Erkenntnisse zu gewinnen, wurde angestrebt, mittels thermogravimetrischer Analysen das Verzunderungsverhalten unterschiedlicher IP-Legierungen aus dem Vierstoffsystem Fe-Mn-Al-Si zu untersuchen. Die am Lehrstuhl für Metallurgie zur Verfügung stehende Thermowaage bietet die Möglichkeit, die Massenänderung einer Probe und damit die sich bildende Zunderschicht bei einer bestimmten Temperatur und Atmosphäre über die Zeit zu verfolgen. Zu Beginn des Versuchsprogramms wurden im Induktionsofen erschmolzene Fe-Mn Legierungen, mit Mn-Gehalten zwischen 5 % und 30 %, untersucht.

Um gleichmäßige Strömungsbedingungen sowie eine möglichst große Kontaktfläche zwischen Probe und umgebender Atmosphäre zu schaffen, wurde eine eigene Probenhalterung konzipiert, bei welcher durch eine spezielle Aufhängung der Probenplättchen eine gleichmäßige Verzunderung an beiden Seiten der Probe erreicht wird. Grundsätzlich besteht jeder Versuch aus einer Aufheizphase unter Schutzgasatmosphäre, wodurch eine Verzunderung vor der eigentlichen Versuchsphase so weit als möglich verhindert werden soll. Nach Erreichen der Versuchstemperatur (zwischen 900 °C und 1200 °C) folgt eine Halteperiode unter Einleitung von synthetischer Luft in den Ofenraum. **Abb. 11** zeigt beispielhaft das Verzunderungsverhalten bei variiertem Mn-Gehalt bei 900 °C und einem konstanten Luftstrom über eine Dauer von 30 Minuten. Es ist ersichtlich, dass sich, wie auch in der Literatur [23,24] beschrieben, ein erhöhter Mn-Gehalt positiv auf das Verzunderungsverhalten auswirkt. Eine leichte Massenzunahme schon während der Aufheizphase kann aufgrund der Anlagenkonfiguration nicht zur Gänze vermieden werden. Die für die Auswertung relevante Massenänderung, in **Abb. 11** mit Δm_{eff} bezeichnet, beginnt mit dem Gasumschaltzeitpunkt. Die aufgebauten Zunderschichten wurden metallographisch aufbereitet und unter dem Lichtmikroskop auf ihre Schichtdicke analysiert, sowie im Rasterelektronenmikroskop auf die Zusammensetzung der Schichten untersucht. Je nach verwendetem Temperatur-

Zeit-Programm ergeben sich deutliche Unterschiede im Schichtaufbau. Die Auswirkungen des Zunders in den einzelnen Prozessschritten werden neben der Dicke durch die chemischen und physikalischen Eigenschaften der Schicht bestimmt. In einer weiterführenden Arbeit wird derzeit, aufbauend auf die Ergebnisse aus dem Zweistoffsystem Fe-Mn, der Einfluss einer zusätzlichen Al-Zugabe in unterschiedlichen Anteilen untersucht. Das Oberflächenverhalten bestimmter Legierungen hat sich über die Jahre, unter anderem auch durch Bakkalaureats- und Diplomarbeiten [25], zu einem wichtigen Forschungsthema am Lehrstuhl für Metallurgie entwickelt und wird auch in Zukunft ein Teil der Forschungs- und Projektlandschaft sein.

Zusammenfassung

In der vorliegenden Arbeit wurden die Entwicklungstrends in der Stahlwerkstoffentwicklung aufgezeigt. Mit den Legierungskonzepten der IP-Stähle sind hohe Festigkeiten bei außergewöhnlich gutem Verformungsverhalten zu realisieren. In **Abb. 12** sind, basierend auf einer TRIP-Variante, die Legierungskosten zur Erreichung der chemischen Analysen gewisser IP-Stahl-Varianten gegenüber den mechanischen Eigenschaften (Zugfestigkeit mal Bruchdehnung) aufgetragen. Interessant sind jene IP Legierungsvarianten, die bei gleichen Kosten das Eigenschaftsoptimum erreichen.

Neue Legierungskonzepte, wie in diesem Artikel am Beispiel der IP-Stähle gezeigt wird, liefern ein breites metallurgisches Forschungsfeld, in dem auf universitärer Ebene in Zusammenarbeit mit der Industrie, wesentliche Fragen der Herstellbarkeit vor einer großtechnischen Umsetzung geklärt werden können.

Literatur:

- 1 Kim, Y. G., T. W. Kim and S. B. Hong: High-strength formable automotive structural steel, 26th International Symposium on Automotive Technology and Automation, Aachen, Germany, (1993), 269-276.
- 2 Cornette, D., P. Cugy, A. Hildenbrand, M. Bouzekri and G. Lovato: Ultra high strength FeMn TWIP steels for automotive safety parts, *Revue de Métallurgie* 102 (2005), 12, 905-918.
- 3 Scott, C., S. Allain and M. Faral: The development of a new Fe-Mn-C austenitic steel for automotive applications, *Revue de Métallurgie* 103 (2006), 6, 293-302.
- 4 Frommeyer, G. und U.Brüx: Microstructures and mechanical properties of high-strength Fe-Mn-Al-C light-weight TRIPLEX steels. *Steel Research International* 77 (2006), 9-10, 627-633.
- 5 Vercammen, S., B. Blanpain, B. C. De Cooman und P. Wollants: Cold rolling behaviour of an austenitic Fe-30Mn-3Al-3Si TWIP-steel: the importance of deformation twinning, *Acta Materialia* 52 (2004), 7, 2005-2012.
- 6 Mukai, K. und A. Uchida: Effects of carbon, cobalt, nickel, silicon, titanium, and vanadium on the activity coefficient of manganese in liquid iron alloys, *Tetsu-to-Hagane* 60 (1974), 3, 325-336.
- 7 Krieger, W.: 50 Years LD Steelmaking – 50 Years of Innovation, 4th European Oxygen Steelmaking Conference, Graz, 12.-15. Mai 2005, 3-19.
- 8 Eberle, A. F. und W. Gebbert: La fabrication d`acier á l`oxygene – apercu historique et perspectives d`avenir, *Revue de Métallurgie*, 102 (2005), 1, 33-49.
- 9 Hino, M. und F. Ishii: Deoxidation equilibrium of high alloyed steel, *phys. stat. sol.*, 167 (1998), 2, 365-372.

- 10 Dekkers, R., B. Blanpain, P. Wollants, F. Haers, C. Vercruyssen und B. Gommers: Non-metallic inclusions in aluminium killed steels, *Ironmaking and Steelmaking*, 29 (2002), 6, 437-444.
- 11 Kuyucak, S.: Nitrogen problem in austenitic manganese steels, 103rd Annual Meeting of the Foundrymen's Society 1999, Rosemont, IL, 375-381.
- 12 Cheng, L. M., E. B. Hawbolt und T. R. Meadowcroft: Dissolution and coarsening of aluminium nitride precipitates in low carbon steel – Distribution, size and morphology, *Canadian Metallurgical Quarterly*, 39 (2000), 1, 73-86.
- 13 Wilson, F. G. und T. Gladman: Aluminium nitride in steel, *International Materials Reviews*, 33 (1998), 5, 221-286.
- 14 Gigacher, G.: Erstarrungsverhalten hochmanganhaltiger Stähle, Thermo-Calc Anwendertreffen, Aachen, Deutschland, Juni 2005.
- 15 Potesser, M.: Lehrstuhl für Metallurgie, Interne Präsentation, 25.3.2004.
- 16 Kross, et al.: Energiesparende Herstellung von Leichtbaustählen nach dem DSC-Verfahren, Schlussbericht BMWA 0327289A, Juni 2004.
- 17 Schäperkötter, M., H. Eichholz, J. Kross, M. Niemeyer, R. Schmidt-Jürgensen und K.-H. Spitzer: Direct Strip Casting (DSC) – An Option for the Production of HSD Steel Grades, 1st International Conference on Super High Strength Steels, Rom, 2005, 1-12.
- 18 Ha, M., W.-S Kim, H.K Moon, B.J Lee und S. Lee: Analysis and Prevention of Dent Defects Formed during Strip Casting of Twin-Induced Plasticity Steels, *Met. Trans.* 39A (2008), 1087-1097.
- 19 Gigacher, G., C. Bernhard und W. Kriegner: Herstellung und Vergießbarkeit moderner Stähle für den Automobilbau, *BHM*, 148 (2003), 11, 460-465.
- 20 Gigacher, G., C. Bernhard und W. Kriegner: Eigenschaften hochmanganhaltiger Stähle unter stranggießähnlichen Beanspruchungen, *BHM*, 149 (2004), 3, 112-117.
- 21 Gigacher, G., R. Pierer und C. Bernhard: High temperature properties and crack susceptibility of new steels for automotive purposes, *Computational Methods and Experimental Measurements in Materials Characterisation 2005*, Portland, USA, 2.-4. November 2005, 163-174.
- 22 Gigacher, G., R. Pierer, J. Wiener and C. Bernhard: Metallurgical Aspects of Casting High-Manganese Steels, *Advanced Engineering Materials*, 8 (2006), 11, 1096-1100.
- 23 Schönbauer, G. und H. Trenkler: Einfluss und Verhalten von Kupfer, Nickel, Schwefel und Mangan bei Verzunderung von Stahl, *Radex Rundschau* (1971), 5, 577-590.
- 24 Rahmel, A. und W. Schwenk: Korrosion und Korrosionsschutz von Stählen, Verlag Chemie, Weinheim, New York, 1977.
- 25 Mraczek, K.: Untersuchung zur Ausbildung von Zunderschichten hochlegierter Stähle in Abhängigkeit unterschiedlicher Prozessrouten, Diplomarbeit, Montanuniversität Leoben, 2002.

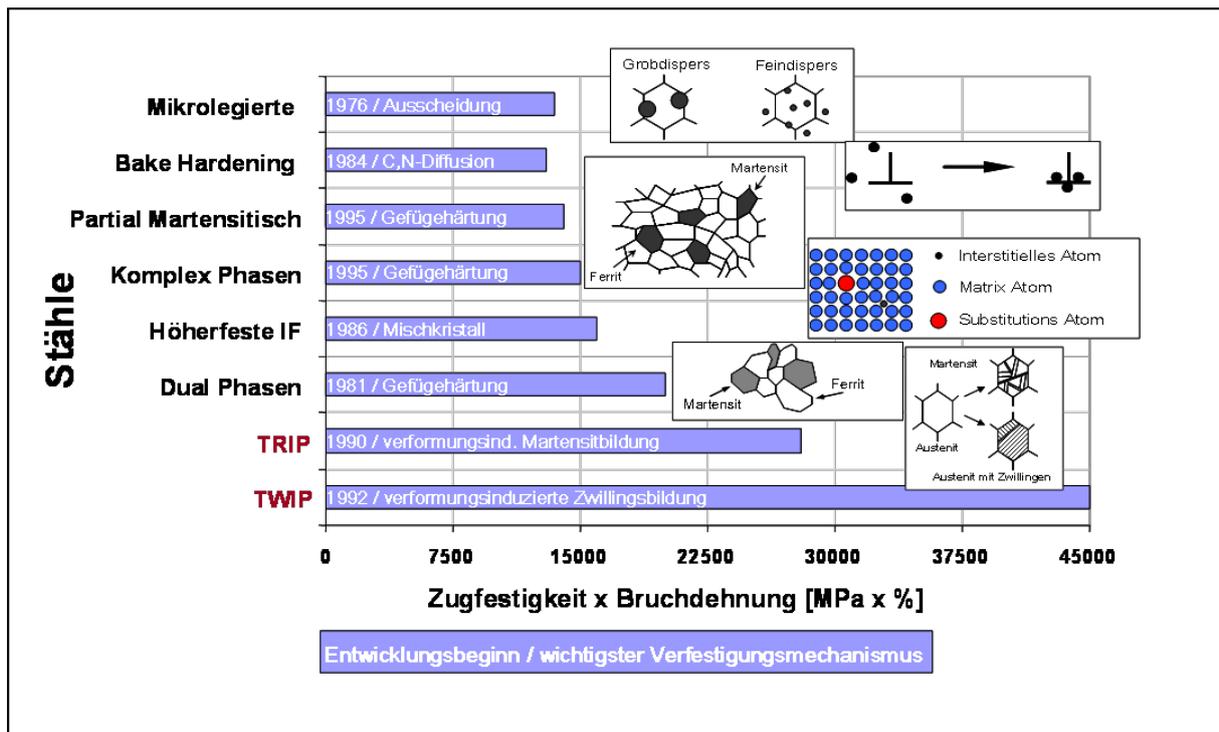


Abb.1: Entwicklungslinien in der Stahlwerksforschung von Karosseriestählen.

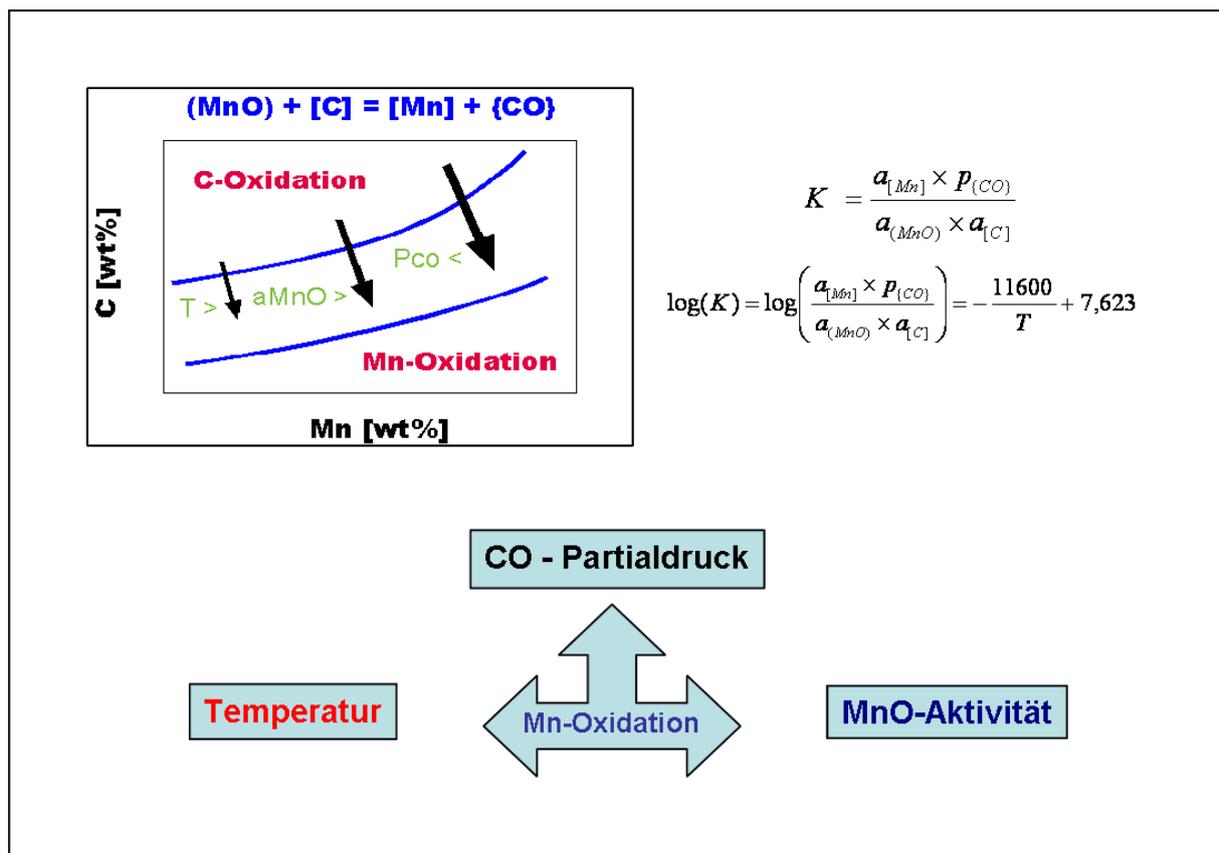


Abb.2: Einflussfaktoren auf das Mn-C-O-Gleichgewicht nach Mukai und Uchida [6].

Integriertes Hüttenwerk

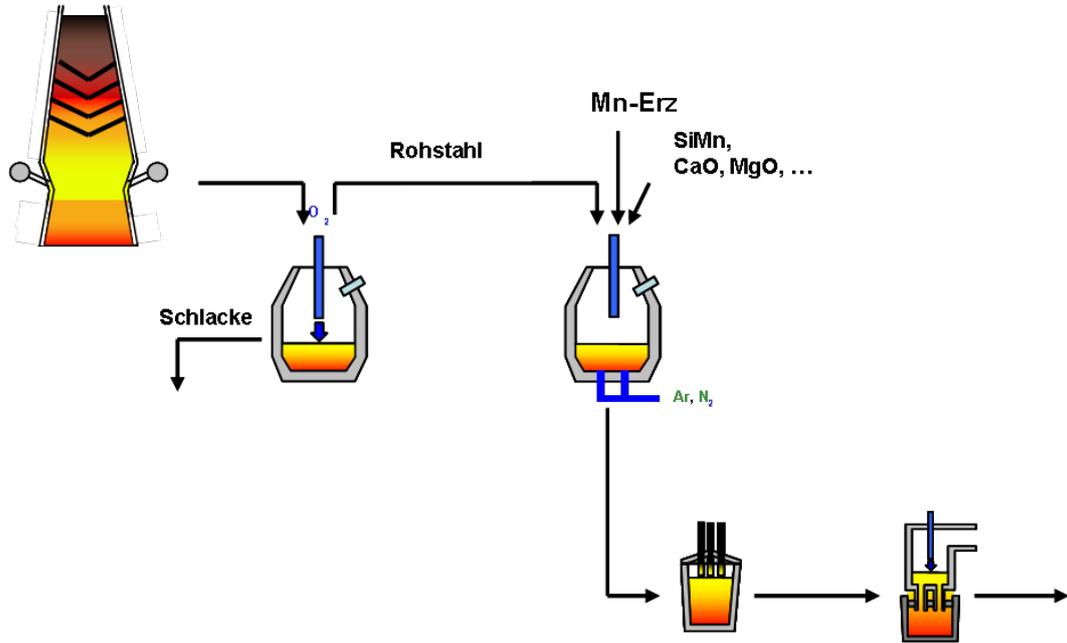


Abb.3: Mögliche Herstellroute „Integriertes Hüttenwerk“.

Elektrostahlwerk

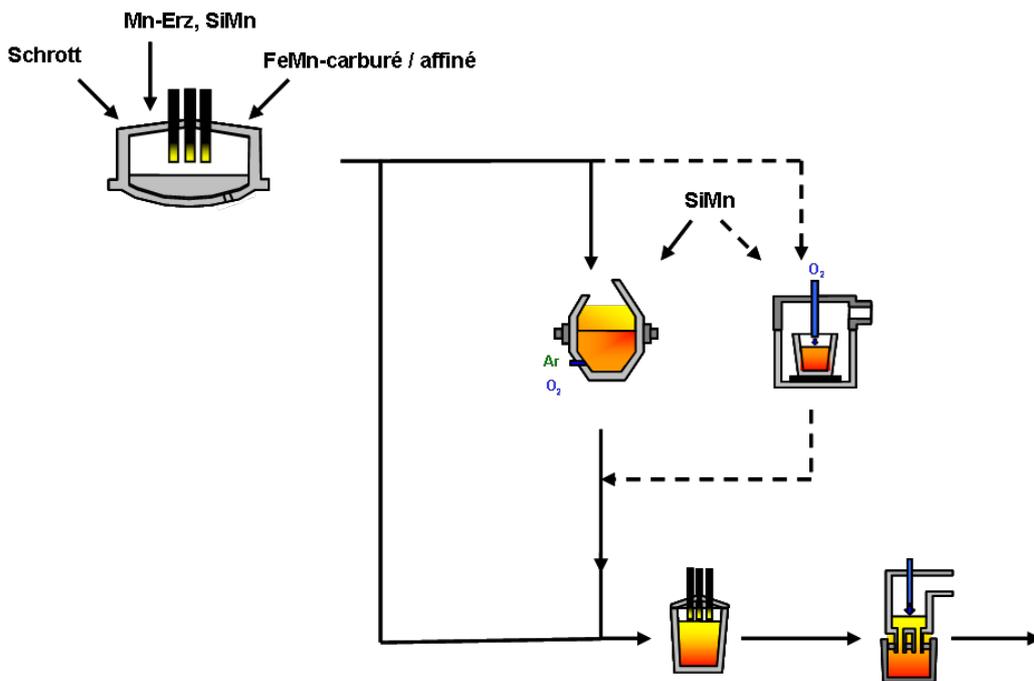


Abb.4: Mögliche Herstellroute „Elektrostahlwerk“.

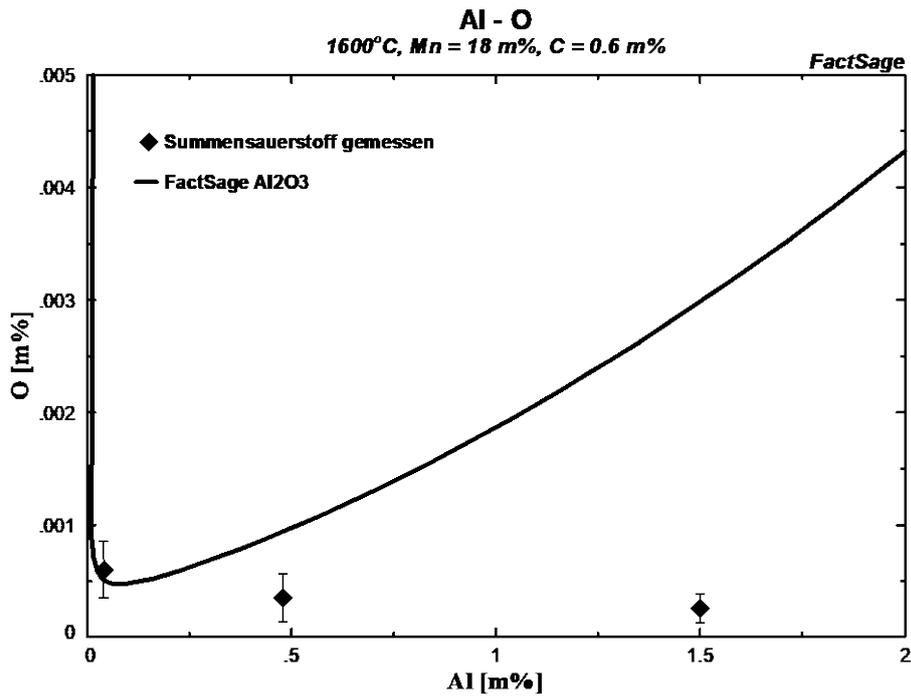


Abb.5: Berechnete und gemessene Sauerstoffgehalte.

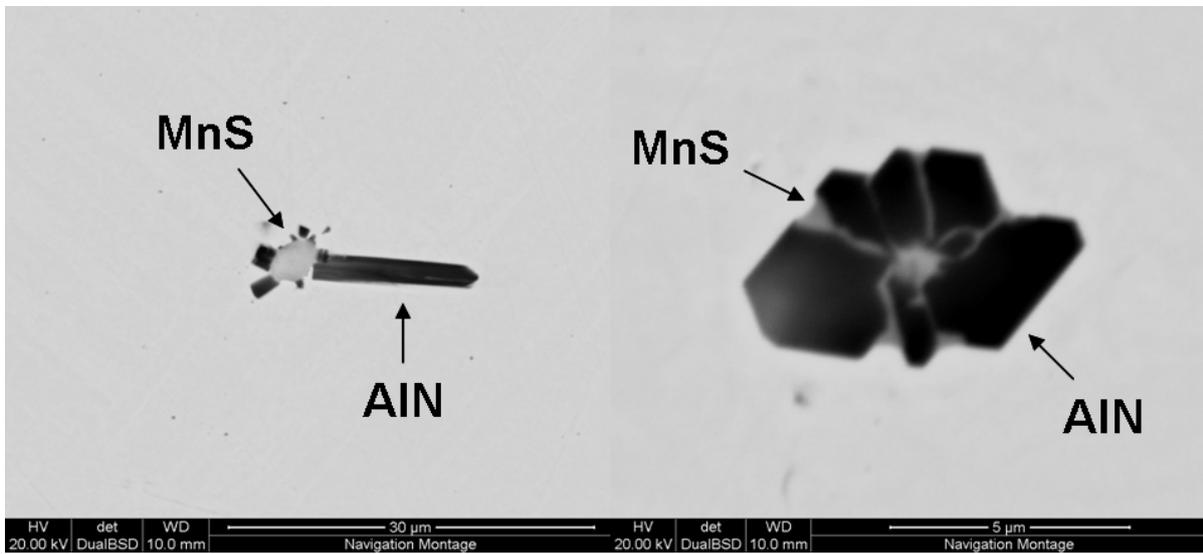


Abb.6: ALN Einschlüsse aus TWIP Stahlproben – Gusszustand.

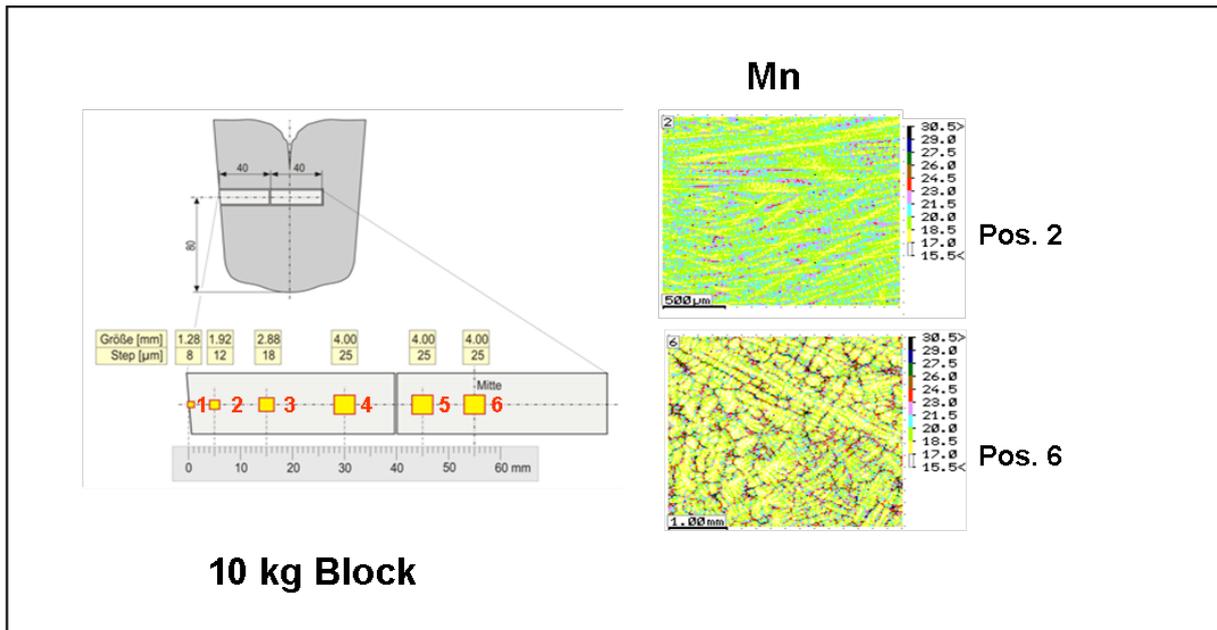


Abb.7: Rand- und zentrumsnahe Elementverteilung von Mangan in einem Gussblock einer TWIP-Legierung.



Abb.8: Primärätzung eines IP-Stahls unter dünnbandähnlichen Erstarrungsbedingungen.

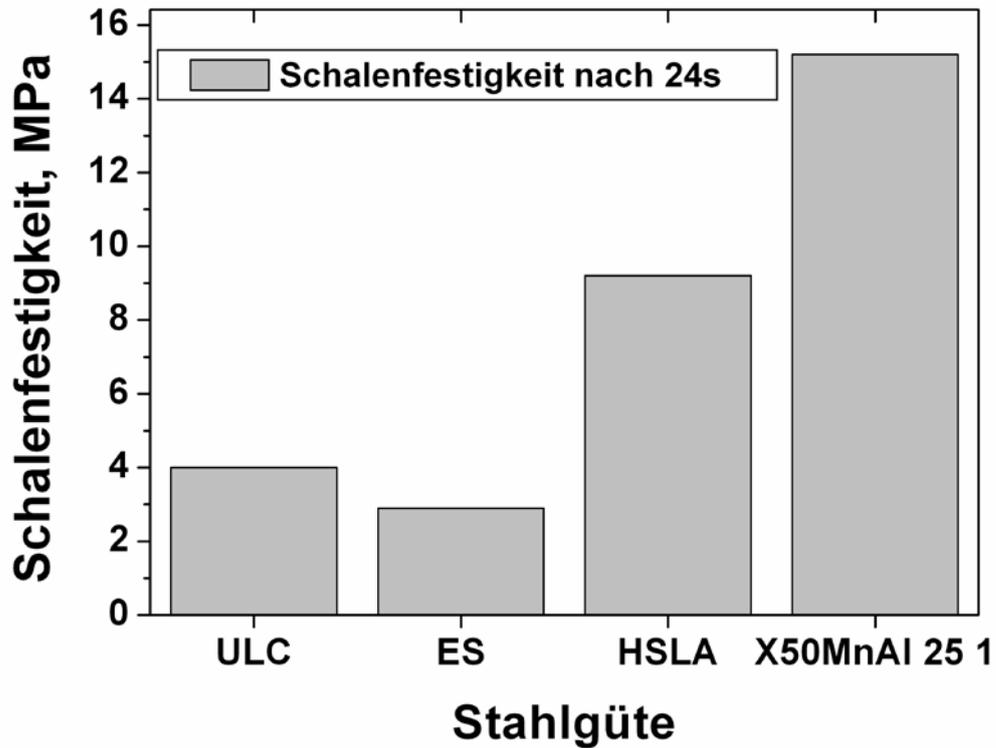


Abb.9: Schalenfestigkeit einer TWIP Legierung im Vergleich mit niedrig legierten Stählen.

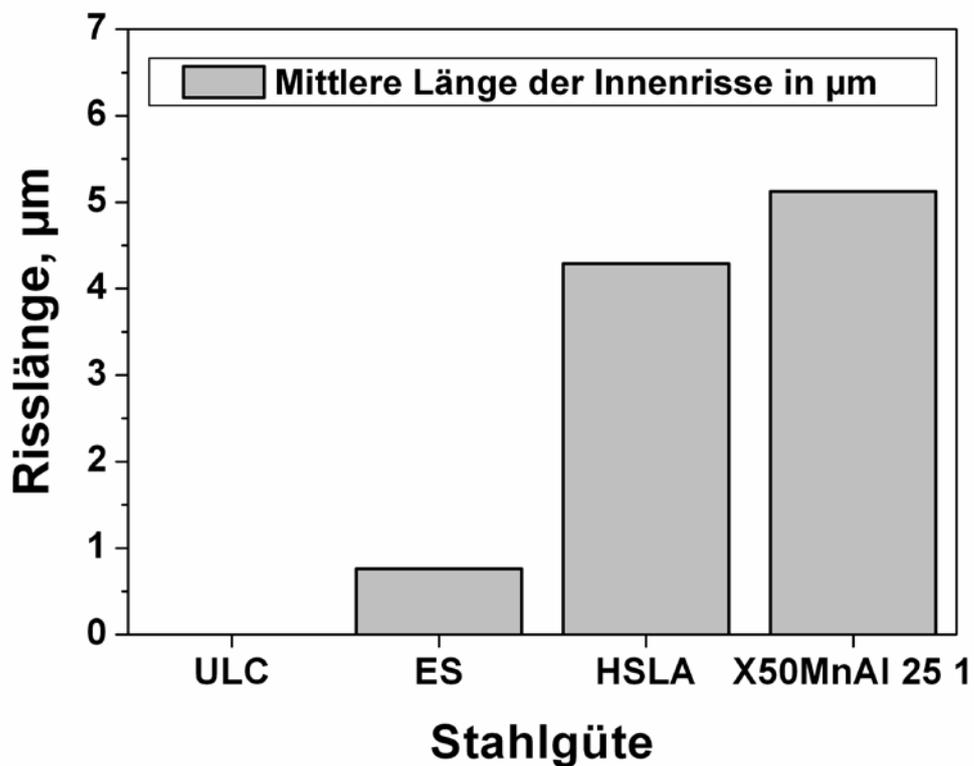


Abb.10: Auswertung von Innenrisse in SSCT-Prüfkörpern einer TWIP Legierung verglichen mit niedrig legierten Stählen.

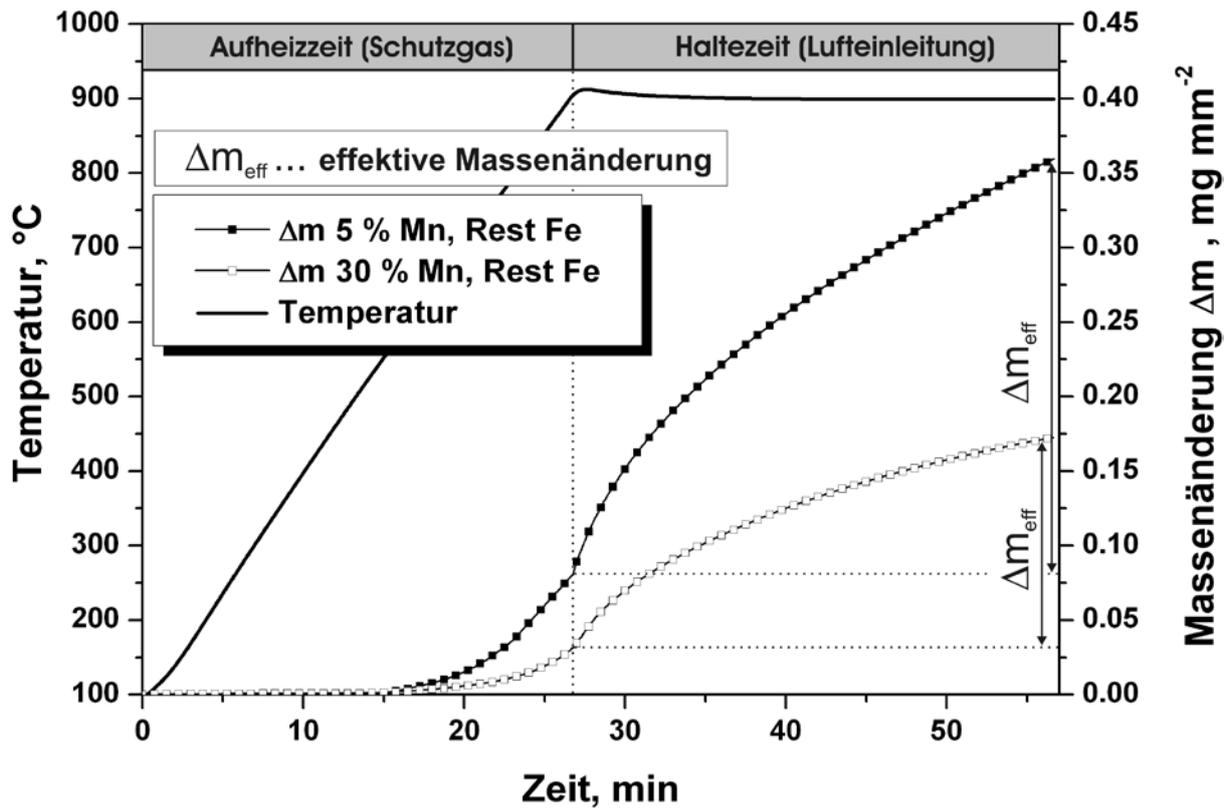


Abb.11: Verzunderungsverhalten von Fe-Mn-Legierungen.

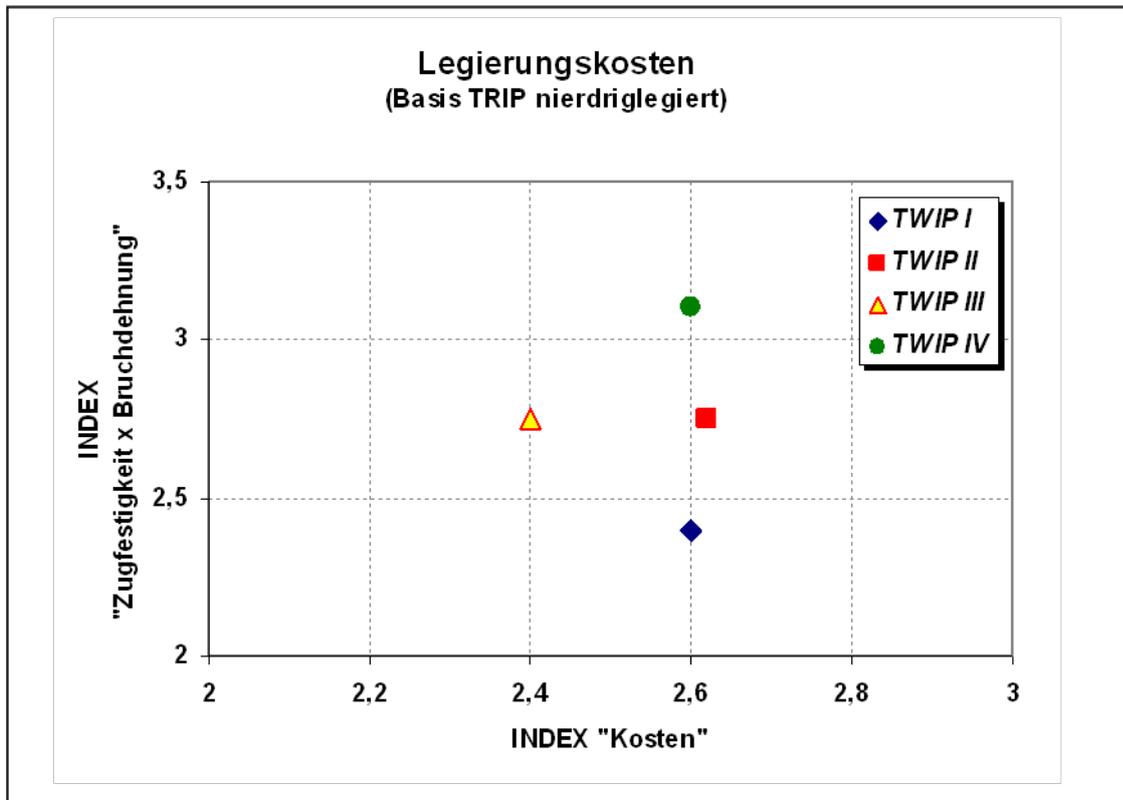


Abb.12: Vergleich der Legierungskosten unterschiedlicher TWIP Stähle in Zusammenhang mit mechanischen Eigenschaften.