



G. Gigacher, Ch. Bernhard und W. Kriegner

**Herstellung und Vergießbarkeit moderner Stähle  
für den Automobilbau**

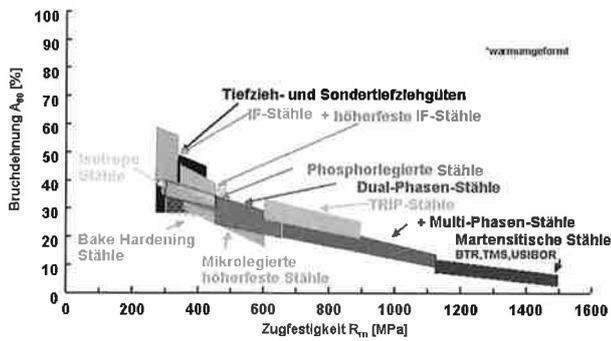


Abb. 1. Stähle im Automobilbau

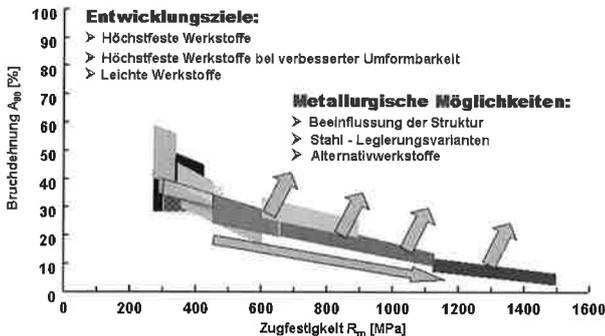


Abb. 2. Tendenzen der Werkstoffentwicklung

In Abb. 1 sind eine Reihe von Stählen, die im Automobilbau eingesetzt werden, dargestellt. Das Spektrum reicht von sehr gut tiefziehbaren IF-Sorten (Interstitial Free), die niedrige Festigkeiten bei hoher Bruchdehnung aufweisen, bis hin zu Werkstoffen, die sich durch ein martensitisches Gefüge mit hohen Festigkeiten, aber geringer Bruchdehnung auszeichnen.

Abbildung 2 zeigt die Zielsetzungen in der Werkstoffentwicklung zu höchstfesten Güten, zu höchstfesten Güten mit verbesserter Umformbarkeit und zu Werkstoffen mit geringerer Dichte. Dies kann durch die gezielte Beeinflussung der Struktur, durch geeignete Stahl- bzw. Legierungsvarianten oder durch Alternativwerkstoffe realisiert werden.

Ein vielversprechender Ansatz zum Ausbrechen aus dem ersichtlichen Zusammenhang zwischen Zugfestigkeit und Bruchdehnung ist die umwandlungsinduzierte Plastizität. Das dehnungsinduzierte Umwandeln von metastabilem Restaustenit zu Martensit wird TRIP-Effekt (TRansformation Induced Plasticity) genannt. Eine virtuell kleine Einschnürung führt zu einer lokalen Spannungs- und Dehnungskonzentration und dadurch wandelt der Restaustenit in diesem Bereich bevorzugt um. Dies führt zu einem überproportionalen Anstieg der Festigkeit und somit insgesamt zu einer Stabilisation des Werkstoffs<sup>5</sup>. Die TRIP-Stähle zeichnen sich daher durch hohe Bruchdehnungen auf hohem Festigkeitsniveau aus.

Ein weiterer Effekt ist die dehnungsinduzierte Zwillingsbildung bei austenitischen Werkstoffen – TWIP-Effekt (TWinning Induced Plasticity).

Die Zwillingsbildung des austenitischen Gefüges führt zu außerordentlichen Bruchdehnungen bei anspruchsvollen Festigkeiten<sup>6</sup>.

In Abb. 3 sind Ergebnisse aus der Literatur und aus Vorversuchen (Laborschmelzen) eingetragen. So können mit hochlegierten TRIP/TWIP-Stählen Zugfestigkeiten von 600 bis 1000 MPa und Bruchdehnungen von

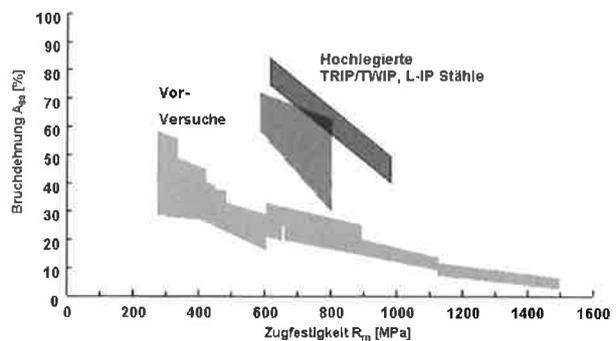


Abb. 3. Potenzial von hochlegierten TRIP-, TWIP- und L-IP-Stählen<sup>6-8</sup>

40 bis 90 % erreicht werden<sup>6-8</sup>. Die erstaunlichen und vielversprechenden mechanischen Eigenschaften sind eine Kombination aus den beschriebenen Effekten (TRIP, TWIP) und der speziellen Auswahl an Legierungselementen.

In Tabelle 1 sind die Legierungskonzepte moderner Stähle im Automobilbau festgehalten<sup>6-8</sup>. Eine wichtige Größe bei hochlegierten TRIP- und TWIP-Stählen ist die Stapelfehlerenergie. Die Höhe der Stapelfehlerenergie ist dafür ausschlaggebend, ob ein Zwilling im Austenit gebildet wird oder eine martensitische Phasenumwandlung vom Austenit zum Martensit stattfindet. Für Stapelfehlerenergien kleiner als ca. 20 mJ/m<sup>2</sup> erfolgt nach<sup>9</sup> bei mechanischer Beanspruchung eine martensitische Phasenumwandlung. Bei Stapelfehlerenergien zwischen 20 und 40 mJ/m<sup>2</sup> findet nach<sup>10</sup> eine Zwillingsbildung statt.

Tabelle 1. Legierungskonzepte und Eigenschaften alternativer Leichtbaustähle<sup>6-8</sup>

|                       | C [wt %] | Mn [wt %] | Al [wt %] | Si [wt %] | Mikrolegierungselemente | R <sub>m</sub> [MPa] | A <sub>80</sub> [%] |
|-----------------------|----------|-----------|-----------|-----------|-------------------------|----------------------|---------------------|
| TRIP HSLA             | 0,15–0,4 | 0,5–2     | < 2       | < 2       | keine                   | 600–900              | 20–35               |
| TRIP/TWIP hochlegiert | 0–1,6    | 15–35     | < 7       | < 4       | keine                   | 600–1000             | 40–90               |
| Fe-Al-Leichtbaustahl  | < 0,015  | < 0,3     | < 8,5     | < 0,3     | B, Ti, Nb               | 400–500              | 30–40               |

Die Stapelfehlerenergie kann nach<sup>11</sup> basierend auf einem thermodynamischen Ansatz wie folgt berechnet werden:

$$\gamma = 2Q_A \Delta G^{\gamma \rightarrow \epsilon} + 2\sigma^{\gamma \rightarrow \epsilon} \quad (1)$$

$\gamma$  Stapelfehlerenergie des Stahles

$\Delta G^{\gamma \rightarrow \epsilon}$  Differenz der Gibbs'schen freien Enthalpie der  $\gamma$ -Phase und  $\epsilon$ -Phase

$Q_A$  Planare Packungsdichte der dichtest gepackten Ebene

$\sigma^{\gamma \rightarrow \epsilon}$  Kohärente Grenzflächenenergie zwischen  $\gamma$  und  $\epsilon$

Durch die gezielte Legierungsauswahl (Mn, Al, C, Si) und in Abhängigkeit der Temperatur können die gewünschten Verformungs- und Verfestigungsmechanismen (Martensit- oder Zwillingsbildung) eingestellt werden.

Abbildung 4 zeigt Ergebnisse an Untersuchungen von hochlegierten TRIP- und TWIP-Stählen nach<sup>6,7</sup>. In dieser Abbildung sind die mechanischen Kennwerte Zugfestigkeit und Bruchdehnung sowie die Stapelfehlerenergie, berechnet nach dem vorgestellten thermodyna-

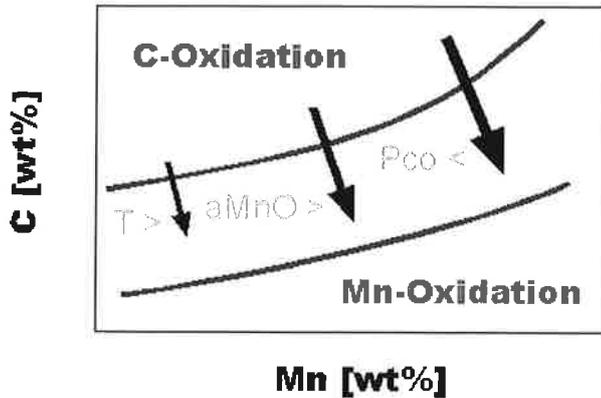


Abb. 7. Gleichgewicht zwischen Mangan – Kohlenstoff – Sauerstoff (schematisch)

Tabelle 2. Kosten für manganhaltige Einsatzstoffe<sup>10</sup>

| Einsatzstoff     | Zusammensetzung [wt %]                               | Kosten/Tonne [\$] | Faktor |
|------------------|--|-------------------|--------|
| high carbon FeMn | 76,5 % Mn; 6,7 % C; 1 % Si; 0,03 % S; 0,3 % P; Fe    | 490               | –      |
| SiMn             | 60 % Mn; 30 % Si; 0,5 % C; 0,08 % P; 0,08 % S; Fe    | 560               | 1, 14  |
| low carbon FeMn  | 81,5 % Mn; 0,85 % C; 0,5 % Si; 0,1 % S; 0,25 % P; Fe | 840               | 1, 71  |
| high purity FeMn | 49 % Mn; Fe  | 1820              | 3, 71  |

teurer als die hochkohlenstoffhaltigen Manganeinsatzstoffe<sup>13</sup>. Der Nachteil hochkohlenstoffhaltiger Einsatzstoffe ist die erforderliche Oxidation des Kohlenstoffs, möglichst ohne Mangan zu verschlacken.

In Abb. 7 ist schematisch dargestellt, wie durch hohe Prozesstemperaturen, ein Absenken des CO-Partialdruckes (Intergas-Spülen, Vakuum etc.) und eine Erhöhung der Manganoxid-Aktivität in der Schlacke (Basizität) die Oxidation von Kohlenstoff bevorzugt abläuft.

### 3.2 Anforderungen an die Gießtechnik

Im Hinblick auf die Warm- und Kaltverformbarkeit der vorgestellten Stähle spielt der Gießprozess eine entscheidende Rolle: Entmischungerscheinungen im mikro- und makroskopischen Maßstab sowie die Ausscheidung nichtmetallischer Einschlüsse (Oxide, Sulfide, Nitride, Karbonitride) werden durch die Erstarrungsgeschwindigkeit stark beeinflusst. Hohe Erstarrungsgeschwindigkeiten, wie sie beim Dünnbandgießen auftreten, tragen zu einer insgesamt feineren Struktur und geringeren Seigerungen bei<sup>14</sup>.

Grundsätzlich wird erwartet, dass endabmessungsnahe Gießverfahren mit erhöhter Erstarrungsgeschwindigkeit (Dünnbrammengießen, Gießwalzverbunde, Band- und Dünnbandgießen) für hochlegierte Leichtbaustähle von Vorteil sind. Zusätzlich darf der wirtschaftliche Aspekt nicht außer Acht gelassen werden. Das Vereinen der drei Prozessstufen – Gießen + Temperaturengleich + Warmwalzen – ergibt höchste Kosteneffizienz und größere Flexibilität hinsichtlich der Menge und Produktpalette<sup>14, 15</sup>.

In Punkt 3.3 sind jedoch Ergebnisse von Untersuchungen an hochlegierten TRIP-Stählen angeführt, die den Schluss zulassen, dass endabmessungsnahe Gießverfahren nicht unbedingt ein Vorteil sind.

### 3.3 Praktische Versuche – SSCT-Test (Submerged Split-Chill Tensile)

Mit Hilfe der sogenannten SSCT-Methode kann das Hochtemperatur-Verformungsverhalten der zu untersuchenden Legierungen charakterisiert werden.

Abbildung 8 zeigt schematisch den Aufbau des Versuches. Ein zweigeteilter Prüfkörper taucht in eine Stahlschmelze, die sich in einem Induktionsofen befindet. Der Prüfkörper kann mit hochschmelzendem Zirkonoxid in definierten Schichtdicken flammgespritzt werden, um die Wärmeabfuhr zwischen Prüfkörper und Stahlschale zu regulieren. Der Prüfkörper taucht in die Stahlschmelze ein, wobei eine Stahlschicht unter stranggießähnlichen Bedingungen erstarrt. Nach Ablauf der Haltezeit wird der

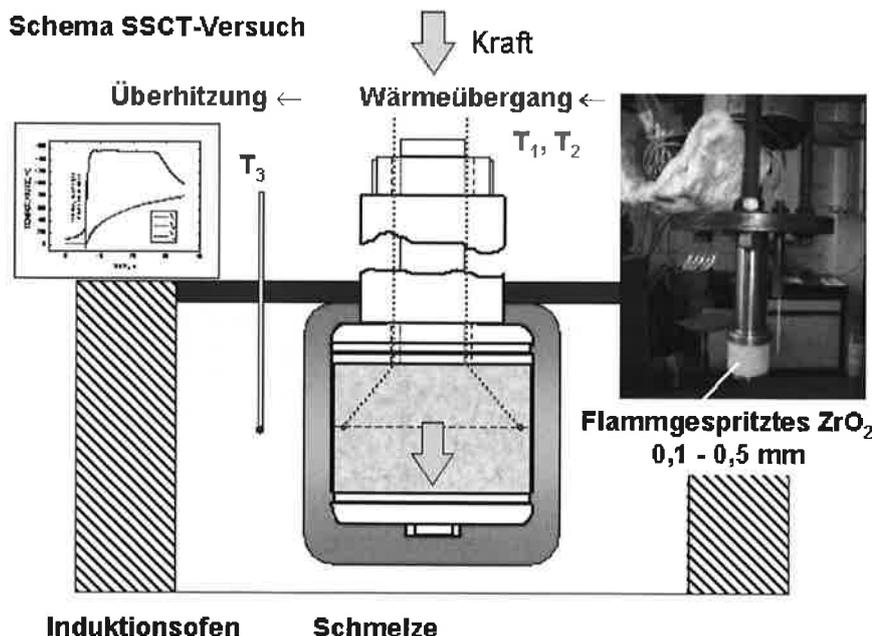


Abb. 8. Schematischer Aufbau des SSCT-Versuchs

## Metallographie für X5 MnAlSi 15-3-3

(Ätzmittel: Pikrinsäure)

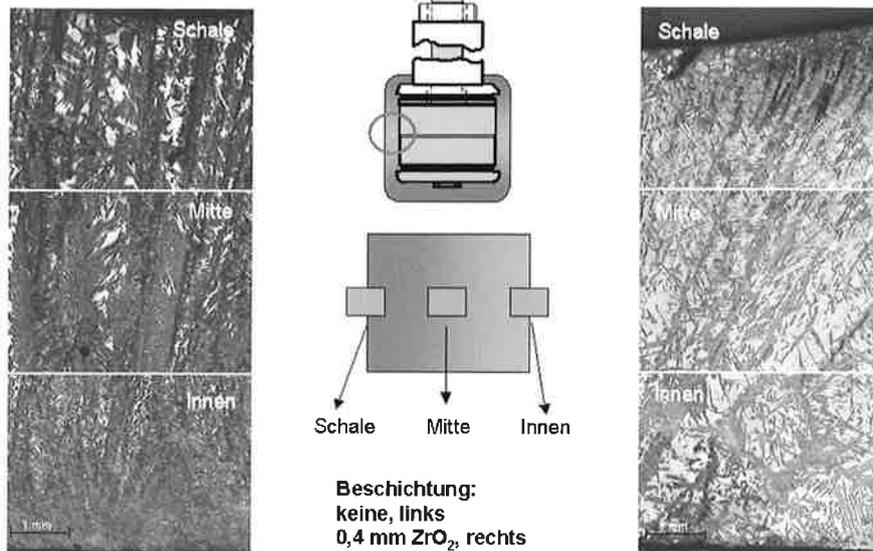


Abb. 12. Erstarrungsstruktur eines TRIP HSLA bei unterschiedlichen Abkühlbedingungen

Neben dem Schalenwachstum wird durch die Beschichtungsdicke auch die Temperatur an der Grenzfläche zwischen Prüfkörper und Stahlschale beeinflusst. Die Erstarrung bei unbeschichtetem Prüfkörper führt zu einem starken Temperaturabfall innerhalb sehr kurzer Zeit, also zu entsprechend hohen Kühlraten. Diese stark unterschiedlichen Kühlraten beeinflussen die Ausbildung der Struktur und die Konzentrationsverteilung innerhalb der Strangschale und deshalb auch die Umwandlungsvorgänge bei tieferen Temperaturen.

Abbildung 12 zeigt das Gefüge des hochlegierten TRIP-Stahles bei unterschiedlichen Erstarrungsgeschwindigkeiten. Die Lage und die Ätzung der Probe sind der Abbildung zu entnehmen. Die helle Phase ist Austenit und die dunkle Phase gibt den Bereich des Martensits und des Zwischenstufengefüges wider. Aus dieser Abbildung geht hervor, dass rasche Abkühlbedingungen (unbeschichteter Prüfkörper) ein Gefüge mit hohen Anteilen an Martensit und Zwischenstufe hervorrufen. Das Gefüge eines beschichteten Prüfkörpers weist wesentlich höhere Anteile an Austenit (helle Phase) auf.

Daraus wird ersichtlich, dass Gießverfahren mit hohen Kühlraten nicht unbedingt ein Vorteil sein müssen.

Mit dem vorgestellten SSCT-Test können somit wichtige Informationen über die Werkstoffeigenschaften, das Festigkeitsverhalten, die Rissempfindlichkeit und über das Gefüge der untersuchten Stähle gewonnen werden.

### 4. Entwicklungs- und Konfliktpotenzial

Die Anstrengungen der Automobil- und Stahlindustrie, hochfeste und gut umformbare Stähle zu entwickeln, zeigen beachtliche Ergebnisse. Die vorgestellten TRIP-, TRIP/TWIP-, LIP- und Fe-Al-Leichtbaustähle eröffnen eine Reihe von Möglichkeiten im Automobilbau. Die Untersuchung der Herstellbarkeit solcher Stähle beinhaltet noch einiges an Entwicklungspotenzial und Herausforderungen. Gerade die Möglichkeiten neuer Gießverfahren im Bereich des Dünnbandgießens sind für solche Legierungsvarianten kritisch zu betrachten.

### Danksagung

Unser Dank gilt den Herren Ronald Hasenhündl und Siegfried Schider für die Probenvorbereitung und Metallografie und den Herren Gerhard Wieser, Gerhard Winkler und Ewald Suchaldnik für die Hilfe bei der Durchführung des Versuches.

### Literaturverzeichnis

- <sup>1</sup> Köhler, K.-U.: Hochfeste Stähle für crashrelevante Bauteile. Stahl und Eisen 121 (2001).
- <sup>2</sup> Adams, H.: Die Zukunft der Stahlkarosserie – Evolution and Revolution. 5<sup>th</sup> European Carbody Lightweight Conference, Deutschland (2002).
- <sup>3</sup> Drewes, E.-J., B. Engl und J. Kruse: Höherfeste Stähle – heute und morgen. Stahl und Eisen 119 (1999).
- <sup>4</sup> Lüdke, B.: Funktioneller Rohkarosserie-Leichtbau am Beispiel der neuen BMW-Generation. Stahl und Eisen 119 (2001).
- <sup>5</sup> Pimminger, M., und A. Pichler: High-strength steel grades for automotive industry – market trends concerning steel grades and quality requirements. 4<sup>th</sup> European Steelmaking Conference, Österreich (2003).
- <sup>6</sup> Frommeyer, G., U. Brück und P. Neumann: Supraductile and high-strength manganese-TRIP/TWIP steels for high energy absorption purposes. ISIJ International, Vol. 43 (2003), No. 3.
- <sup>7</sup> Grässel, O.: Entwicklung und Charakterisierung neuer TRIP/TWIP-Leichtbaustähle auf der Basis Fe-Mn-Al-Si. Dissertation, TU Clausthal (2000).
- <sup>8</sup> Brück, U. et al.: Lightweight steels based on iron-aluminium - influence of micro alloying elements (B, Ti, Nb) on microstructures, textures and mechanical properties. Steel Research 73 (2002) No. 12.
- <sup>9</sup> Tamura, I.: Deformation-induced martensitic transformation and transformation-induced plasticity in steels. Met. Sci. Vol. 16 (1982) No. 5.
- <sup>10</sup> Remy, L., und A. Pineau: Twinning and strain-induced FCC to HCP transformation in the Fe-Mn-Cr-C system. Mater. Sci. Eng. 28, (1977).
- <sup>11</sup> Adler, P., G. Olson und W. Owen: Strain hardening of Hadfield manganese steel. Metall. Trans. A, Vol. 17A, (1986) no. 10.
- <sup>12</sup> VAI Technology News, Issue No. 32, November 1999.
- <sup>13</sup> International Iron and Steel Institute, IISI, 2002.
- <sup>14</sup> Heinrich, P., W. Hennig, G. Knepper und J.-I. Larretxi: Produktivität, Qualität und Ressourcenschonung bei der CSP-Technologie. Stahl und Eisen 123 (2003).
- <sup>15</sup> Arvedi, G., A. Bianchi, A. Guineani und L. Manini: Latest results from the Arvedi ISP technology and prospects for the new ISPECR technology. Stahl und Eisen 123 (2003).
- <sup>16</sup> Bernhard, C.: Mechanische Eigenschaften und Rissanfälligkeit erstarrender Stähle unter stranggießähnlichen Bedingungen. Dissertation, Montanuniversität Leoben, (1998).