**Kritische Untersuchung der theoretischen Grundlagen zum Einfluss der Vorwärmtemperatur auf die mechanischen Eigenschaften von Schweißbauteilen**

Vorgelegt von
Dipl.-Ing.
Hadi Sawan
geb. in Idlib, Syrien

von der Fakultät V – Verkehrs- und Maschinensysteme
der Technischen Universität Berlin
Zur Erlangung des akademischen Grades
Doktor der Ingenieurwissenschaften
- Dr.-Ing. -
genehmigte Dissertation

Promotionsausschuss:

Vorsitzender: Prof. Dr. Dietrich Manzey

Gutachter: Prof. Dr. rer. nat. W. H. Müller

Gutachter: Prof. Dr. -Ing. Jörg Hornig

Tag der wissenschaftlichen Aussprache: 21. Oktober 2015

Berlin 2017

# Vorwort

Die vorliegende Arbeit entstand während meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter an der TU Berlin Mein besonderer Dank gilt Herren Prof. Dr. rer. nat. W. H. Müller und Prof. Dr.-Ing. Jörg Hornig für die wertvollen Anregungen zu dieser Arbeit und die jederzeit gewährte Unterstützung bei der Durchführung und Abfassung.

Meinen ehemaligen wissenschaftlichen und technischen Kollegen des Institutes danke ich für die sehr gute Zusammenarbeit und den praktizierten Teamgeist.

Für die großzügige Bereitstellung von Versuchsmaterialien und die Unterstützung bei der maschinen- und labortechnischen Ausstattung bedanke ich mich besonders bei Frau Dipl.-Ing. Astrid Cramer und Hannelore Mielchen.

Abschließend möchte ich mich besonders bei meiner Frau bedanken, die mich zu jeder Zeit unterstützt und motiviert hat.

Berlin, 2015, Hadi Sawan

# Erklärung

Hiermit erkläre ich eidesstattlich, dass ich die vorliegende Arbeit selbstständig und unter Verwendung der angegebenen Hilfsmittel durchgeführt habe.

(Ort, Datum) (Unterschrift)

# Inhaltsverzeichnis

**Vorwort** ..... **1**

**Erklärung** ..... **2**

**Inhaltsverzeichnis** ..... **3**

**Abkürzungs-und Formelverzeichnis** ..... **8**

**Abbildungsverzeichnis** ..... **12**

**Tabellenverzeichnis** ..... **17**

**1 Einleitung und Zielsetzung** ..... **19**

**2 Technologische Grundlagen** ..... **22**

2.1 Wärmeführung beim Schweißen von Stahl und Vorwärmebehandlung 23

2.1.1 Vermeidung von Kaltrissen ..... 25

2.2 Wirkung des Vorwärmens ..... 26

2.2.1 Auswirkung der Einflussgrößen auf die Mindestvorwärmtemperatur ..... 26

2.3 Bestimmung der Vorwärmtemperatur für Feinkornbaustähle nach [SEW 088-93] ..... 34

2.4 Vorwärmtemperatur beim Mehrlagenschweißen ..... 34

2.4.1 Beurteilung der Formelanwendung nach [SEW 088-93] ..... 38

2.5 Das $t_{8/5}$ - Konzept nach SEW 088-93 ..... 41

2.6 Bedeutung der $t_{8/5}$ - Abkühlzeiten für das Umwandlungsverhalten im Grobkornbereich der WEZ von Feinkornbaustählen ..... 45

2.7 Zeit-Temperatur-Umwandlungs-Schaubilder (ZTU-Schaubilder) ..... 48

2.8 Ermittlung von geeigneten $t_{8/5}$ für angestrebten Werkstoffeigenschaften aus SZTU-Schaubilder ..... 50

2.9 Spitzen-Temperatur-Abkühl-Zeit (STAZ)-Schaubild ..... 55

2.10 Schlussfolgerungen hinsichtlich technologischer Grundlagen ..... 57

**3 Versuchswerkstoffe und -einrichtungen** ..... **58**

3.1 Fügeteile und Schweißvorrichtung ..... 58

3.2 Versuchswerkstoffe ..... 59

3.2.1 Stahl EN 10025-2-S355JR bzw. Stahl Nr. EN 10025-2-1.0045 ..... 59

3.2.2 Zusatzwerkstoffe ..... 61

3.3 Schweißanlage und Zusatzeinrichtungen ..... 64
3.4 Vorwärmgerät ..... 67
3.5 Thermometer ..... 67
3.6 Durchführung der Temperaturmessung ..... 68
3.7 Untersuchungsmethoden ..... 69
**4 Prinzip lagenabhängiger Vorwärmung nach $t_{8/5}$-Konzept ..... 72**
4.1 Auswahl des günstigsten Schweiß-ZTU-Schaubildes für den Versuchswerkstoff ..... 73
4.2 Berechnung der Vorwärmtemperatur nach $t_{8/5}$-Konzept ..... 77
4.2.1 Berechnung der Grenzblechdicke nach $t_{8/5}$-Konzept ..... 77
4.2.2 Berechnung der Abkühlzeiten nach $t_{8/5}$ - Konzept ..... 78
4.3 Ermittlung des Anwendungsbereiches $t_{8/5}$-Zeiten aus Schweiß-ZTU-Schaubildern ..... 79
4.4 Berechnung der Mindestvorwärmtemperaturen zur Vermeidung von Wasserstoffrissen ..... 82
4.5 Erstellen eines Schweiß-Arbeitsfeldes ..... 84
**5 Versuchsplanung und Versuchsdurchführung ..... 86**
5.1 Vorversuche ..... 86
5.2 Versuchsdurchführung ..... 88
5.2.1 Versuchsdurchführung Probe 1 ..... 88
5.2.2 Versuchsdurchführung Probe 2 ..... 89
5.2.3 Versuchsdurchführung Probe 3 ..... 89
5.2.4 Versuchsdurchführung Probe 4 ..... 90
**6 Thermodynamik der Abkühlzeiten ..... 91**
6.1 Die Berechnungsformeln für die Abkühlzeiten ..... 91
6.1.1 Bestimmung der zeitlichen Temperaturänderung (Instationäre Wärmeleitung) ..... 91
6.1.2 Grenzfläche mit Wärmeaustauch ..... 94
6.1.3 Rykalins Annahmen ..... 97

6.1.4 Berechnung nach dem Quellenverfahren ..... 98

6.1.5 Vereinfachte Lösung bei der Erwärmung durch schnellwandernde Hochleistungsquellen ..... 100

6.2 Abkühlkurven der unterschiedlichen Schweiß- parameter je Prozessvariation ..... 104

6.2.1 Abkühlkurven bei abnehmenden Vorwärmtemperaturen mit zunehmender Lagenzahl der Prozessvariation 1 ..... 106

6.2.2 Abkühlkurven bei konstanten Vorwärmtemperaturen von 75 °C mit zunehmender Lagenzahl der Prozessvariation 2 ..... 108

6.2.3 Abkühlkurven bei konstanten Vorwärmtemperaturen 27 °C mit zunehmender Lagenzahl der Prozessvariation 3 ..... 109

6.2.4 Abkühlkurven bei zunehmenden Lagentemperaturen mit zunehmender Lagenzahl der Prozessvariation 4 ..... 111

6.3 Abkühlkurven mit konstanter Wärmeeinbringung bei unterschiedlichen Vorwärmtemperaturen der Wurzellagen ..... 112

6.4 Abkühlkurven bei unterschiedlichen Vorwärmtem-peraturen der Fülllagen ..... 113

6.5 Abkühlkurven bei unterschiedlichen Vorwärmtemperaturen der Decklagen ..... 115

6.6 Vergleich und Diskussion der Wärmeeinbringungen Q bei den Prozessvariationen ..... 117

6.7 Vergleich und Diskussion der Abkühlzeiten $t_{8/5}$ bei den Prozessvariationen ..... 118

**7 Experimentelle Ergebnisse ..... 121**

7.1 Vorwärmtemperatur als Funktion der Lagenzahl gemäß Prozessvariation 1 ..... 121

7.1.1 Gefügeausbildung Probe 1: Vergleich Experiment und Prognose nach Schweiß-ZTU-Schaubild ..... 121

7.1.2 Härtewerte Probe 1: Vergleich Experiment und Prognose nach Schweiß-ZTU-Schaubild ..... 122

7.2 Vorwärmtemperatur als Funktion der Lagenzahl gemäß Prozessvariation 2 ..... 124

7.2.1 Gefügeausbildung Probe 2: Vergleich Experiment und Prognose nach Schweiß-ZTU-Schaubild ..... 124
7.2.2 Härtewerte Probe 2: Vergleich Experiment und Prognose nach Schweiß-ZTU-Schaubild ..... 126
7.3 Vorwärmtemperatur als Funktion der Lagenzahl gemäß Prozessvariation 3 ..... 127
7.3.1 Gefügeausbildung Probe 3: Vergleich Experiment und Prognose nach Schweiß-ZTU-Schaubild ..... 127
7.3.2 Härtewerte Probe 3: Vergleich Experiment und Prognose nach Schweiß-ZTU-Schaubild ..... 127
7.4 Vorwärmtemperatur als Funktion der Lagenzahl ..... 128
gemäß Prozessvariation 4 ..... 128
7.4.1 Gefügeausbildung Probe 4: Vergleich Experiment und Prognose nach Schweiß-ZTU-Schaubild ..... 128
7.4.2 Härtewerte Probe 4: Vergleich Experiment und Prognose nach Schweiß-ZTU-Schaubild ..... 129
**8 Vergleichende Untersuchungen und Schlussfolgerungen ..... 131**
8.1 Vergleich der Gefügeausbildung der Decklagen ..... 131
8.2 Vergleich der Gefügeausbildung der Fülllagen ..... 133
8.3 Vergleich der Gefügeausbildung der Wurzellagen ..... 135
8.4 Vergleich experimentelle Schliffe mit Prognose aus SZTU und Schlussfolgerungen ..... 135
8.5 Vergleich der Härte der Decklagen ..... 137
8.6 Vergleich der Härte der Fülllagen ..... 138
8.7 Vergleich der Härte der Wurzellagen ..... 138
8.8 Zusammenfassender Vergleich der Härtemittelwerte ..... 139
8.9 Vergleich der Härtemittelwerte der Prozessvariationen ..... 140
8.10 Vergleich experimentelle Härte mit der Prognose-Härten aus SZTU . 142
**9 Zusammenfassung und Ausblick ..... 144**
**10 Anhang ..... 146**
10.1 Eisen-Kohlenstoff-Zustandsdiagramm ..... 146

10.1.1 Erstarrungsformen von Eisen-Kohlenstoff-Legierungen ..... 146
10.2 Tabellen aus DIN10025 ..... 147
10.3 Basizitätsgrad ..... 148
**Literaturverzeichnis ..... 149**

# Abkürzungs-und Formelverzeichnis

| Abkürzungs-und Formelzeichen | Bedeutung | Einheit |
|---|---|---|
| A | (eng.: Percentage elongation) **A**xialausdehnung bzw. Bruchdehnung | % |
| A | (eng.: The **a**rea) Fläche | $cm^2$ |
| a | (eng.: Thermal diffusivity) Temperaturleitfähigkeit des Materials | $cm^2/s$ |
| AC | (eng.: **A**lternating **C**urrent) | A |
| $A_{c1}$ | A: **A**rrêt (frz.: Halte-oder Knickpunkt) c: **C**hauffage (frz.: Erwärmung) $A_{c1}$: Knickpunkt bzw. Starttemperatur der Austenitbildung beim Erwärmen | °C |
| $A_{c3}$ | A: **A**rrêt (frz.: Halte-oder Knickpunkt) c: **C**hauffage (frz.: Erwärmung) $A_{c3}$: Knickpunkt bzw. Endtemperatur der Austenitbildung beim Erwärmen | °C |
| B | Naht**b**reite | mm |
| BG | **B**asizitäts**g**rad | % |
| c | (eng.: Specific heat **c**apacity) massenspezifische Wärme | J/g K |
| CE | (eng.: **C**arbon **e**quivalent) Kohlenstoffäquivalent im Hinblick auf die Aufhärtung | % |
| CET | (eng.: **C**arbon **e**quivalent) Kohlenstoffäquivalent (zwecks Mindestvorwärm**t**emperatur zur Vermeidung von Wasserstoffrissen) | % |
| $CET_S$ | (eng.: **C**arbon **e**quivalent) Kohlenstoffäquivalent (zwecks Mindestvorwärm**t**emperatur zur Vermeidung von Wasserstoffrissen) im **S**chweißgut | % |
| $CET_G$ | (eng.: **C**arbon **e**quivalent) Kohlenstoffäquivalent (zwecks Mindestvorwärm**t**emperatur zur Vermeidung von Wasserstoffrissen) im **G**rundwerkstoff | % |
| d | (eng.: Sheet thickness) Blech**d**icke | mm |
| D | (eng.: wire electrode) **D**rahtelektrode | mm |
| DC | (eng.: **D**irect **C**urrent) | A |

| | | |
|---|---|---|
| $d_{ü}$ | (eng.: Border sheet thickness)<br>**Ü**bergangs**d**icke von 2D zur 3D<br>Bzw. Grenzblechdicke | cm |
| E | (eng.: **e**nergy per unit length)<br>Streckenenergie | J/cm |
| $F_2$ | (eng.: Seam factor by 2D two-dimensional)<br>Naht**f**aktor bei zweidimensionaler **2**D Wärmeleitung | - |
| $F_3$ | (eng.: Seam factor by 3D two-dimensional)<br>Naht**f**aktor bei dreidimensionaler **3**D Wärmeleitung | - |
| HD | (eng.: **H**ydrogen **D**osage)<br>(deut.: Wasserstoffgehalt) | $cm^3$/100 g |
| GW | (eng.: Base metal) **G**rund**w**erkstoff | |
| I | (eng.: current)<br>Strom | A |
| MAG | (eng.: **M**etal **a**ctive **g**as welding)<br>**M**etall-**A**ktiv**g**as-Schweißen | |
| MAGC | (eng.: **M**etal **a**ctive **g**as welding with **c**arbon dioxide**)**<br>**M**etall-**A**ktivgas-Schweißen mit Kohlenstoffdioxyd | |
| MAGM | (eng.: **M**etal **a**ctive gas welding with **g**as **m**ixture)<br>**M**etall-**A**ktiv**g**as-Schweißen mit **M**ischgas | |
| MIG | (eng.: **M**etal-**i**nert **g**as-welding)<br>**M**etall-**I**nert**g**as-Schweißen | |
| MP | (eng.: metal powder) **M**etall**p**ulver | |
| NE | (eng.: Non-ferrous metal) **N**icht**e**isen-Metall | |
| P | (eng.: **P**ower of welding)<br>Schweißleistung | W |
| Q | (eng.: **Q**uantity or heat input)<br>Wärmeeinbringung | J/cm = 1/10000 kJ/mm |
| $Q_{Wurzel}$ | (eng.: Heat input for root pass)<br>Wärmeeinbringung für **W**urzellage | J/cm = 1/10000 kJ/mm |
| $Q_{Füll}$ | (eng.: Heat input for filling pass)<br>Wärmeeinbringung für **F**ülllage | J/cm = 1/10000 kJ/mm |
| $Q_{Decklage}$ | (eng.: Heat input for final pass)<br>Wärmeeinbringung für **D**ecklage | J/cm = 1/10000 kJ/mm |
| $\dot{Q}_x$ | (eng.: Heat flux or thermal flux)<br>Der Wärmestrom in x-Richtung | J/s = W |
| q | (eng.: Heat flux density)<br>Wärmestromdichte | J/s $cm^2$ oder W/$cm^2$ |
| $q_s$ | (eng.: **S**urface heat flux)<br>Oberflächenwärmestromdichte | J/s $cm^2$ oder W/$cm^2$ |
| $R_e$ | (eng.: Yield strength) | N/$mm^2$ |

| | | |
|---|---|---|
| | Streckgrenze | |
| $R_m$ | (eng.: Tensile Strength) Zugfestigkeit | $N/mm^2$ |
| SG | **S**chweiß**g**ut (eng.: Weld metal) | |
| T | **T**emperatur | °C |
| $T_0$ | (eng.: Initial temperature or preheat temperature) Ausgangs**t**emperatur bzw. Vorwärm-temperatur | °C |
| $T_i$ | (eng.: The **i**nterpass temperature or preheat temperature) Zwischenlagen**t**emperatur bzw. Vor-wärmtemperatur | °C |
| $T_p$ | (eng.: **P**reheat **t**emperature) (deut.: Mindestvorwärmtemperatur zur Ver-meidung von Kaltrissen) | °C |
| $T_{p\,CET}$ | (eng.: **P**reheat **t**emperature) (deut.: Mindestvorwärmtemperatur zur Ver-meidung von Wasserstoffrissen in Ab-hängigkeit vom Kohlenstoffäquivalent im Hinblick auf die Anfälligkeit eines Stahls gegenüber wasserstoffinduzier-ten Rissen **CET**) | °C |
| $T_{p\,d}$ | (eng.: **P**reheat **t**emperature) (deut.: Mindestvorwärmtemperatur zur Vermeidung von Wasserstoffrissen in Abhängigkeit von der Blech**d**icke **d**) | °C |
| $T_{p\,Q}$ | (eng.: **P**reheat **t**emperature) (deut.: Mindestvorwärmtemperatur zur Vermeidung von Wasserstoffrissen in Abhängigkeit von der Wärmeeinbrin-gung **Q** | °C |
| $T_{p\,HD}$ | (eng.: **P**reheat **t**emperature) (deut.: Mindestvorwärmtemperatur zur Vermeidung von Wasserstoffrissen in Abhängigkeit vom Wasserstoffgehalt **HD** des Schweißgutes | °C |
| $T_{p\,G}$ | (eng.: **P**reheat **t**emperature) (deut.: Mindestvorwärmtemperatur zur Vermeidung von Wasserstoffrissen für den **G**rundwerkstoff | °C |
| $T_{p\,s}$ | (eng.: **P**reheat **t**emperature) (deut.: Mindestvorwärmtemperatur zur Vermeidung von Wasserstoffrissen für das **S**chweißgut | °C |
| $T_s$ | (eng.: The **s**urface **t**emperature) | °C |

| | | |
|---|---|---|
| | Die Oberflächentemperatur | |
| t | (eng.: The **t**ime)<br>Die Erwärmungszeit oder die Abkühl-zeit | s |
| $t_A$ | Abkühlzeit (eng.: The **t**ime) | s |
| $t_{8/5}$ | Abkühlzeit zwischen **8**00 und **5**00 °C | s |
| $t_{A\ (T=2000\ °C)}$ | Abkühlzeit bei **2000** °C | |
| U | Lichtbogen - Spannung | V |
| UP | **U**nterpulver – **S**chweißen (eng.: Submerged welding) | |
| v | (eng.:The **v**elocity)<br>Schweißgeschwindigkeit | cm/s |
| WEZ | **W**ärme**e**influss**z**one (eng.: Heat affected zone) | |
| WIG | **W**olfram-**I**nert**g**as-Schweißen | |
| WP | **W**olfram-**P**lasma -Schweißen | |
| $\Delta X$ | Zu- oder Abbrand in Gew.-% eines beliebigen Elementes **X** | |
| $X_{RSG}$ | Gehalt des Elements **X** in Gew.-% im **r**einen **S**chweiß**g**ut | |
| $X_E$ | Gehalt des **E**lements **X** in Gew.-% in der Drahtelektrode. | |
| 2D | Zweidimensional (eng.: Two-**d**imensional) | |
| 3D | Dreidimensional (eng.: Three-**d**imensional) | |
| η | Thermischer Wirkungsgrad (eng.: Thermal efficiency) | |
| λ | (eng.: Thermal conductivity)<br>Wärmeleitzahl | J/s cm K |
| α | (eng.: The heat transfer coefficient)<br>die Wärmeübergangszahl | J/s $cm^2$ °C = W/$cm^2$ °C |
| ε | (eng.: Strain)<br>Dehnung | % |
| ρ | (eng.: Density)<br>Dichte | g/$cm^3$ |
| $\sigma$ | (eng.: Tension or stress)<br>Spannung | N/$mm^2$ |
| $\tau$ | (eng.: Shear stress)<br>Schubspannung | N/$mm^2$ |

# Abbildungsverzeichnis

**Abb. 2-1: Mikroporen (REM-Aufnahme) [Schu10]. ....23**
**Abb. 2-2: Einfluss von chemischer Zusammensetzung und Schweißbedingungen auf mechanische Eigenschaften. ....23**
**Abb. 2-3: Mindestvorwärmtemperatur $T_{p\ CET}$ zur Vermeidung von Wasserstoffrissen in Abhängigkeit vom Kohlenstoffäquivalent im Hinblick auf die Anfälligkeit eines Stahls gegenüber wasserstoffinduzierten Rissen CET [DIN EN101-2-01]. ....29**
**Abb. 2-4: "Mindestvorwärmtemperatur $T_{p\ HD}$ zur Vermeidung von Wasserstoffrissen in Abhängigkeit vom Wasserstoffgehalt HD des Schweißgutes" [DINEN101-2-01]. ....30**
**Abb. 2-5: Mindestvorwärmtemperatur $T_{p\ d}$ zur Vermeidung von Wasserstoffrissen in Abhängigkeit der Blechdicke d [DINEN101-2-01]. ....32**
**Abb. 2-6: Mindestvorwärmtemperatur $T_{p\ Q}$ zur Vermeidung von Wasserstoffrissen in Abhängigkeit von der Wärmeeinbringung Q [DINEN101-2-01]. ....33**
**Abb. 2-7 : Mikroskopische Aufnahme von Querrissen– im Grundwerkstoff a) und dicht neben der Schmelzlinie b), Quelle: [ThEi97]. ....35**
**Abb. 2-8: "Ergebnisse („Riss" bzw. „kein Riss") der Versuche an geschweißten Proben bei verschiedenen Arbeitstemperaturen, verglichen mit der nach [SEW 088-93] berechneten Mindestvorwärmtemperatur; a) Berechnungsgröße Kohlenstoffäquivalent (CET) bezogen auf das Schweißgut, b) CET bezogen auf den Grundwerkstoff" [ThEi97]. ....36**
**Abb. 2-9: "Einfluss des diffusiblen Wasserstoffs im Schweißgut (nach DIN 8572) auf die experimentell ermittelte Mindestvorwärmtemperatur" [ThEi97]. ....37**
**Abb. 2-10: "Einfluss der Blechdicke auf die Mindestvorwärmtemperatur von Viellagen-schweißungen" [ThEi97]. ....37**
**Abb. 2-11: Charakteristische Kenngröße n für den Wärmeabfluss [Ru91]. ....39**
**Abb. 2-12: "Rissverlauf 3, 10, 17 und 27 mm unter der Blechoberfläche (Werkstoff S890QL)" [DiPa00]. ....40**
**Abb. 2-13: Grobkorngefüge nach Umwandlungsverhalten mit verschiedenen $t_{8/5}$ Abkühlzeiten; a) für Stahl I, b) für Stahl II, und c) Stahl III [DrScKo97]. ....45**
**Abb. 2-14: Einfluss der Schweißbedingungen auf die Zähigkeit und Härte in der WEZ von S690QL1–Mehrlagenverbindungen [PrCeGr04]. ....46**
**Abb. 2-15: Einfluss der Schweißbedingungen auf die Zähigkeit der WEZ von S1100QL-Schweißverbindungen [PrCeGr09/04]. ....46**
**Abb. 2-16: Einfluss der Schweißbedingungen auf die Schweißguteigenschaften beim Schutzgasschweißen von S1100QL [PrCeGr09/04]. ....47**
**Abb. 2-17: ZTU-Schaubild für isothermische Umwandlung eines unlegierten Stahles mit 0,45% C [Ho61]. ....48**
**Abb. 2-18: ZTU-Schaubild für kontinuierliche Abkühlung eines unlegierten Stahles mit 0,45% C [Ho61]. ....49**
**Abb. 2-19: ZTU-Schaubild für isothermische Umwandlung eines Stahles mit 0,43% C, 1,67% Mn und 0,% V [Ho61]. ....49**
**Abb. 2-20: ZTU-Schaubild für isothermische Umwandlung eines Stahles mit 0,45% C und 3,5 Cr [Ho61]. ....50**
**Abb. 2-21: Härte und Gefügeausbildungen in der Wärmeeinflusszone von Stahl in Abhängigkeit von der Abkühlzeit. A) ZTU-Diagramm, B) Härteverlauf [Ber02]. ....51**
**Abb. 2-22: Verzögerte Umwandlung in der Perlit-und Bainitstufe aufgrund einer erhöhten Austenitisierungstemperatur (900 °C, 1300°C) eines niedriglegierten Stahles mit 1,2 % Mn, 0,67 % Cu, 0,2 % Ni, 0,1 % V [Di05]. ....52**

**Abb. 2-23: Schweiß-ZTU-Schaubild für den Stahl S355 J2G3 mit einer Austenitisierungstemperatur von 1350 °C [SeMeSch92].** ..... **54**
**Abb. 2-24: Spitzen-Temperatur-Abkühlzeit (STAZ-)-Schaubild eines hochfesten Stahles [Be68].** ..... **55**
**Abb. 3-1: Gefertigte Fügeteile mit der Blechdicke von 20 mm.** ..... **58**
**Abb. 3-2: Schweißvorrichtung für Kehlnaht in Wannenlage mit eingerichteten Fügeteilen.** ..... **58**
**Abb. 3-3: Gefüge Bild von Stahl EN 10025-2-S355JR.** ..... **59**
**Abb. 3-4: Mechanische Eigenschaften des Stahles EN 10025-2-S355JR nach DIN EN 10025-2.** ..... **60**
**Abb. 3-5: Metallurgisches Verhalten des Schweißpulvers OP 181** ..... **63**
**Abb. 3-6: Versuchsstand der UP-Schweißungen** ..... **64**
**Abb. 3-7: Schweißgleichrichter mit Konstant-Spannungscharakteristik.** ..... **65**
**Abb. 3-8: Schaltschema und Wirkungsweise der ΔI-Regelung [Ki78].** ..... **66**
**Abb. 3-9: Elektrisches Vorwärmgerät mit aufgelegten Fügeteilen.** ..... **67**
**Abb. 3-10: Temperaturmessgerät mit einem Wärmestrahlungssensor** ..... **68**
**Abb. 3-11: Auflichtmikroskop der Fa. LEICA, Modell DMRM.** ..... **69**
**Abb. 3-12: Prinzip der Härteprüfung nach Vickers [Lä06].** ..... **70**
**Abb. 4-1: Härte von martensitischem Stahl als Funktion des Kohlenstoffgehaltes[CaWi91].** **72**
**Abb. 4-2: Untere und obere kritische Abkühlgeschwindigkeit in Abhängigkeit des Kohlenstoffgehalts unlegierter Stähle [Ro39].** ..... **73**
**Abb. 4-3: Einfluss von Legierungselementen auf die kritische Abkühlgeschwindigkeit [Lä06].** ..... **74**
**Abb. 4-4: Schweiß-ZTU-Schaubild für den Stahl StE 355 (DIN 17102) /Ch. 2 mit einer Austenitisierungstemperatur von 1350 °C [SeMeSch92].** ..... **75**
**Abb. 4-5: Die Schliffe für den Stahl StE 355 (DIN 17102) /Ch. 2 mit einer Austenitisierungstemperatur von 1350 °C [SeMeSch92].** ..... **76**
**Abb. 4-6: Berechnete Abkühlzeiten $t_{8/5}$ in Abhängigkeit von der Wärmeeinbringung und Vorwärmtemperatur.** ..... **79**
**Abb. 4-7: Schweiß-ZTU-Diagramm für S355 (St 52) [SeMeSch92].** ..... **80**
**Abb. 4-8: Ermitteltes Fenster für Vorwärmtemperatur $T_p$ und Wärmeeinbringung Q.** ..... **82**
**Abb. 4-9: Vergleich der berechneten Mindestvorwärmtemperatur $T_p$ in Abhängigkeit von der Wärmeeinbringung Q zwischen $T_{p\,G}$ und $T_{p\,S}$.** ..... **84**
**Abb. 4-10: Ermitteltes Fenster für Vorwärmtemperatur und Wärmeeinbringung mit der Grenzlinie für kaltrisssicheres Schweißen.** ..... **85**
**Abb. 5-1: Schliffbild von Vorversuchsschweißung Nr. 3,** ..... **87**
**Abb. 5-2: Lagentemperaturen bei Probe 1.** ..... **89**
**Abb. 5-3: Lagentemperaturen bei Probe 2.** ..... **89**
**Abb. 5-4: Lagentemperaturen bei Probe 3.** ..... **90**
**Abb. 5-5: Lagentemperaturen bei Probe 4.** ..... **90**
**Abb. 6-1: Berechnung des Wärmestroms Qx im Element dx in x-Richtung (a) und Zur Ableitung der Differentialgleichung der Wärmeleitung für den allgemeinen Fall des räumlichen Wärmestromes (b) ) [Ry57].** ..... **91**
**Abb. 6-2: Einseitig begrenzten Körpers (dreidimensionale Wärmeleitung).** ..... **95**
**Abb. 6-3: Volumenelement der Platte mit den Abmessungen d dx dy.** ..... **95**
**Abb. 6-4: Der Wärmeübergang an der Oberfläche eines Stabes mit der Querschnittsfläche F und dem Umfang p.** ..... **96**
**Abb. 6-5: über der Fläche F eingebaute ebene Wärmequelle in einem langen Stab [Ry57].** ..... **99**
**Abb. 6-6: Lineare Quelle in einer großen Platte [Ry57].** ..... **99**
**Abb. 6-7: Punktförmige Quelle in einer dicken Platte [Gro96].** ..... **100**

**Abb. 6-8: Wärmefluss (thermisch »unendlich dickes« Blech), mit dem geänderten Verlauf der Isothermen [Schu10]. ....101**
**Abb. 6-9: Einseitig begrenzter Körper mit wärmedurchlässig begrenzten Volumenelement Dicke=dx als Schema für die Betrachtung der elementaren Wärmeausbreitungen [Gro96]. ....102**
**Abb. 6-10: Definition der Abkühlzeit $t_{8/5}$ [Schu10]. ....102**
**Abb. 6-11: Zweidimensionaler Wärmefluss (»dünne« Bleche). Die Isothermen verlaufen theoretisch senkrecht zur Blechoberfläche: $T_{oben} = T_{unten}$ [Schu10]. ....103**
**Abb. 6-12: Heraustrennen eines Bereiches mit der Dicke dx aus der unbegrenzten Platte [Gro96]. ....103**
**Abb. 6-13: Abkühlkurven bei den abnehmenden Vorwärmtemperaturen mit der zunehmenden Lagenzahl der Prozessvariation 1 bzw. Probe 1 mit der logarithmischen Teilung der Zeitachse. ....107**
**Abb. 6-14: Abkühlkurven bei abnehmenden Vorwärmtemperaturen mit zunehmender Lagenzahl der Prozessvariation 1 bzw. Probe 1 mit der linearen Teilung der Zeitachse. ....107**
**Abb. 6-15: Abkühlkurven bei den konstanten Vorwärmtemperaturen von 75 °C mit der zunehmenden Lagenzahl der Prozessvariation 2 bzw. Probe 2 mit der logarithmischen Teilung der Zeitachse. ....108**
**Abb. 6-16: Abkühlkurven bei den konstanten Vorwärmtemperaturen von 75 °C mit der zunehmenden Lagenzahl der Prozessvariation 2 bzw. Probe 2 mit der linearen Teilung der Zeitachse. ....109**
**Abb. 6-17: Abkühlkurven bei konstanten Vorwärmtemperaturen 27 °C mit zunehmender Lagenzahl der Prozessvariation 3 bzw. Probe 3 mit der logarithmischen Teilung der Zeitachse. ....110**
**Abb. 6-18: Abkühlkurven bei konstanten Vorwärmtemperaturen 27 °C mit zunehmender Lagenzahl der Prozessvariation 3 bzw. Probe 3. mit der linearen Teilung der Zeitachse. ....110**
**Abb. 6-19: Abkühlkurven bei zunehmenden Lagentemperaturen mit zunehmender Lagenzahl der Prozessvariation 4 bzw. Probe 4 mit der logarithmischen Teilung der Zeitachse. .111**
**Abb. 6-20: Abkühlkurven bei zunehmenden Lagentemperaturen mit zunehmender Lagenzahl der Prozessvariation 4 bzw. Probe 4 mit der linearen Teilung der Zeitachse. ....111**
**Abb. 6-21: Abkühlkurven mit konstanter Wärmeeinbringung bei unterschiedlichen Vorwärmtemperaturen der Wurzellagen mit der logarithmischen Teilung der Zeitachse. ....112**
**Abb. 6-22: Abkühlkurven mit konstanter Wärmeeinbringung bei unterschiedlichen Vorwärmtemperaturen der Wurzellagen mit der linearen Teilung der Zeitachse. ....113**
**Abb. 6-23: Abkühlkurven mit verschiedenen Wärmeeinbringungen bei unterschiedlichen Vorwärmtemperaturen der Fülllagen mit der logarithmischen Teilung der Zeitachse. .114**
**Abb. 6-24: Abkühlkurven mit verschiedenen Wärmeeinbringungen bei unterschiedlichen Vorwärmtemperaturen der Fülllagen mit der linearen Teilung der Zeitachse. ....114**
**Abb. 6-25: Abkühlkurven mit verschiedenen Wärmeeinbringungen bei unterschiedlichen Vorwärmtemperaturen der Decklagen mit der logarithmischen Teilung der Zeitachse. ....115**
**Abb. 6-26: Abkühlkurven mit verschiedenen Wärmeeinbringungen bei unterschiedlichen Vorwärmtemperaturen der Decklagen mit der linearen Teilung der Zeitachse. ....116**
**Abb. 6-27: Darstellung der Wärmeeinbringungen Q bei den Prozessvariationen. ....117**
**Abb. 6-28: Linien-Darstellung der Wärmeeinbringungen Q bei den Prozessvariationen. ....118**
**Abb. 6-29: Darstellung und Vergleich der Abkühlzeiten $t_{8/5}$ bei den Prozessvariationen. ....118**
**Abb. 6-30: Linien-Darstellung der Abkühlzeiten $t_{8/5}$ bei den Prozessvariationen. ....119**

**Abb. 7-1: Vergleich der Gefüge von der WEZ in den unterschiedlichen Lagen der Probe 1 in 500-facher Vergrößerung. ....121**
**Abb. 7-2: Vergleich der prognostizierten Gefügeausbildung in der WEZ nach Schweiß-ZTU-Schaubild R25 für die Abkühlzeit $t_{850/500}$ = 27 s (links) (Auszug von Abb. 4-5) und der Gefügeausbildung von der WEZ in den Decklagen der Probe 1 (rechts), in 500-facher Vergrößerung. ....122**
**Abb. 7-3: Vergleich der Lagenhärte der WEZ der Probe 1 zu der prognostizierten Härte aus dem Schweiß-ZTU-Schaubild R25 für die Abkühlzeit von 24 s und 28 s. ....123**
**Abb. 7-4: Vergleich der Gefüge von der WEZ in den unterschiedlichen Lagen der Probe 2, in 500-facher Vergrößerung. ....124**
**Abb. 7-5: Vergleich der Gefügeausbildungen in der WEZ nach Schweiß-ZTU-Schaubild R25 für die Abkühlzeit von $t_{850/500}$ = 27 s (oben-links), und der Gefüge von der WEZ in der Decklage der Probe 2 (oben-rechts), und der Gefüge von der WEZ in der Fülllage der Probe 2 (unten-links), und der Gefüge von der WEZ in der Wurzellage der Probe 2 (unten-rechts), in 500-facher Vergrößerung. ....125**
**Abb. 7-6: Vergleich der Lagenhärte von der WEZ der Probe 2 zur prognostizierten Gefügeausbildung aus dem Schweiß-ZTU-Schaubild R25 für die Abkühlzeiten von 26 s, 23 s und 17 s. ....126**
**Abb. 7-7: Vergleich der Gefüge der WEZ in den unterschiedlichen Lagen der Probe 3 in 500-facher Vergrößerung. ....127**
**Abb. 7-8: Vergleich der Lagenhärte der WEZ der Probe 3 mit der prognostizierten Gefügeausbildung aus dem ZTU-Schaubild R25 für die Abkühlzeiten von 21 s, 18 s und 13 s. ....128**
**Abb. 7-9: Vergleich der Gefüge der WEZ in den unterschiedlichen Lagen der Probe 4 in 500-facher Vergrößerung. ....129**
**Abb. 7-10: Vergleich der Lagenhärte der WEZ der Probe 4 zur prognostizierten Gefügeausbildung aus dem Schweiß-ZTU-Schaubild R25 für die Abkühlzeiten von 53 s, 31 s und 13 s. ....130**
**Abb. 8-1: Vergleich der WEZ der Decklagengefüge der unterschiedlichen Proben, in 500-facher Vergrößerung. ....131**
**Abb. 8-2: Gefügeausbildung in der WEZ nach Schweiß-ZTU-Schaubild R25 für die Abkühlzeit von 27 s (oben) und der Gefüge von der WEZ in den Decklagen der Probe 2 (Mitte) und der Gefüge von der WEZ in den Decklagen der Probe 1 (unten), in 600-facher Vergrößerung. ....132**
**Abb. 8-3: Vergleich der WEZ der Fülllagengefüge der unterschiedlichen Proben, ....133**
**Abb. 8-4: Gefügeausbildung der WEZ in den Fülllagen der Probe 1 (oben), Gefügeausbildung in der WEZ nach Schweiß-ZTU-Schaubild R25 für die Abkühlzeit von 27 s (Mitte) und der Gefügeausbildung von der WEZ in den Fülllagen der Probe 2 der (unten), ....134**
**Abb. 8-5: Vergleich der Wurzellagengefüge in der WEZ der unterschiedlichen Proben in 500-facher Vergrößerung. ....135**
**Abb. 8-6: Vergleich experimentelle Schliffe der Prozessvariationen mit Prognoseschliffe aus SZTU. ....136**
**Abb. 8-7: Vergleich der Härte in der WEZ der Decklagen zur prognostizierten Härte aus dem ZTU-Schaubild R25 für die Abkühlzeiten von 24 s ,26 s, 21 s und 53 s. ....137**
**Abb. 8-8: Vergleich der Härte der WEZ der Fülllagen. ....138**
**Abb. 8-9: Vergleich der Härte der WEZ der Wurzellagen. ....139**
**Abb. 8-10: Vergleich der Härtemittelwerte der geschweißten Lagen mit den berechneten Härtemittelwerten nach ZTU –Schaubild. ....140**

**Abb. 8-11: Vergleich der experimentelle Härtemittelwerte der Prozessvariationen mit den berechneten Härtemittelwerten nach ZTU –Schaubild.....141**
**Abb. 8-12: Vergleich der experimentelle Härtemittelwerte der Prozessvariationen in 2D Zwecks Darstellung der Standerdabweichung. .....141**
**Abb. 8-13: Vergleich der Lagenhärte der WEZ der Proben.....142**
**Abb. 8-14: Vergleich experimentelle Härte mit den Prognose-Härten aus SZTU. .....143**
**Abb. 10-1: Metastabiles (Fe-Fe3C; durchgezogene Linien) und stabiles (Fe-C, gestrichelte Linien) Eisen-Kohlenstoff-Zustandsdiagramm [Lä06].....146**

# Tabellenverzeichnis

**Tabelle 2-1: Klassifikation der Kaltrisse [Schu10]. ....22**
**Tabelle 2-2: Grenzwerte in % für die chemische Zusammensetzung bei der Ermittlung von Kohlenstoffäquivalenten nach CET (2.5), CE (2.8) und $CE_N$ (2.6) [ChSt01]. ....28**
**Tabelle 2-3: Wasserstoffgehalte des Schweißgutes nach DIN 8572 [SEW063-87]. ....29**
**Tabelle 2-4: Faktor n in Abhängigkeit von φ [Ru91]. ....39**
**Tabelle 2-5: "Kennwerte aus Zugversuchen an S890QL-Schweißungen (Vorwärmtemperatur 250 °C, Schweißstrom 550 A, Schweißspannung 30 V, Schweißgeschwindigkeit 55 cm/min; Proben aus der Schweißgutmitte nach DIN 50125)" [DiPa00]. ....40**
**Tabelle 2-6: Thermischer Wirkungsgrad η verschiedener Lichtbogenschweißverfahren [Di05]. ....43**
**Tabelle 2-7: Nahtfaktor $F_2$ und $F_3$ zum Einfluss der Naht Art [DoAn95]. ....44**
**Tabelle 3-1: Chemische Zusammensetzung des Probenwerkstoffs Stahl EN 10025-2-S355JR (Stückanalyse, BAM, Berlin). ....60**
**Tabelle 3-2: Chemische Zusammensetzung von dem Massivdraht S2Mo zum Unterpulverschweißen [DIN756-04]. ....61**
**Tabelle 3-3: Hauptbestandteile des Schweißpulvers OP 181. ....62**
**Tabelle 3-4: Schweißgeeignete Werkstoffe für OP 181 nach Herstellerangaben. ....62**
**Tabelle 3-5: Schweißgutanalyse (Richtwerte in %) nach Herstellerangaben (Schweißpulver OP 181 der Firma Oerlikon). ....63**
**Tabelle 3-6: Mechanische Eigenschaften des reinen Schweißgutes (Einzelwerte sind Richtwerte) nach Herstellerangaben (Schweißpulver OP 181 der Firma Oerlikon). ....63**
**Tabelle 3-7: Technische Daten der Schweißmaschine. ....64**
**Tabelle 4-1: Chemische Zusammensetzung der Stähle R8, R24 und R25. ....73**
**Tabelle 4-2: Berechnete CE-Werte. ....74**
**Tabelle 4-3: Schweißparameter der Vorversuche. ....77**
**Tabelle 4-4: Berechnete Streckenenergie E der Vorversuche. ....77**
**Tabelle 4-5: Berechnete Wärmeeinbringung Q und Grenzblechdicke $d_ü$. ....78**
**Tabelle 4-6: Vergleich zwischen den berechneten Grenzblechdicken dü und der Versuchstahlsblechdicke ....78**
**Tabelle 4-7: Berechnete Abkühlzeiten $t_{8/5}$ in Abhängigkeit von der Wärmeeinbringung und Vorwärmtemperatur. ....78**
**Tabelle 4-8: Berechnete $T_{p\,G}$ Mindestvorwärmtemperatur für den Grundwerkstoff der Q-Werte. ....83**
**Tabelle 4-9: Berechnete Werte für $T_{p\,S}$ Mindestvorwärmtemperatur für das Schweißgut und Q. ....83**
**Tabelle 5-1: Vorwärmtemperaturen der Lagen pro Probe. ....86**
**Tabelle 5-2: Schweißparameter der Vorversuche (Drahtelektrode: S2Mo, 4 mm Ø. Schweißpulver: OP 181. Stahl: S355JR). ....87**
**Tabelle 5-3: Schweißparameter (Drahtelektrode: S2Mo, 4 mm Ø. Schweißpulver: OP 181. Stahl: S355JR). ....88**
**Tabelle 6-1: Berechnete Wärmeeinbringungen und Abkühlzeiten. ....105**
**Tabelle 6-2: Wärmeeinbringungen und Abkühlzeiten bei abnehmenden Vorwärmtemperaturen mit zunehmender Lagenzahl der Prozessvariation 1 bzw. Probe 1. ....107**
**Tabelle 6-3: Wärmeeinbringungen und Abkühlzeiten bei den konstanten Vorwärmtemperaturen von 75 °C mit der zunehmenden Lagenzahl der Prozessvariation 2 bzw. Probe 2. ....108**

**Tabelle 6-4: Wärmeeinbringungen und Abkühlzeiten bei konstanten Vorwärmtemperaturen 27 °C mit zunehmender Lagenzahl der Prozessvariation 3 bzw. Probe 3.** ..... **110**
**Tabelle 6-5: Wärmeeinbringungen und Abkühlzeiten bei zunehmenden Lagentemperaturen mit zunehmender Lagenzahl der Prozessvariation 4 bzw. Probe 4.** ..... **112**
**Tabelle 6-6: Berechnete Abkühlzeiten mit konstanter Wärmeeinbringung bei unterschiedlichen Vorwärmtemperaturen der Wurzellagen.** ..... **113**
**Tabelle 6-7: Berechnete Abkühlzeiten mit verschiedenen Wärmeeinbringungen bei unterschiedlichen Vorwärmtemperaturen der Fülllagen.** ..... **114**
**Tabelle 6-8: Vergleich der $t_{8/5}$ Abkühlzeiten zwischen Wurzellagen und Fülllagen bei gleichen Vorwärmtemperaturen $T_p$.** ..... **115**
**Tabelle 6-9: Berechnete Abkühlzeiten mit verschiedenen Wärmeeinbringungen bei unterschiedlichen Vorwärmtemperaturen der Decklagen.** ..... **116**
**Tabelle 6-10: Vergleich der $t_{8/5}$ Abkühlzeiten zwischen Fülllagen und Decklagen bei gleichen Vorwärmtemperaturen $T_p$.** ..... **116**
**Tabelle 10-1: Kerbschlagarbeit (Spitzkerb-Längsproben) für Flach- und Langerzeugnisse aus Stahl S355JR [DIN10025].** ..... **147**
**Tabelle 10-2: Chemische Zusammensetzung nach der Stückanalyse für Flach- und Langerzeugnisse aus Stahlsorten [DIN10025].** ..... **147**
**Tabelle 10-3: Mechanische Eigenschaften für Flach- und Langerzeugnisse aus Stahlsorten mit Werten für die Kerbschlagarbeit [DIN10025-05].** ..... **148**

# 1 Einleitung und Zielsetzung

Die auftretenden thermodynamischen Zyklen (Temperatur-Zeit-Verläufe) während des Schweißens haben Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften im Schweißgut und in der Wärmeeinflusszone bzw. Isotherme. Durch die Schweißbedingungen werden thermodynamischen Zyklen von mehreren Einflussgrößen charakterisiert. Diese Einflussgrößen sind laut [DeUwWe85] Lichtbogenspannung, Schweißstrom, Schweißgeschwindigkeit, Vorwärmtemperatur, Blechdicke, Schweißverfahren und Nahtformen. Der auftretende Temperatur-Zeit-Verlauf bei einem Lichtbogendurchgangs ist gekennzeichnet durch eine kurze Aufheizphase und einer im Allgemeinen wesentlich längeren Abkühlphase. In der Aufheizphase steigt die Temperatur schnell an und fällt nach Durchgang des Lichtbogens wieder ab [UwDe72]. Die Gefügehomogenität bei den Mehrlagenschweißungen wird durch deren chemische Zusammensetzung und die Geschwindigkeit, mit der die Abkühlung aus der flüssigen Phase erfolgt, bestimmt. Maßgebend für die Auswirkungen von Schweißtemperaturzyklen auf die Gefüge-und Härtehomogenität bei den Mehrlagenschweißungen sind die vorgesehen Vorwärmtemperaturen vor dem Schweißen.

Ziel der Arbeit ist es die zur Beschreibung der thermodynamischen Prozesse erforderlichen Grundlagen darzustellen und kritisch zu betrachten und daraus eine Methode zu entwickeln, die die Gefüge-und Härtehomogenität bei Mehrlagenschweißungen verbessert. Dabei soll berücksichtigt werden, dass trotz technologisch bedingter unterschiedlicher Wärmezufuhr beim Wurzel-, Fülllagen- und Decklagenschweißen der Temperaturzyklus durch gezielte Variation der Vorwärmtemperatur optimiert bleibt, statt wie bisher ausschließlich mit kritischen ansteigenden Vorwärmtemperaturen zu schweißen. Dies erfordert, bei einer geringeren Wärmezufuhr des Wurzellagenschweißens höhere Vorwärmtemperaturen anzuwenden als bei der größeren Wärmezufuhr für Füll- und Decklagen. Die vorliegende Arbeit soll zeigen, in welcher Weise dies quantitativ geschehen kann und welcher Erfolg mit dieser Methode erreichbar ist. Mit steigender Blechdicke wirkt sich der Einfluss des Überganges von der zweidimensionalen in die dreidimensionale Wärmeleitung auf die Abkühlung beim Schweißen aus. Aus diesem Grund wird in dieser Arbeit bei der Ermittlung der Vorwärmtemperatur die Grenzblechdicke bzw. Übergangsdicke $d_ü$, berücksichtigt, bei der die zweidimensionale in die dreidimensionale Wärmeleitung übergeht. Eine Problematik beim Schweißen mit hoher Abschmelzleistung besteht

darin, dass während des Schweißens die Zwischenlagentemperatur oft erheblich über die Vorwärmtemperatur ansteigt, was zu Grobkorn und Zähigkeitsverlust führt. Mit Hilfe des $t_{8/5}$ –Konzeptes soll dieses Problem behandelt werden, sodass in dieser Arbeit Schweißungen mit konstanter sowie gezielt abnehmender Zwischenlagentemperatur durchgeführt werden.

Große stahlverarbeitende Unternehmen haben die Möglichkeit, über umfangreiche Versuchsreihen die Abkühlzeitbereiche, die die Anforderungen an die mechanischen Eigenschaften der Verbindungen erfüllen, für jeden Stahl unabhängig von den Schweiß-ZTU-Schaubildern zu ermitteln. Die dazu erforderliche Probenzahl und die Prüfkapazität können sich kleine und mittlere Unternehmen (KMU) hingegen oft nicht leisten. Aus diesem Grund wird in der Dissertation untersucht, inwieweit bestehende Schweiß-ZTU-Schaubilder anstelle umfangreicher Versuchsreihen genutzt werden können, um über lagenabhängige Vorwärmtemperaturen die optimale Abkühlzeit zu erreichen. Mittels $t_{8/5}$-Konzept-Formeln werden die Abkühlzeiten der vorgewärmten geschweißten Lagen des Mehrlagenschweißens berechnet und mit den Abkühlzeiten $t_{8/5}$ aus dem Schweiß-ZTU-Schaubild des Versuchsstahles verglichen.

Um die Kombination einer Verwendung lagenabhängiger Vorwärmtemperatur mit der jeweiligen Lagenvorwärmung mittels $t_{8/5}$ – Konzept zu bestimmen, werden die Abkühlzeiten der variierten Vorwärmtemperaturen mit der zunehmenden Lagenzahl beim Mehrlagenschweißen ermittelt und mit denen aus Schweiß-ZTU-Schaubilder verglichen. Im Rahmen dieser Arbeit wird dieses Verfahren systematisch untersucht.

Die Versuchsproben bestehen aus dem Stahl EN 10025-2-S355JR und sind mit dem Unterpulverschweißverfahren in der Nahtform der Kehlnaht in Wannenlage mehrlagig geschweißt. Zwecks Vorwärmen der Fügeteile wird ein Widerstandserwärmungsgerät gewählt. Mit handgeführtem kontaktlosen Thermometern (mittels Wärmestrahlungssensor) erfolgte die Temperaturmessung. Für die Charakterisierung der Gefügeausbildung der untersuchten Proben aus den Schweißversuchen sind Querschliffe entnommen worden. Zunächst werden die Härtewerte HV30 der Schweißlagen der WEZ gemessen. Die Übereinstimmungen bzw. Abweichungen der aus dem Schweiß-ZTU-Schaubild prognostizierten Gefügeausbildungen und Härten können mit den Ergebnissen aus den Schweißversuchen untersucht werden

und die Eignung des $t_{8/5}$-Konzepts für die Vorwärmung bei den Mehrlagenschweißungen überprüft werden. Um aus dem Schweiß-ZTU-Schaubild des Versuchsstahles S355JR die $t_{8/5}$-Zeit zu ermitteln, muss ein geeignetes Schweiß-ZTU-Schaubild des Stahles S355JR z.B. im "Große Atlas Schweiß-ZTU-Schaubilder" von Seyffarth. Meyer. Scharff [SeMeSch92] vorliegen. Ein Problem dabei ist, dass die Chargen der verschiedenen Stähle in diesem Atlas von den vorhandenen Stählen voneinander abweichen. Die Auswahlmethode für geeignete Schweiß-ZTU-Schaubilder wird im Abschnitt 4.1 erklärt. Daher wird ein Auswahl-Konzept entwickelt, um eine möglichst gute Übereinstimmung von Schweiß-ZTU-Schaubild und Versuchswerkstoff zu erzielen.

Im Kapitel 5 wird der Einfluss verschiedener Vorwärmtemperaturen auf die Gefüge und Härte untersucht. Es werden dabei vier Prozessvariationen des Mehrlagenschweißens berücksichtigt.

Die Thermodynamik der Abkühlzeiten und die Darstellung der Abkühlkurven werden in der Kapitel 6 analysiert und diskutiert. Die theoretischen thermodynamischen Grundlagen und die Herleitung der Gleichungen der Abkühlzeiten, werden in diesem Kapitel beschrieben. Die Analyse des Temperaturfeldes geht von der Fourierschen Differentialgleichungen aus.

Anhand dieser Gleichungen wird nachfolgend der Einfluss der Schweißparameter auf die Abkühlzeiten untersucht. Dazu werden die folgenden Aspekte betrachtet

- Bestimmung der zeitlichen Temperaturänderung (Instationäre Wärmeleitung)
- Grenzbedingung ersten, zweiten und dritten Grades, d.h. isotherme und adiabate Grenzbedingung sowie ein Wärmeübergang nach dem Newtonschen Wärmeübergangsgesetz
- Vereinfachung der Lösungen bei der Erwärmung durch schnellwandernde Hochleistungsquellen für punktförmige Quelle und für linearen Quelle

Bei den experimentellen Ergebnissen werden anhand von berechneten Abkühlzeiten $t_{8/5}$ der Lagen der Proben mit dem geeigneten Schweiß-ZTU-Schaubild des Stahls aus dem "Großer Atlas Schweiß-ZTU-Schaubilder", geprüft, ob geeignete Q- und $T_p$ Werte vorliegen. Ziel ist es dabei, die Übereinstimmungen bzw. Abweichungen der aus dem Schweiß-ZTU-Schaubild prognostizierten Gefügeausbildung und Härte mit den entsprechenden Ergebnissen aus den Schweiß-versuchen zu untersuchen.

# 2 Technologische Grundlagen

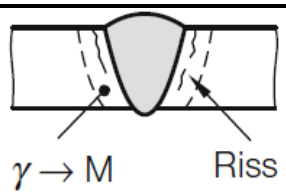
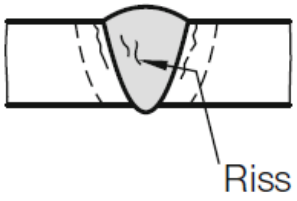
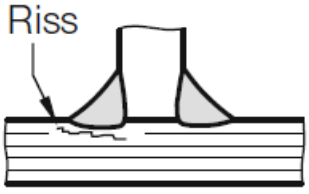
Kaltrisse sind ein Problem in der Schweißtechnologie. Million und Mikula [Mi80, Mik94] geben als Ursache für die drei Ursachen an:

- die Beeinflussung der Verbindung durch eingelagerten Wasserstoff,
- die Bildung von Härtegefügen und
- die Entstehung von Spannungen.

Schulze klassifiziert in [Schu10] Kaltrisse in der Abhängigkeit vom Entstehungsort in Schweißverbindungen wie folgt (s. Tabelle 2-1):

- Risse im Schweißgut,
- Risse im Bereich der Schmelzgrenze und
- Risse im restlichen Bereich der WEZ.

Tabelle 2-1: Klassifikation der Kaltrisse [Schu10].

| Rissart | Entstehungsorte | Rissverlauf | Skizze |
|---|---|---|---|
| Aufhärtungsriss Unternahtriss | WEZ | transkristallin |   |
| Wasserstoff-induzierter Riss | WEZ und Schweißgut | transkristallin und (oder) interkristallin |   |
| Terrassenbruch | WEZ | parallel zur Walzrichtung |   |

In sehr vielen Fällen fällt die Unterscheidung schwer, ob die Risse auf der Wirkung des Wasserstoffs (wasserstoffinduzierte Kaltrisse) beruhen oder ein Phänomen der Härtegefüge sind. Der Wasserstoff im Schweißgut und in der Wärmeeinflusszone stammt im Wesentlichen aus wasserstoffhaltigen Bestandteilen der Schweißzusätze und Schweiß-Hilfsstoffe. Außerdem kann Wasserstoff durch an den Werkstücken vorhandene Feuchtigkeit, z.B. Schwitzwasser, in das Schweißgut gelangen. Möser und Oehmigen beschreiben diesen Mechanismus wie folgt: “Im Stahl diffundiert der Wasserstoff atomar zu Hohlräumen und rekombiniert dort unter Druckaufbau, woraus eine gewisse Innenlast resultiert.

Als kleinste Speicher-einheit werden dafür wahrscheinlich Leerstellen wirksam“ [MöOeh84]. Durch das Gas (Wasserstoff) entstehen Poren im Schweißgut. Eine Wasserstoff-beladung verstärkt die wasserstoffinduzierte Rissbildung. Von Schulze [Schu10] wird mit REM-Aufnahmen die charakteristische Bruchfläche in Mikroporen untersucht, die von eingeschlossenen Wasserstoffblasen hervorgerufen wurden. Des Weiteren verweist Schulze darauf, dass neben sprödflächigen Anteilen der Bruchfläche auch Bereiche mit deutlicher Mikroplastizität auftreten. Zudem treten Mikroporen auf, die für diese Rissart typischen sind. Diese Mikroporen sind hier in Abb. 2-1 gezeigt.

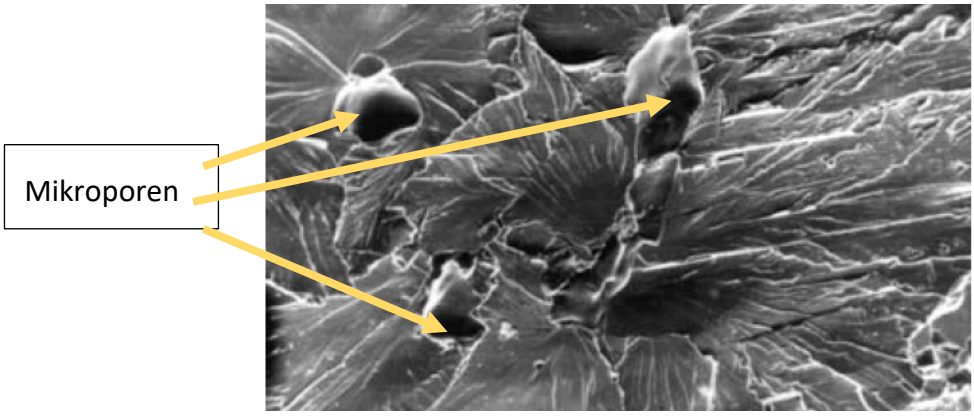



Abb. 2-1: Mikroporen (REM-Aufnahme) [Schu10].

## 2.1 Wärmeführung beim Schweißen von Stahl und Vorwärmebehandlung

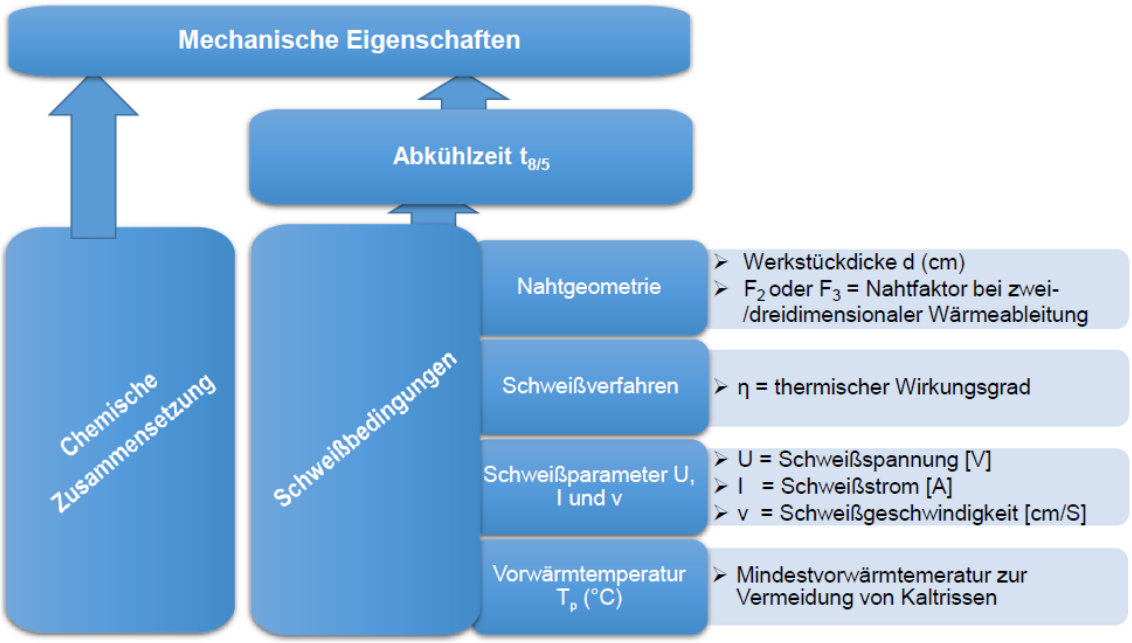



Abb. 2-2: Einfluss von chemischer Zusammensetzung und Schweißbedingungen auf mechanische Eigenschaften.

Thermische Vorgänge sowie Gefügeumwandlungen beeinflussen die entstehenden Schweißspannungen. Zur Erzielung optimaler Schweißergebnisse sind die Wärmezufuhr beim Schweißen und eine evtl. Vorwärmung aufeinander abzustimmen. Charakteristisch für die Gefügeausbildung ist die Abkühlgeschwindigkeit aus dem Austenitgebiet (s. Eisen-Kohlenstoff-Zustandsdiagramm im Anhang). Vor allem die Abkühldauer $t_{8/5}$ für das Temperaturintervall zwischen 800 °C und 500 °C ist hierbei von besonderem Interesse. Die mechanisch-technologischen Eigenschaften werden hauptsächlich von $t_{8/5}$ beeinflusst. Die Abkühlzeit wird von den in Abb. 2-2 dargestellten Einflussgrößen bestimmt.

Rykalin entwickelte [Ry57] die folgenden Berechnungsformeln für die Abkühlzeiten $t_{8/5}$ (s. Kap. 6) bei dreidimensionaler Wärmeleitung

$$t_{8/5} = \frac{1}{2\cdot\pi\cdot\lambda}\cdot Q\cdot\left(\frac{1}{500\text{-}T_p}-\frac{1}{800\text{-}T_p}\right)\cdot F_3 \qquad [s] \tag{2.1}$$

und bei zweidimensionaler Wärmeleitung folgender maßen

$$t_{8/5} = \frac{1}{4\cdot\pi\cdot\lambda\cdot\rho\cdot c}\cdot Q^2\cdot\frac{1}{d^2}\left(\left(\frac{1}{500\text{-}T_p}\right)^2-\left(\frac{1}{800\text{-}T_p}\right)^2\right)\cdot F_2\ [s]. \tag{2.2}$$

In der Abkühlzeit $t_{8/5}$ ist die Wärmeeinbringung

$$Q = \eta\cdot E = \eta\cdot\frac{U\cdot I}{v}\left[\frac{J}{cm}\right]. \tag{2.3}$$

Hierin ist E die Streckenenergie

$$E = \frac{U\cdot I}{v}\left[\frac{J}{cm}\right]. \tag{2.4}$$

Die einzelnen Parameter bedeuten:

U = Schweißspannung [V], I = Schweißstrom [A], und v = Schweißgeschwindigkeit [cm/s], thermischem Wirkungsgrad η des Schweißverfahrens. Er gibt an, wie viel der aus der Stromquelle entnommenen elektrischen Energie dem Werkstück zugeführt wird (Tabelle 2-6). $T_p$ ist Vorwärmtemperatur (eng.: Preheat temperature) und die Wärmeeigenschaften des Werkstoffs sind λ (J/s cm K) = Wärmeleitzahl des Stahles und c (J/g K) = (mittlere) spezifische Wärme des Stahles sowie ρ ($g/cm^3$)

die Dichte des Stahles. Zusätzlich werden die Abkühlzeitengleichungen von verschiedenen Größen beeinflusst, die sich aus Blechdicke d, Nahtform F sowie der Art und Leistung der Wärmequelle beschreiben[HeHo99]. Aus Abb. 2-2 ist ersichtlich, dass die Schweißparameter während des Schweißens als veränderliche Haupteinflussfaktoren auf die mechanischen Eigenschaften der Schweißungen angesehen werden können. Sie beeinflussen am meisten den Temperatur-Zeit-Zyklus, der während des Schweißens abläuft.

### 2.1.1 Vermeidung von Kaltrissen

In der Norm DIN1011-T2/01 sind im Anhang C zwei Vorwärmmethoden zur Vermeidung von Kaltrissen in unlegierten Stählen, Feinkornbaustählen und niedriglegierten Stählen beschrieben:

- **Methode A im Anhang C.2**

Hier wird das Kohlenstoffäquivalent CE (eng.: **C**arbon **e**quivalent) Kohlenstoffäquivalent im Hinblick auf die Aufhärtung (s. (2.8), S. 27) zur Beurteilung herangezogen. Dieses CE betrachtet die Härtbarkeit des Stahles (s. Abschnitt 4.1) und berücksichtigt weniger die Kaltrissempfindlichkeit der hochfesten Feinkornbaustähle im Hinblick auf die Anfälligkeit eines Stahls gegenüber wasserstoffinduzierten Rissen.

- **Methode B im Anhang C.3**

Durch umfangreiche Untersuchungen zum Kaltrissverhalten von Stählen beim Schweißen der Firma Thyssen hat sich das Kohlenstoffäquivalent CET (eng.: **C**arbon **e**quivalent-**t**emperatur) Kohlenstoffäquivalent (zwecks Mindestvorwärmtemperatur zur Vermeidung von Wasserstoffrissen) ergeben. Dieses Konzept fand seinen Niederschlag im [SEW 088-93] und wurde als Methode B in die Norm DIN1011-T2/01 übernommen.

“Spezielle Kaltrisstests auch an Schweißverbindungen ermöglichten ein genaueres Bestimmen der notwendigen Vorwärmung durch das abgeleitete Kohlenstoffäquivalent CET“ [DIN1011-T1/98] (s. (2.5), S. 27).

Das Kaltrissverhalten von Schweißverbindungen wird außer vom Kohlenstoffäquivalent des Grundwerkstoffes und des Schweißgutes CET auch von der Blechdicke d, dem Wasserstoffgehalt des Schweißgutes HD und dem Wärme-einbringen Q beim Schweißen sowie dem Eigenspannungszustand der Verbindung maßgebend bestimmt (s. Abschnitt 2.3).

## 2.2 Wirkung des Vorwärmens

Ein wirksames Mittel zum Vermeiden von Kaltrissen ist das Vorwärmen. Es verzögert die Abkühlung des Nahtbereichs und begünstigt die Wasserstoffeffusion. Das Vorwärmen wirkt sich außerdem günstig auf den Eigenspannungszustand der Schweißverbindungen aus. Die Vorwärmtemperatur $T_p$ ist üblicherweise die Temperatur des Nahtbereichs vor dem Schweißen der ersten Raupe. Als Zwischenlagentemperatur $T_i$ wird bei den Mehrlagenschweißungen die Temperatur bezeichnet, auf die der Nahtbereich abkühlt, bevor weitere Raupen eingebracht werden. Bei der Behandlung von Kaltrissen wird unterstellt, dass beide Temperaturen ausreichend hoch sind, um Kaltrisse zu vermeiden. Daher wird sie Mindestvorwärmtemperatur zur Vermeidung von Kaltrissen benannt. Durch Vorwärmen des Werkstücks verringert sich der Temperaturunterschied zwischen dem erwärmten Schweißbereich und der Werkstücktemperatur. Mit der Absenkung des Temperaturgradienten wird die Wärmeleitung an die Umgebung verkleinert, d.h. die Abkühlgeschwindigkeit an der Schweißstelle nimmt ab, was wiederum die Gefügeausbildung beeinflusst. Die Wirkung des Vorwärmens ist wiederum von verschiedenen Faktoren abhängig.

### 2.2.1 Auswirkung der Einflussgrößen auf die Mindestvorwärmtemperatur

#### 2.2.1.1 Die Beschreibung des Einflusses der chemischen Zusammensetzung mittels Kohlenstoffäquivalente

Ein wichtiger Einflussfaktor bei der Bestimmung der Mindestvorwärmtemperatur ist die chemische Zusammensetzung des Grundwerkstoffs und Schweißgutes, die erhebliche Auswirkungen auf die Aufhärtung und Verformungsfähigkeit des jeweiligen Schweißnahtbereichs haben. Um den Einfluss der chemischen Zusammensetzung auf die Aufhärtungsneigung und das Kaltrissverhalten zu kennzeichnen, werden üblicherweise Kohlenstoffäquivalente verwendet.

"Diese Methode beruht auf der durch die Schweißpraxis begründeten Erfahrung, wonach die Rissneigung eines Gefüges nicht nur vom Kohlenstoffgehalt, sondern auch in unterschiedlichem Umfang von verschiedenen Legierungselementen bestimmt wird. Der Einfluss der wichtigsten Legierungselemente im Stahl wird durch experimentell ermittelte Faktoren (= Äquivalentzahlen) beschrieben, die ein wahrscheinlicher Maßstab für ihre rissbegünstigende Wirkung bezogen auf den Kohlenstoff sind" [Schu10].

Bei der Anwendung der Formeln für das Kohlenstoffäquivalent sind die unterschiedlichen Zielsetzungen zu beachten:

- Kohlenstoffäquivalent im Hinblick auf die Wasserstoffrisse
- Kohlenstoffäquivalent im Hinblick auf die Aufhärtung.

Die Formeln für die verschiedenen Kohlenstoffäquivalente, in die die Prozentwerte der Massenanteile der jeweiligen Elemente eingesetzt werden, lauten im Hinblick auf die Anfälligkeit eines Stahls gegenüber wasserstoffinduzierten Rissen wie folgt: nach [SEW088-93]:

$$\text{CET in \%} = C + \frac{Mn+Mo}{10} + \frac{Cr+Cu}{20} + \frac{Ni}{40}, \tag{2.5}$$

nach [IIW Dok IX- 1573-29]:

$$CE_N \text{ in \%} = C + f(C)\left\{\frac{Si}{24} + \frac{Mn}{6} + \frac{Cu}{15} + \frac{Ni}{20} + \frac{(Cr+Mo+V)}{5}\right\}, \tag{2.6}$$

mit $f(C) = 0{,}75 + 0{,}25\tanh[20(C - 0{,}12)]$,

und nach [ANSI/AWS98]:

$$P_{cm} \text{ in \%} = C + \frac{Si}{30} + \frac{Mn}{20} + \frac{Cu}{20} + \frac{Ni}{60} + \frac{Cr}{20} + \frac{Mo}{15} + \frac{V}{10} + 5.B. \tag{2.7}$$

Hierbei ist zu beachten, dass $P_{cm}$ kein C-Äquivalent mit der Dimension % ist, sondern die Wasserstoff-Risslänge in cm. Lediglich das Ziel von $P_{cm}$ ist mit CE vergleichbar.

Im Hinblick auf die Anfälligkeit für Härterisse wird nach [BS5135-84] das Kohlenstoffäquivalent CE vorgeschlagen:

$$\text{CE in \%} = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr+Mo+V}{5} + \frac{Ni+Cu}{15}. \tag{2.8}$$

Bezüglich des Einflusses der Wärmeeinbringung auf den Härterissen nach [IIW Dok IX- 1573-29] oder nach [ANSI/AWS98] wird ebenfalls diese Formel (2.8) berücksichtigt.

Nach [SEW088-93] lassen sich für hochfeste Feinkornbaustähle hinsichtlich der Anfälligkeit eines Stahls gegenüber wasserstoffinduzierten Rissen geeignete Mindestvorwärmtemperaturen in Abhängigkeit vom Kohlenstoffäquivalent (CET) (2.5) bestimmen. Die Formeln zeigen in besonderer Weise, dass der Anwender die unterschiedlichen Zielrichtungen beachten muss. Daraus ergibt sich auch eine unterschiedliche Gewichtung der Einflüsse der chemischen Zusammensetzung auf das Kaltrissverhalten. In Tabelle 2-2 sind die von Christoph und anderen [ChSt01] ausgewiesenen gültigen Grenzen für die Kohlenstoffäquivalente CET, CE und $CE_N$ enthalten. Für Formel 2-7 existieren keine Legierungsgrenzangaben.

Tabelle 2-2: Grenzwerte in % für die chemische Zusammensetzung bei der Ermittlung von Kohlenstoffäquivalenten nach CET (2.5), CE (2.8) und $CE_N$ (2.6) [ChSt01].

| Element | CET (2.5) | CE (2.8) | $CE_N$ (2.6) |
|---|---|---|---|
| C | ≥ 0,05 ≤ 0,32 | ≥ 0,05 ≤ 0,29 | ≥ 0,02 ≤ 0,3 |
| Si | ≤ 0,8 | ≤ 0,8 | ≤ 0,6 |
| Mn | ≥ 0,5 ≤ 1,9 | ≤ 1,7 | ≤ 2, 0 |
| Cr | ≤ 1,5 | ≤ 0,9 | ≤ 2,5 |
| Cu | ≤ 0,7 | ≤ 1,0 | ≤ 1,0 |
| Ni | ≤ 2,5 | ≤ 2,5 | ≤ 3,75 |
| Mo | ≤ 0,75 | ≤ 0,75 | ≤ 0,75 |
| V | ≤ 0,18 | — | ≤ 0,10 |
| Ti | ≤ 0,12 | — | — |
| Nb | ≤ 0,6 | — | ≤ 0,10 |
| B | ≤ 0,005 | 1) | ≤ 0,0003 |

1) Formel CE (2.8) gilt nicht für borhaltige Stähle.

Das Kohlenstoffäquivalent CET s. (2.5) ist eine entscheidende Einflussgröße bei der Festlegung der Mindestvorwärmtemperatur bei kaltrisssicheren Schweißvorgängen. Zwischen dem Kohlenstoffäquivalent im Hinblick auf die Anfälligkeit eines Stahls gegenüber wasserstoffinduzierten Rissen CET (s. (2.5), S. 27) und der Mindestvorwärmtemperatur zur Vermeidung von Wasserstoffrissen $T_{p\ CET}$ ($T_p$: eng.: Preheat temperature) oder Zwischenlagentemperatur $T_{i\ CET}$ besteht (s. Abb. 2-3) ein linearer Zusammenhang [DIN EN101-2-01].

$$T_{p\ CET} = 750 \times CET - 150\ (°C) \tag{2.9}$$

In der Abb. 2-3 ist erkennbar, dass eine Zunahme des Kohlenstoffäquivalentes CET um etwa 0,01 % zu einer Erhöhung der Mindestvorwärmtemperatur um etwa 7,5 °C führt.

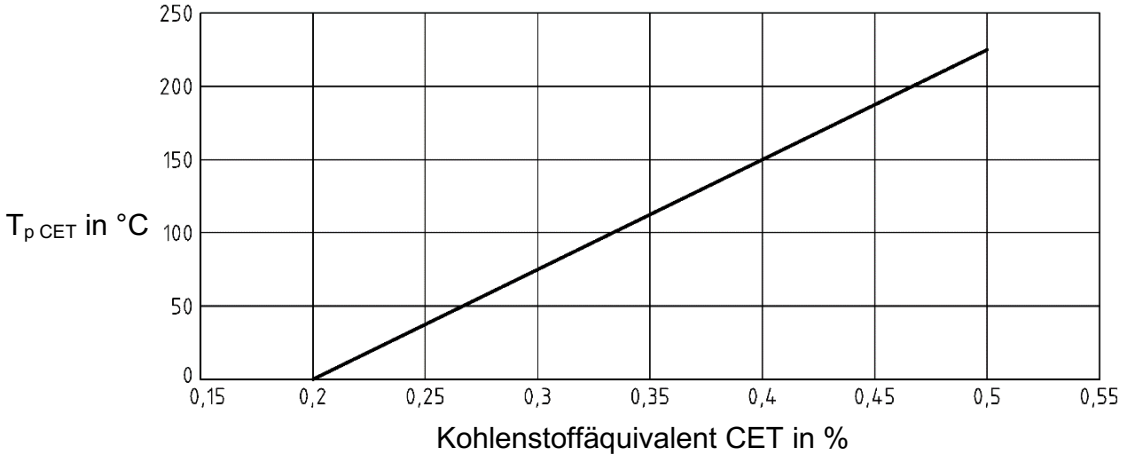



Abb. 2-3: Mindestvorwärmtemperatur $T_{p\ CET}$ zur Vermeidung von Wasserstoffrissen in Abhängigkeit vom Kohlenstoffäquivalent im Hinblick auf die Anfälligkeit eines Stahls gegenüber wasserstoffinduzierten Rissen CET [DIN EN101-2-01].

### 2.2.1.2 Einfluss des Wasserstoffgehalts des Schweißgutes HD

Die Schweißzusätze weisen laut DIN 8572 vier Bewertungsstufen der Wasserstoffgehalte HD (eng.: Hydrogen Dosage) auf sehr niedrig, niedrig, hoch und sehr hoch (s. Tabelle 2-3). Durch den Wasserstoffeintrag beim Schweißen können Versprödungen im Schweißgut auftreten, die unter Umständen zum Versagen der Schweißnaht und damit der geschweißten Konstruktion führen. Wasserstoff entsteht durch Dissoziation von Feuchtigkeit/Wasser oder von Wasserdampf im Lichtbogen. Die durch das Schweißgut aufgenommene Wasserstoffgehalte lassen sich entsprechend ISO 3690 "Schweißen - Bestimmung des Wasserstoffs im Schweißgut unlegierter und niedrig legierter Stähle" (entspricht DIN 8572-1) ermitteln [SEW063-87].

Tabelle 2-3: Wasserstoffgehalte des Schweißgutes nach DIN 8572 [SEW063-87].

| Kennzeichnende Wasserstoffgehalte und deren Bewertung (DIN 8572) | | |
|---|---|---|
| Schweißverfahren | Wasserstoffgehalt HD [$cm^3$/100 g] | Bewertung |
| Lichtbogenhandschweißen mit<br>Stabelektrode B<br>Stabelektrode R<br>Stabelektrode C | <br><= 5<br>ca. 25<br>ca. 40 | <br>sehr niedrig<br>hoch<br>sehr hoch |
| Schutzgasschweißen | <= 5 | sehr niedrig |
| Unterpulverschweißen | > 5 bis <= 10<br><= 5 | niedrig<br>sehr niedrig |

Alle Grundlagendokumente [DIN EN101-2-01] weisen darauf hin, “dass die Wasserstoffempfindlichkeit vom Wärmegeschehen, das heißt von der Vorwärmung, der Zwischenlagentemperatur sowie der Wärmeeinbringung beim Schweißen abhängig

ist. Der Einfluss der Schweißzusätze darf ebenfalls nicht außer Acht gelassen werden“ [DIN EN101-2-01].

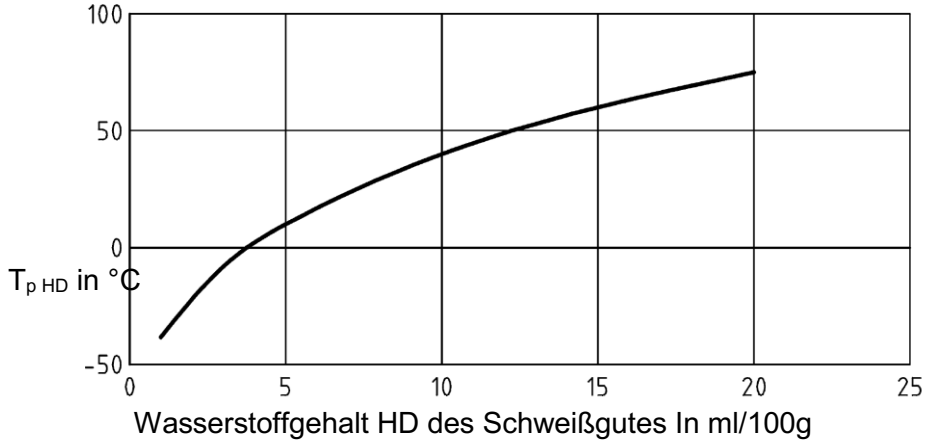



Abb. 2-4: “Mindestvorwärmtemperatur $T_{p\,HD}$ zur Vermeidung von Wasserstoffrissen in Abhängigkeit vom Wasserstoffgehalt HD des Schweißgutes“ [DINEN101-2-01].

“In der deutschen Methode wird die notwendige Vorwärmung in Relation zum Wasserstoffgehalt durch die Formel

$$T_{p\,HD} = 62 \cdot HD^{0,35} - 100\ (°C) \qquad (2.10)$$

berechnet oder einem Diagramm Abb. 2-4 entnommen“ [DIN EN101-2-01]. Dabei ist HD der Gehalt des diffusiblen Wasserstoffs des Schweißgutes in der Maßeinheit ml/l00 g Schweißgut. Laut [DIN EN101-2-01] enthält die britische Methode “fünf Gruppen mit Wasserstoffgehalten im Schweißgut - von Gruppe A (≥ 15 ml/100 g) bis Gruppe E ≤ 3 ml/100 g. Der Verarbeiter kann danach den geschätzten oder auch bekannten Wasserstoffgehalt diesen Gruppen zuordnen. Anhand der Gruppen lassen sich dann in Abhängigkeit von der Blechdicke und dem Kohlenstoffäquivalent entsprechende Vorwärmtemperaturen mithilfe von Diagrammen bestimmen“ [DIN EN101-2-01].

“Die japanische Methode berücksichtigt vor allem den Einfluss von Wasserstoff im Schweißgut durch eine Erhöhung oder eine Reduzierung des für die Berechnung der Vorwärmtemperatur maßgebenden Kohlenstoffäquivalents $CE_N$. Dabei gilt ein Wasserstoffgehalt von 5 ml/100 g im aufgetragenen Schweißgut als Ausgangswert. Wasserstoffgehalte von über 5 ml/100 g erhöhen das entsprechende Kohlenstoffäquivalent, Wasserstoffgehalte unter 5 ml/100 g führen zu einer Absenkung des für die Berechnung einzusetzenden Kohlenstoffäquivalents. Die Höhe der Veränderung lässt sich anhand eines Diagramms bestimmen“ [DIN EN101-2-01].

“Die amerikanische Methode unterscheidet zwischen drei Wasserstoffniveaus: H1 für besonders niedrige Wasserstoffgehalte von ≤ 5 ml/100 g Schweißgut, H2 für niedrige Wasserstoffgehalte mit ≤ 10 ml/100 g Schweißgut und H3 für höhere oder nicht bekannte Wasserstoffgehalte im Schweißgut. Liegen genaue Wasserstoffgehalte des Schweißgutes vor, lässt sich nach folgender Formel ein so genannter Empfindlichkeitsindex $S_{in}$ errechnen“ [DIN EN101-2-01]:

$$S_{in} = 12 \cdot P_{cm} + \log10\ HD. \tag{2.11}$$

$P_{cm}$ steht hier für die Wasserstoff-Risslänge und HD = diffusiblen Wasserstoff (s. (2.3), S. 22). Die einzelnen HD-Werte bzw. der $S_{in}$-Wert führen zusammen mit der Wasserstoff-Risslänge $P_{cm}$ zu unterschiedlichen Vorwärmtemperaturgruppen. Der Gruppe entsprechend lassen sich aus Tabellen, abhängig von der Blechdicke, geeignete Vorwärmtemperaturen entnehmen.

### 2.2.1.3 Einfluss der Blechdicke d auf die Mindestvorwärmtemperatur

Die Blechdicken der geschweißten Bauteile haben einen großen Einfluss auf die Wärmeleitung. Hohe Temperaturgradienten sind für Aufhärtung und Spannungsanhäufungen verantwortlich, geringere für Erweichungen und Kornwachstum. Die Temperaturgradienten können damit zu einer Beeinträchtigung der mechanischen Eigenschaften im Schweißnahtbereich beitragen. In der Norm DIN EN101-2-01 wird darauf hingewiesen, dass der Dickeneinfluss nicht nur Wärmeleitungsbedingungen beeinflusst, sondern auch den Spannungszustand. Hier ist bei großen Dicken zunehmenden mit einer Dreiachsigkeit des Spannungszustands (Versteifung) zu rechnen. Auch bei der Beurteilung des Blechdickeneinflusses auf die Mindestvorwärmtemperatur gibt es bei den vier, in [DIN EN101-2-01] vorgestellten Methoden unterschiedliche Ansätze. Die DIN EN101-2-01 gibt den aus Kaltrissuntersuchungen ermittelten Zusammenhang zwischen Mindestvorwärmtemperatur und Blechdicke folgt an:

$$T_{p\,d} = 160 \cdot \tanh\,(d/35) - 110\ (°C) \tag{2.12}$$

Hier ist $T_{p\,d}$ die Mindestvorwärmtemperatur zur Vermeidung von Wasserstoffrissen in Abhängigkeit der Blechdicke, d: Blechdicke in mm.

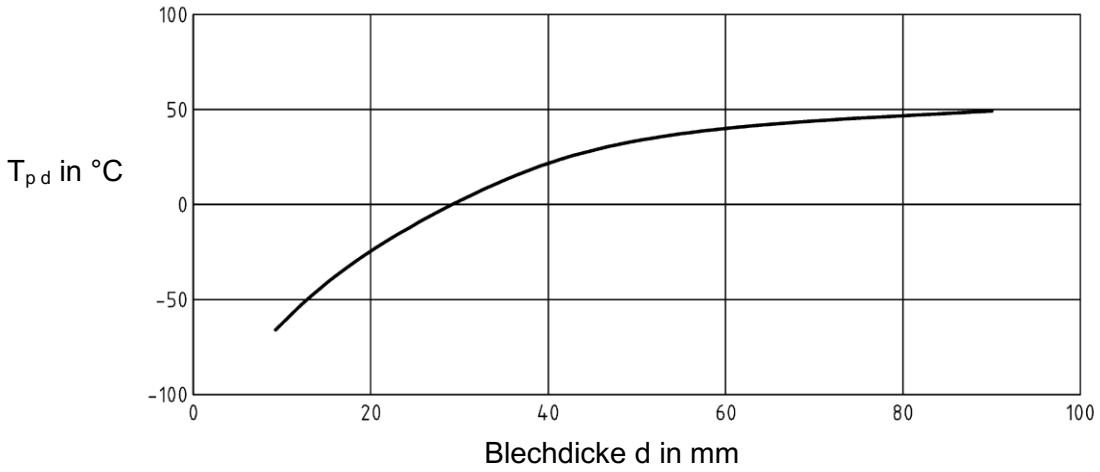



Abb. 2-5: Mindestvorwärmtemperatur $T_{p\,d}$ zur Vermeidung von Wasserstoffrissen in Abhängigkeit der Blechdicke d [DINEN101-2-01].

Das aus der Gleichung (2.12) entwickelte Diagramm ergibt in Abhängigkeit von der Blechdicke zunächst einen starken Anstieg der Vorwärmtemperatur bis etwa 40 mm Dicke. Bei Blechdicken über 40 mm flacht der Anstieg dann ab und geht in eine asymptotische Kurve über (s. Abb. 2-5). Die britische Methode [DIN EN101-2-01] Norm geht von einer "kombinierten Dicke" aus. “Dabei werden die Dicken der einzelnen Bleche am Schweißstoß addiert. Die Vorwärmtemperatur lässt sich aus entsprechenden Diagrammen in Abhängigkeit von der Wärmeeinbringung entnehmen“ [DIN EN101-2-01].

Die japanische Methode in der DIN EN101-2-01 verwendet ein Diagramm, für die Mindestvorwärmtemperatur in Abhängigkeit vom Kohlenstoffäquivalent $CE_N$, das auf der Gleichung (2.6) basiert. Kurvenscharen repräsentieren die Werkstückdicken von ≥ 10 mm bis ≤ 75 mm. Für diese Mindestvorwärmtemperaturen sind jedoch Korrekturfaktoren für den Wasserstoffgehalt und die Wärmeeinbringung zu berücksichtigen. Die in der DIN EN101-2-01 angegebene amerikanische Methode gilt für den Dickenbereich von 6 bis 100 mm. Für unterschiedliche Materialdicken enthält eine Tabelle die entsprechenden Mindestvorwärmtemperaturen in Abhängigkeit von einem Empfindlichkeitsindex $S_{in}$.

### 2.2.1.4 Einfluss der Wärmeeinbringung Q

Der Einfluss der Wärmeeinbringung auf die Vorwärmtemperatur wird bei den vier vorgestellten Methoden sehr unterschiedlich bewertet. Im deutschen Vorschlag ergab sich aufgrund von Regressionsrechnungen bei der Auswertung von Kaltrissuntersuchungen folgender Zusammenhang:

$$T_{pQ} = (53 \cdot CET - 32) \cdot Q - 53 \cdot CET + 32\ (°C). \quad (2.13)$$

$T_{pQ}$ ist die wärmeeinbringungsabhängige Mindestvorwärmtemperatur zur Vermeidung von Wasserstoffrissen.

Abb. 2-6 zeigt, dass eine Zunahme der Wärmeeinbringung beim Schweißen eine Verminderung der Vorwärmtemperatur ermöglicht. “Der Einfluss hängt außerdem vom Legierungsgehalt ab und ist für ein niedriges Kohlenstoffäquivalent CET stärker ausgeprägt als für ein hohes“ [DIN EN101-2-01].

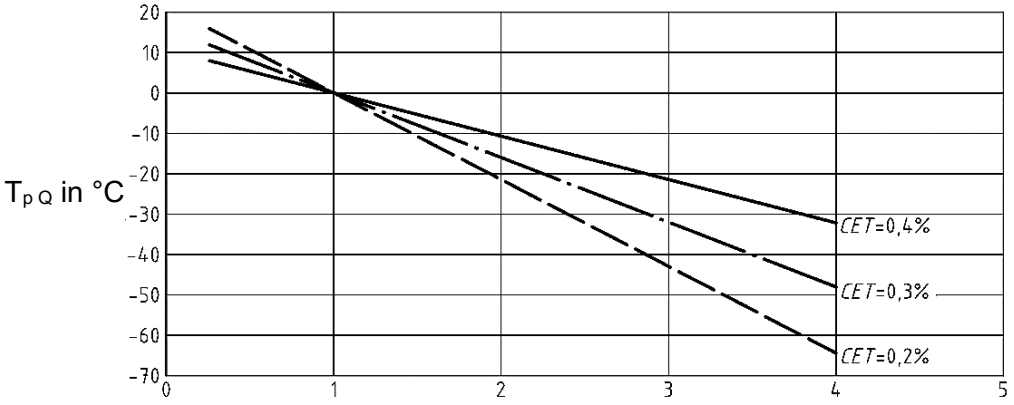



Abb. 2-6: Mindestvorwärmtemperatur $T_{pQ}$ zur Vermeidung von Wasserstoffrissen in Abhängigkeit von der Wärmeeinbringung Q [DINEN101-2-01].

“Die britische Methode lässt je nach Blechdicke eine Wärmeeinbringung bis zu 6 kJ/mm zu und verzichtet ggf. auf ein Vorwärmen. Auch bei der japanischen Methode wird der Bereich der relevanten Wärmeeinbringung auf ≤ 4 kJ/mm begrenzt. Ähnlich wie bei der deutschen Empfehlung ergibt sich eine Verringerung der Vorwärmtemperatur mit steigender Wärmeeinbringung, wobei auch hier die Auswirkung auf die erforderliche Vorwärmtemperatur mit ansteigendem Kohlenstoffäquivalent geringer wird.

Bei der amerikanischen Methode findet die Wärmeeinbringung beim Schweißen von Stumpfnähten keine Berücksichtigung. Um die Mindestvorwärmtemperatur bei der Herstellung einer Schweißverbindung zu bestimmen, werden bei allen vier Methoden die sich aus den einzelnen Teilschritten ergebenden Temperaturen zu der letztlich verbindlichen Vorwärmtemperatur zusammengefasst“ [DIN EN101-2-01], die als Mindestvorwärmtemperatur zur Vermeidung von Wasserstoffrissen genannt wurden.

## 2.3 Bestimmung der Vorwärmtemperatur für Feinkornbaustähle nach [SEW 088-93]

In der Norm SEW 088-93 wird beschrieben, dass bei Vorwärmen mit Mindesttemperatur als Verfahren zur Vermeidung von Wasserstoffrissen, das Kohlenstoffäquivalent CEV bzw. CE nach [DIN EN10025-1-05] (s. (2.8), S. 27) im Allgemein nicht geeignet ist. Nach [SEW 088-93] besitzt das Kohlenstoffäquivalent CET (s. (2.5), S. 27) insbesondere für Feinkornbaustähle eine höhere Aussagekraft, hinsichtlich der Abschätzung einer Kaltrissneigung. Die für den entsprechenden Werkstoff mit einem CET notwendige Mindestvorwärmtemperatur $T_P$ bzw. Mindestzwischenlagentemperatur $T_i$ kann durch folgende Formel bestimmt werden:

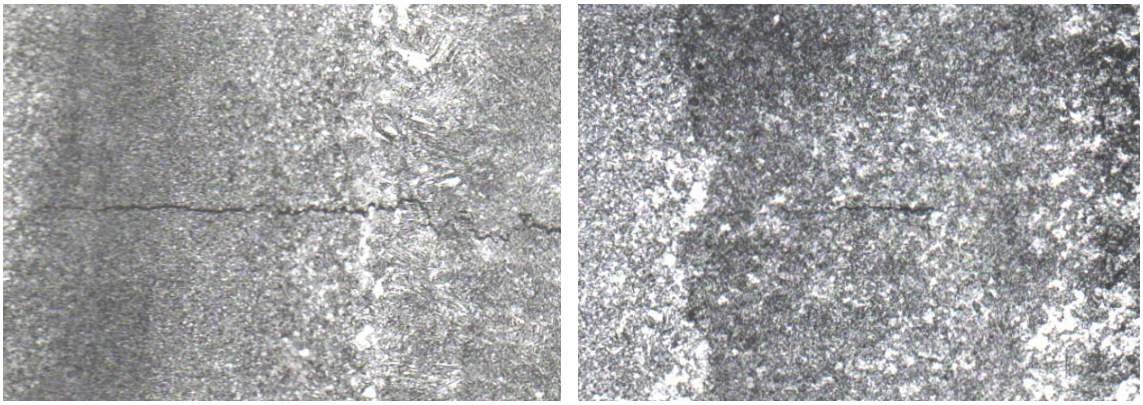
$$T_p \text{ in } °C = 700\ CET + 160 \tanh(d/35) + 62\ HD^{0,35} + (53\ CET - 32)\ Q - 330. \quad (2.14)$$

In dieser Formel steht CET für das Kohlenstoffäquivalent in %, d für die Blechdicke in mm, HD bezeichnet den Wasserstoffgehalt in cm³/100 g deponiertes Schweißgut nach DIN 8572 (s. Tabelle 2-3) und Q für die Wärmeeinbringung in kJ/mm. Für den in Gleichung (2.14) wiedergegebenen Zusammenhang wird laut [UwWeN.N] angenommen, dass Eigenspannungen in Höhe der Streckgrenze des Grundwerkstoffes bzw. des Schweißgutes auftreten.

## 2.4 Vorwärmtemperatur beim Mehrlagenschweißen

Für den Praktiker stellt sich die Frage, mit welcher Sicherheit die Formel (2.14) zur Berechnung der Mindestvorwärmtemperatur auch für die Mehrlagenschweiß-verbindung eingesetzt werden kann, weil die zahlreichen Schweißlagen am Bauteil schwer abzuschätzende Eigenspannungsverhältnisse erzeugen. “Zudem liegt durch die Mehrlagenschweißtechnik eine andere Zeit- und Wärmeführung sowie gegenüber dem Einlagen-Schweißgut ein anderer Wasserstoffgehalt vor“ [ThEi97]. Wie in [SEW 088-93] erwähnt, soll mit der Gleichung (2.14) eine Abschätzung für die Mindestvorwärmtemperaturen beim Viellagenschweißen geben werden. Diese liegen aber im Normalfall auf der „sicheren Seite“ (siehe [ThEi97]). Von Thier, Eisenbeis und Winkler [ThEi97] wurde mit Viellagenschweißen die Übereinstimmung mit der nach [SEW 088-93] zu berechnenden Mindestvorwärmtemperatur überprüft. Die Autoren beschreiben die Vorgehensweise dabei so: “Als Mindestvorwärmtemperatur wurde jeweils die Arbeitstemperatur festgelegt, bei der eine wasserstoffbedingte Querrissbildung nicht mehr auftrat. Sowohl für das Schweißgut als auch für

den Grundwerkstoff wurde die Legierungszusammensetzung ermittelt“ [ThEi97]. Dann berechnen die Autoren mittels der Berechnung des Kohlenstoffäquivalents (CET) nach [SEW 088-93] die individuelle Mindestvorwärmtemperatur. Diese wurde mit experimentell festgestellten Mindestvorwärmtemperaturen verglichen. Exemplarisch zeigen Abb. 2-7 a und Abb. 2-7 b Querrisse im Grundwerkstoff bzw. dicht neben der Schmelzlinie aus [ThEi97].



a) b)

Abb. 2-7 : Mikroskopische Aufnahme von Querrissen– im Grundwerkstoff a) und dicht neben der Schmelzlinie b), Quelle: [ThEi97].

“Als Ursache für das Auftreten dieser relativ feinen Risse wurde die verstärkte Auflegierung der Schweißlage aus dem benachbarten Grundwerkstoff vermutet“ [ThEi97].

“Nach Ansicht der Autoren könnte die lokal ausgeprägte erhöhte Kaltrissempfindlichkeit auch durch eine verstärkte Korngrenzenausscheidung durch die erhöhte Wärmeeinbringung verursacht worden sein“ [ThEi97].

Die Ergebnisse aus weiteren zahlreichen Versuchsdurchführungen sind in der Abb. 2-8 a zusammengefasst: “Berechnet ist die Mindestvorwärmtemperatur auf der Basis des CET-Werts nach [SEW 088-93] aus der Schweißgutanalyse (Mittelwert). Verglichen sind diese Temperaturen mit den in den Versuchen verwendeten Arbeitstemperaturen, aufgegliedert nach den Ergebnissen „Riss“ bzw. „kein Riss“. Es wurde festgestellt, dass bei Versuchstemperaturen oberhalb der berechneten Mindestvorwärmtemperaturen in keinem Fall eine Rissbildung nachgewiesen werden konnte, während bei einzelnen Serien eine Rissbildung im Schweißgut bereits bei Arbeitstemperaturen nur wenig unterhalb der nach dem CET-Äquivalent des Schweißgutes errechneten Mindestvorwärmtemperaturen auftrat“ [ThEi97]. In Abb. 2-8 b “werden alle in den Versuchsserien verwendeten Arbeitstemperaturen und die Ergebnisse („Riss“ bzw. „kein Riss“) mit der nach [SEW 088-93] auf der

Basis des Legierungsgehaltes des Grundwerkstoffes berechneten Mindestvorwärmtemperatur verglichen“ [ThEi97].

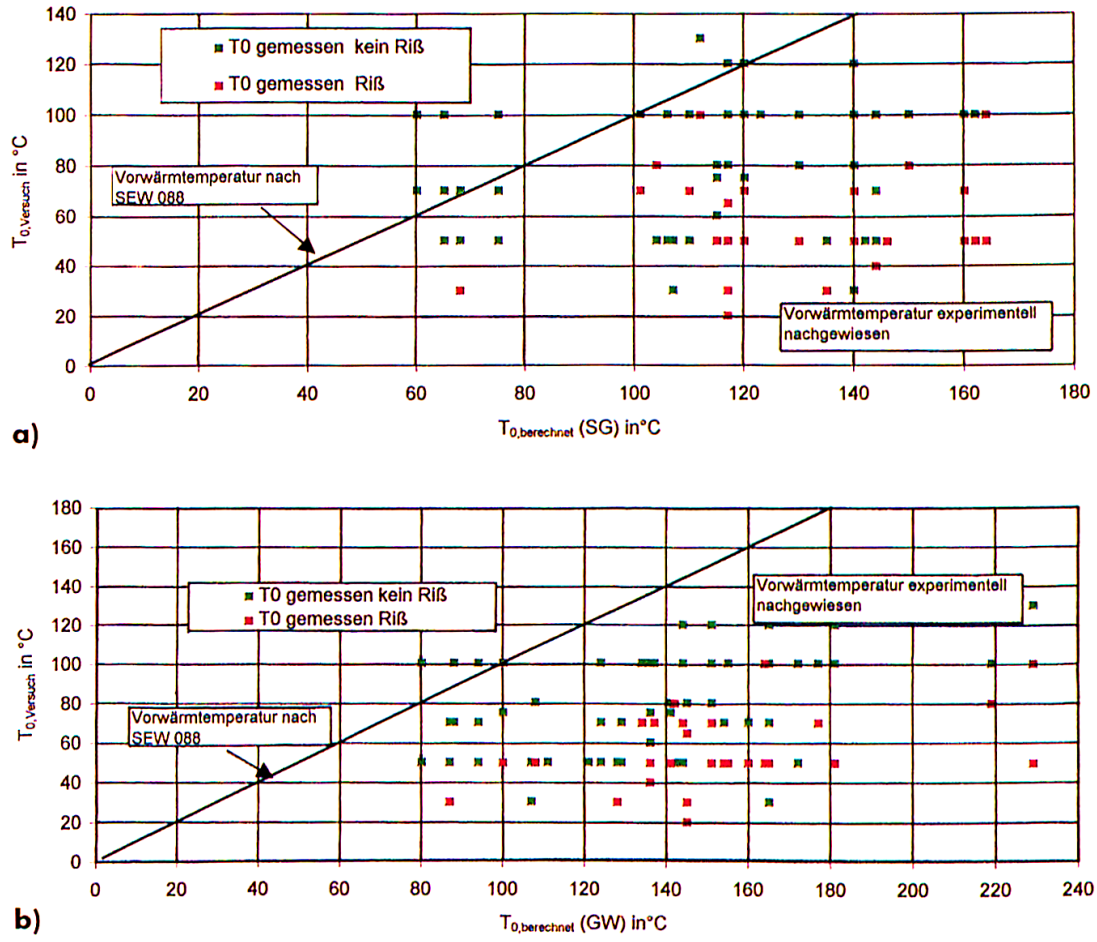



Abb. 2-8: “Ergebnisse („Riss“ bzw. „kein Riss“) der Versuche an geschweißten Proben bei verschiedenen Arbeitstemperaturen, verglichen mit der nach [SEW 088-93] berechneten Mindestvorwärmtemperatur; a) Berechnungsgröße Kohlenstoffäquivalent (CET) bezogen auf das Schweißgut, b) CET bezogen auf den Grundwerkstoff“ [ThEi97].

“Erkennbar ist - im Gegensatz zur Darstellung der Ergebnisse in der Abb. 2-8 a - ein etwas größerer Temperaturabstand (etwa 50 °C) zwischen den rissbehafteten Schweißungen und der nach [SEW 088-93] notwendigen Mindestvorwärmtemperatur“ [ThEi97]. “Dies ist eine Folge des im Vergleich zum Schweißgut etwas höheren Legierungsgehalts im Grundwerkstoff, wodurch auch etwas höhere Vorwärmtemperaturen berechnet werden. Mit zunehmendem Gehalt an diffusiblem Wasserstoff im Schweißgut erhöht sich auch die experimentell nachgewiesene Mindestvorwärmtemperatur zur Vermeidung von Rißdildung“ [ThEi97].

“Die Abb. 2-9 zeigt, dass sich im Bereich niedriger Wasserstoffgehalte eine Zunahme deutlicher auf die Mindestvorwärmtemperatur auswirkt. Mit zunehmen-dem

Wasserstoffanteil wird der Einfluss des Wasserstoffs auf die Mindestvorwärmtemperatur geringer“ [ThEi97].

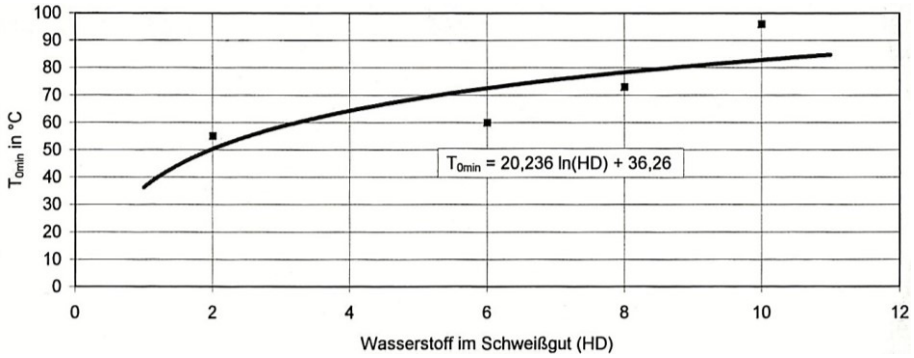



Abb. 2-9: “Einfluss des diffusiblen Wasserstoffs im Schweißgut (nach DIN 8572) auf die experimentell ermittelte Mindestvorwärmtemperatur“ [ThEi97].

“Dieses Verhalten zeigt eine ähnliche Tendenz wie der Zusammenhang zwischen Wasserstoffgehalt und Vorwärmtemperatur für Einlagenschweißen (s. Abb. 2-4). Eine ähnliche Tendenz des Zusammenhangs zwischen CET und Vorwärmtemperatur für Einlagenschweißen (s. Abb. 2-3) weist [UwHö91] durch Tekkentest nach“ [ThEi97]. Die gemessene Messpunkte in Abb. 2-9 zeigen allerding anderes verhalten.

“Die Blechdicke hat mit zunehmenden Werten einen geringer werdenden Einfluss auf die Mindestvorwärmtemperatur“ [ThEi97]; siehe Abb. 2-10.

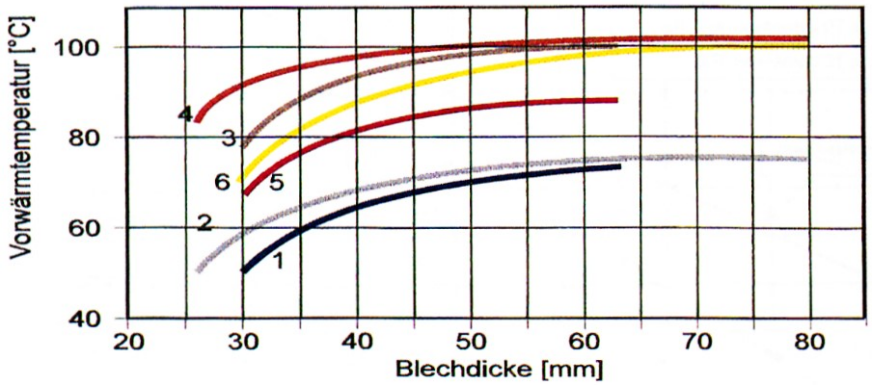



Abb. 2-10: “Einfluss der Blechdicke auf die Mindestvorwärmtemperatur von Viellagenschweißungen“ [ThEi97].

Die Abbildung Abb. 2-10 zeigt folgende Kurvenverläufe:

“1-Metall-Aktivgasgeschweißt, Gehalt an diffusiblen Wasserstoff im Schweißgut HD 2 %,Kohlenstoffäquivalent (CET) 0,32 bis 0,35 %;
2-Metall-Aktivgasgeschweißt, HD 2 %, CET 0,35 bis 0,397 %;
3-Metall-Aktivgasgeschweißt, HD 10 %, CET 0,32 bis 0,35 %;
4-Metall-Aktivgasgeschweißt, HD 10 %, CET 0,35 bis 0,397 %;
5-Unterpulvergeschweißt, HD 8 %, CET 0,32 bis 0,35 %;
6-Unterpulvergeschweißt, HD 8 %, CET 0,35 bis 0,397 %“ [ThEi97].

Es wird angenommen, dass infolge der wesentlich längeren Gesamtschweißzeiten bei relativ großen Blechdicken, ebenso beim Einlagenschweißen der Wasserstoff mehr Zeit hat, zur Werkstoffoberfläche zu diffundieren und dann zu entweichen. Mit der zunehmenden Lagenzahl der Mehrlagenschweißtechnik liegt eine andere Zeit- und Wärmeführung gegenüber der Einlagenschweißtechnik vor. Daraus resultieren die unterschiedlichen Werte für HD beim gleichen Verfahren. Mit steigender Blechdicke wirkt sich möglicherweise auch der Einfluss des Über-ganges von der zweidimensionalen in die dreidimensionale Wärmeleitung aus. In allen Kurven zeigt sich die steigende Auswirkung des zunehmenden Wasserstoff-anteils im Schweißgut sowie des Legierungsgehalts auf die Kaltrissbildung.

### 2.4.1 Beurteilung der Formelanwendung nach [SEW 088-93]

Die von Thier, Eisenbeis und Winkler, R. [ThEi97] experimentell nachgewiesenen Mindestvorwärmtemperaturen liegen sämtlich untern denen mit Gleichung (2.14) rechnerisch ermittelten, wie in Abb. 2-8 zu erkennen ist. Die Untersuchungsergebnisse aus [ThEi97] zeigen, dass “die aus Kaltrisstests an einlagig geschweißten Proben entwickelte Berechnungsformel für die Mindestvorwärmtemperatur auch für ein Mehrlagen-schweißen anwendbar ist. Ebenfalls lassen sich die für die konventionellen Kaltrisstests festgestellten Zusammenhänge über Auswirkungen der Einflussgrößen wie Blechdicke oder Wasserstoffgehalt auf Viellagenschweißungen übertragen“. Obwohl im Vergleich zur Rechnen nach [SEW 088-93] bei Viellagenschweißungen in der Regel etwas niedrigere gemessene Mindestvorwärmtemperaturen ergeben, bedeutet das jedoch nicht, dass in der Praxis am Bauteil geringere Vorwärmtemperaturen genutzt werden sollten. Denn zusätzliche Einflüsse aus den Schweißbedingungen können sich – wenn nicht ausreichend berücksichtigt – kaltrissverschärfend auswirken. So kann beispielsweise “beim Schweißen unterschiedlicher Blechdicken oder unterschiedlicher Nahtarten die Abkühlgeschwindigkeit im dickeren Blech derart ansteigen, dass sich einseitig bereits kaltrisskritische Bedingungen ergeben“ [ThEi97]. Auch erfolgt die Abkühlung bei der Kehlnaht grundsätzlich schneller als beim Stumpfstoß. “Wird um den Schwerpunkt der aufgeschmolzenen Zone als Mittelpunkt ein Kreis mit dem doppelten Radius dieser Zone gezeichnet, so kann in grober Annäherung die den Wärmeabfluss charakterisierende Kenngröße $n$ durch den“ hier in der Abb. 2-11 wiedergegebenen “ Winkel $\varphi$ charakterisiert werden“ [Ru91].

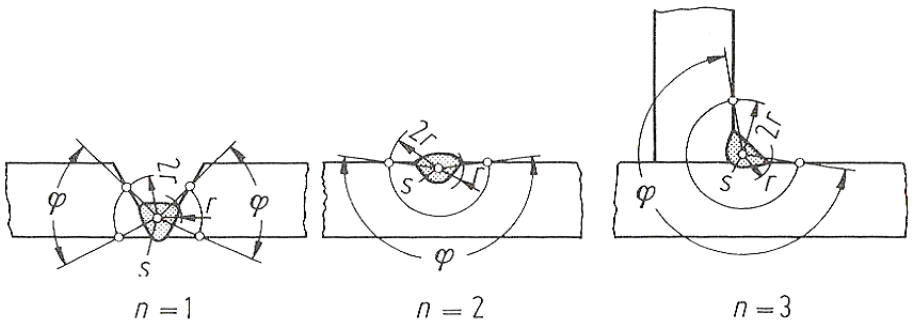



Abb. 2-11: Charakteristische Kenngröße n für den Wärmeabfluss [Ru91].

Der Wert für *n* ist der nachfolgend angegebenen Tabelle 2-4 zu entnehmen.

Tabelle 2-4: Faktor n in Abhängigkeit von φ [Ru91].

| *φ* | *n* |
|---|---|
| <120 ° | 1 |
| 120 ° bis 210 ° | 2 |
| >120 ° | 3 |

Es sollte deshalb beim Viellagenschweißen von Bauteilen nach den nun vorliegenden Erfahrungen zur Absicherung aller zusätzlichen Einflüsse ebenfalls von der Mindestvorwärmtemperatur, die sich über die Formel nach [SEW 088-93] ergibt, ausgegangen werden. Deshalb werden in dieser Arbeit die Schweißungen an Kehlnähten durchgeführt, an denen die Abkühlung grundsätzlich schneller als beim Stumpfstoß ist.

Weitere Untersuchungen zum Unterpulverschweißen der Feinkornbaustähle S890QL wurden von Dilthey und Payrebrune [DiPa00] durchgeführt. “Durch eine Optimierung der Schweißparameter und eine geeignete Wahl der Zusatzwerkstoffe wurde die Bildung von Kaltrissen vermieden, ohne dabei die Festigkeit herabzusetzen. Dies war durch Absenkung der Vorwärm- bzw. Zwischenlagentemperatur auf 200 °C möglich. Für den bei den Untersuchungen eingesetzten Werkstoff S890QL sowie für die gewählte Kombination aus Drahtelektrode (F12A4-EG-G nach AWS/ASMESFA-5.23) und Schweißpulver (A BF 153 DC HP 5 nach DIN EN 760) ergab sich nach [SEW088-93] eine rechnerische Vorwärmtemperatur von 165 °C“ [DiPa00]. “In der folgenden Versuchsreihe konnte deshalb mit einer Vorwärm- bzw. Zwischentemperatur von 170 °C gearbeitet werden. Die Probenlänge betrug 1000 mm bei einer Naht mit einem Öffnungswinkel von 60 °C und einem Stegabstand von 3 mm. Ein Blechstreifen aus demselben Grundwerkstoff diente zur Badsicherung“ [DiPa00]. “Als Schweißparameter wurden ein mittlerer Schweißstrom

von 550 A, eine mittlere Schweißspannung von 30 V und eine Schweißgeschwindigkeit von 55 cm/min gewählt. Die rechnerische Abkühlzeit $t_{8/5}$ von 800 °C auf 500 °C betrug dabei etwa 15 s. Mit diesen Parametern ließen sich ohne anschließendes Wasserstoffarmglühen keine rissfreien Verbindungen herstellen“ [DiPa00]. Die Abb. 2-12 zeigt typische wasserstoffinduzierte Querrisse in verschiedenen Abständen zur Blechoberfläche.

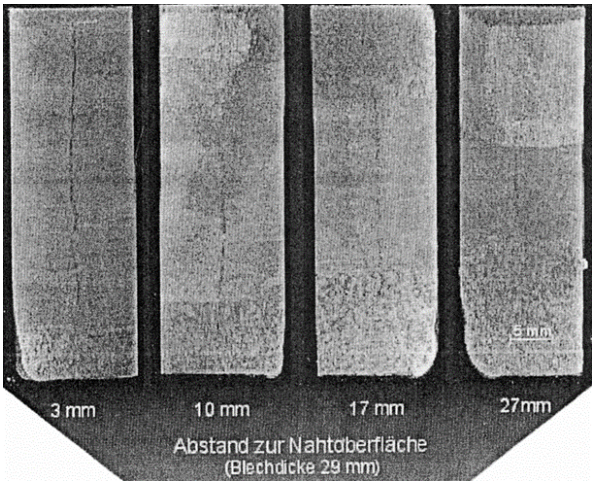



Abb. 2-12: “Rissverlauf 3, 10, 17 und 27 mm unter der Blechoberfläche (Werkstoff S890QL)“ [DiPa00].

“Die Risse konnten nur durch ein dem Schweißprozess direkt angeschlossenes dreistündiges Wasserstoffarmglühen (Soaking) bei 250 °C vermieden werden“ [DiPa00]. Um diesen kosten- und zeitaufwendigen Arbeitsschritt einzusparen, sind weitere Untersuchungen (von o.g. Autoren) mit veränderten Haltetemperaturen durchgeführt worden. “Bei einer Vorwärmtemperatur von 250 °C konnten durchweg rissfreie Verbindungen erstellt werden, doch waren aufgrund der erhöhten Abkühldauer $t_{8/5}$ keine ausreichenden mechanischen Werte für den Werkstoff S890QL zu erzielen. Insbesondere die Streckgrenze lag deutlich unterhalb der geforderten Werte, wie die Ergebnisse in Tabelle 2-5 zeigen“ [DiPa00].

Tabelle 2-5: “Kennwerte aus Zugversuchen an S890QL-Schweißungen (Vorwärmtemperatur 250 °C, Schweißstrom 550 A, Schweißspannung 30 V, Schweißgeschwindigkeit 55 cm/min; Proben aus der Schweißgutmitte nach DIN 50125)“ [DiPa00].

| Probe | Streckgrenze $R_{p0,2}$ MPa | Zugfestigkeit $R_m$ MPa | Streckgrenzen Verhältnis $R_{p0,2}/R_m$ - | Dehnung bei $R_m$ % | Bruchdehnung A % |
|---|---|---|---|---|---|
| Probe 1 | 807 | 982 | 0,822 | 8,7 | 19,9 |
| Probe 2 | 815 | 974 | 0,837 | 8,2 | 19,1 |
| Mittelwert | 811 | 978 | 0,829 | 8,5 | 19,5 |

“Nachdem die Vorwärm- bzw. Haltetemperaturen auf 200 °C abgesenkt und die Schweißgeschwindigkeit auf 60 cm/min bzw. 75 cm/min erhöht wurde, ließen sich an S890QL jedoch rissfreie Verbindungen mit ausreichenden mechanisch-technologischen Kennwerten fertigen. Dadurch konnten Werte für die Abkühldauer $t_{8/5}$ von 15 s bis 11 s eingestellt werden“ [DiPa00].

Die Schlussfolgerungen von Dilthey und Payrebrune [DiPa00] sind: “Beim Unterpulverschweißen der hochfesten Feinkornbaustähle S89OQL gilt es, einen Kompromiss bei der Wahl von Zwischenlagentemperatur, Abkühldauer und Abschmelzleistung zu treffen. Erhöhte Haltetemperaturen führen bei identischen Schweißparametern zu erhöhter Abkühldauer. Dies wirkt sich negativ auf die Festigkeitswerte der Verbindungen aus. Zu niedrige Haltetemperaturen behindern die Effusion des über den Schweißprozess eingebrachten Wasserstoffs aus dem Schweißgut. Sie begünstigen dadurch die Entstehung von wasserstoffinduzierten Kaltrissen“ [DiPa00]. Nach Ansicht der Autoren liegt das Problem eher darin, dass “die Zwischenlagentemperatur oft erheblich über die Vorwärmetemperatur ansteigt, was zum Grobkorn und Zähigkeitsverlust führt“ [DiPa00].

In dieser Arbeit ist der Versuch unternommen worden, dem Problem mit der ansteigenden Zwischenlagentemperatur über die Vorwärmetemperatur zu begegnen und so den Ursachen einer Grobkornbildung und eines Zähigkeitsverlustes entgegen zu wirken. In allen Fällen war eine Temperaturkontrolle erforderlich, um die Werkstücktemperatur während des gesamten Schweißvorganges auf der vom Werkstoff, von der Wanddicke und den Schweißbedingungen abhängige Höhe zu halten (Zwischenlagentemperatur-Kontrolle).

## 2.5 Das $t_{8/5}$ - Konzept nach SEW 088-93

Als Abkühlzeit wird die während des Abkühlverlaufes aus der Schweißhitze zum Durchlaufen eines bestimmten Temperaturintervalls benötigte Zeit bezeichnet. Prinzipiell können zur Charakterisierung des Abkühlverlaufes beliebige Temperaturintervalle herangezogen werden. Üblich sind jedoch in der Schweißpraxis Temperaturintervalle, in denen der Austenitzerfall vonstattengeht und die damit auch im Umwandlungsschaubild direkt abgelesen werden können. Da eine sinnvolle obere Temperaturgrenze mit der $A_3$-Temperatur gegeben ist und diese für die schweißgeeigneten Stähle im Bereich um 850 °C liegt, wird zur Charakterisierung des Abkühlverlaufes im Schweiß-ZTU-Schaubild häufig die Abkühlzeit zwischen 850 °C und

500 °C herangezogen. Diese Abkühlzeit wird von den Autoren der Schweiß-ZTU-Schaubilder bevorzugt, da sich durch neuere Stahlentwicklungen (in Richtung perlitarme Stähle) die $A_3$-Temperatur zu höheren Temperatur Werten verschiebt. Jedoch sind auch andere Temperaturintervalle üblich und zur Charakterisierung des Abkühlverlaufes sowie zur Zuordnung von technologischen Schweißparametern und Gefügen in Schweiß-ZTU-Schaubildern bzw. mechanischen Gütewerten in den Eigenschaftsdiagrammen geeignet. So wird häufig die Abkühlzeit $t_{8/5}$ als Abkühlzeit zwischen 800 °C und 500 °C verwendet.

Der Zusammenhang zwischen den Schweißbedingungen und der Abkühlzeit $t_{8/5}$ wird ausführlich in dem Stahl-Eisen-Werkstoffblatt 088 [SEW088-93] beschrieben und durch Gleichungen dargestellt. Es basiert auf Untersuchungen an Feinkornstählen [DeUwWe85], bei denen zwischen einer dreidimensionalen und einer zweidimensionalen Wärmeleitung unterschieden wird. Die Berechnungsformeln für die Abkühlzeiten $t_{8/5}$ lauten bei dreidimensionaler Wärmeleitung

$$t_{8/5} = \frac{1}{2 \cdot \pi \cdot \lambda} \cdot Q \cdot \left( \frac{1}{500 - T_p} - \frac{1}{800 - T_p} \right) \cdot F_3 \; [s] \qquad (2.15)$$

und bei zweidimensionaler Wärmeleitung

$$t_{8/5} = \frac{1}{4 \cdot \pi \cdot \lambda \cdot \rho \cdot c} \cdot Q^2 \cdot \frac{1}{d^2} \left( \left( \frac{1}{500 - T_p} \right)^2 - \left( \frac{1}{800 - T_p} \right)^2 \right) \cdot F_2 \; [s] \quad . \qquad (2.16)$$

Uwer und Degenkolbe [UwDe72, 75] formulieren Gleichungen für Abkühlzeiten $t_{8/5}$ bei Berücksichtigung der Temperaturabhängigkeit der physikalischen Eigenschaften (λ, ρ und c ) der Werkstoffe für niedriglegierte Stähle. Sie führen werkstoff- und verfahrensabhängige Kenngrößen $K_1 = \frac{1}{2 \cdot \pi \cdot \lambda}$ für eine dreidimensionale Wärmeleitung und $K_2 = \frac{1}{4 \cdot \pi \cdot \lambda \cdot \rho \cdot c}$ für eine zweidimensionale Wärmeleitung ein, die experimentell bestimmt werden. Die Versuchsergebnissen zeigen für die Faktoren $K_1$ *und* $K_2$ eine lineare Abnahme mit steigender Temperatur. “Den Zusammenhang zwischen dem Proportionalitätsfaktor $K_1$ bei dreidimensionaler Wärmeableitung und der Vorwärmtemperatur (in °C) beschreibt für niedriglegierte hochfeste Stähle Gleichung (a):

$$K_1 = 0{,}67 - 5 \cdot 10^{-4} \, T_p \qquad \text{(a)},$$

und für die zweidimensionale Wärmeableitung beim Schweißen niedriglegierter hochfester Baustähle Gleichung (b)

$$K_2 = 0{,}043 - 4{,}3 \cdot 10^{-5}\, T_p \qquad \text{(b)“ siehe [UwDe75].}$$

Uwer und Degenkolbe geben die folgenden Gleichungen für eine dreidimensionale Wärmeleitung

$$t_{8/5}=\left(6700\text{-}5\cdot T_p\right)\cdot 10^{-4}\cdot Q\cdot\left(\frac{1}{500\text{-}T_p}-\frac{1}{800\text{-}T_p}\right)\cdot F_3\ [s]. \qquad (2.17)$$

und für eine zweidimensionale Wärmeleitung

$$t_{8/5}=\left(4300\text{-}4{,}3\cdot T_p\right)\cdot 10^{-5}\cdot\frac{Q^2}{d^2}\left(\left(\frac{1}{500\text{-}T_p}\right)^2-\left(\frac{1}{800\text{-}T_p}\right)^2\right)\cdot F_2\ [s]. \qquad (2.18)$$

Die einzelnen Werte lassen sich wie folgenden erklären:

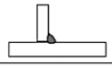
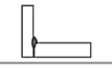
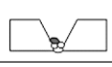
λ (J/s cm K) Wärmeleitzahl des Stahles, ρ (g/cm$^3$) Dichte des Stahles, $T_p$ (°C) Ausgangs-Vorwärmtemperatur, d (cm) Werkstückdicke, c (J/g K) (mittlere) spezifische Wärme des Stahles, v (cm/s) Schweißgeschwindigkeit, Q (J/cm) Wärmeeinbringung, $Q = \eta \cdot E = \eta \cdot \frac{U \cdot I}{v}\ \left[\frac{J}{cm}\right]$, η thermischer Wirkungsgrad beim Schweißen. Letzter gibt an, wie viel der aus der Stromquelle entnommenen elektrischen Energie dem Werkstück zugeführt wird (Tabelle 2-6).

Tabelle 2-6: Thermischer Wirkungsgrad η verschiedener Lichtbogenschweißverfahren [Di05].

| Schweißverfahren | Thermischer Wirkungsgrad η |
|---|---|
| WIG-(He)-Schweißen | 0,65 |
| WIG-(Ar)-Schweißen | 0,65 |
| MIG-(Ar)-Schweißen | 0,7 |
| MAG-($CO_2$)-Schweißen | 0,85 |
| Lichtbogenhandschweißen | 0,9 |
| UP-Schweißen | 0,95 - 1 |

$F_2$ und $F_3$ sind die Nahtfaktoren bei zwei-/dreidimensionaler Wärmeleitung (s. Tabelle 2-7).

Tabelle 2-7: Nahtfaktor $F_2$ und $F_3$ zum Einfluss der Naht Art [DoAn95].

| Nahtart | $F_2$ Nahtfaktor 2-dimensionale Wärmeableitung | $F_3$ 3-dimensionale Wärmeableitung |
|---|---|---|
| | 1 | 1 |
|  | 0,45 - 0,67 | 0,67 |
|  | 0,9 | 0,67 |
|  | 0,9 | 0,9 |

Die Abkühlung erfolgt damit umso rascher, je kleiner die Wärmezufuhr, die Ausgangstemperatur und je größer die Schweißgeschwindigkeit, Wärmeleitfähig-keit und Blechdicke sind. Bei Vorgabe der Art des Werkstoffs, seiner Dicke und seiner Ausgangstemperatur (Vorwärmtemperatur) hängt die Abkühlgeschwindigkeit demnach nur vom Verhältnis P/v ab. Mit der Arbeit $W = P \cdot t$ und der Geschwindigkeit $v = \ell / t$ ist das Verhältnis P/v gleichbedeutend mit $W/\ell$, d.h. der je Einheit der Nahtlänge l eingebrachten Wärmeenergie W. Daher wird das Verhältnis

$$E = \frac{P}{v} = \frac{P \cdot t}{\ell} = \frac{W}{\ell} \left[\frac{J}{cm}\right] \tag{2.19}$$

als Streckenenergie bezeichnet. Es kann zur näheren Kennzeichnung der Abkühlverhältnisse beim Schweißen herangezogen werden. Bei der dreidimensionalen Wärmeleitung ist $t_{8/5}$ unabhängig von der Werkstückdicke, d. h. sie ist ausschließlich eine Funktion der Wärmeeinbringung der Vorwärmung und der Nahtform ($F_3$). Im Falle der zweidimensionalen Wärmeleitung hängt $t_{8/5}$ außer von Q, $F_2$ und $T_p$ auch von der Werkstückdicke d ab. Abhängig von den jeweils vorliegenden Schweiß- und Konstruktionsbedingungen (Q, $T_p$, d) muss zunächst geklärt werden, welche Wärmeleitungsbedingungen vorliegen. Dafür ist die Grenzblechdicke bzw. Übergangsdicke $d_ü$ zu ermitteln, bei der die zweidimensionale in die dreidimensionale Wärmeleitung übergeht. Das Gleichsetzen der Beziehungen (2.1) und (2.2) (S. 24) und Auflösen nach $d = d_ü$ ergibt

$$d_ü = \left[\frac{Q}{2 \cdot \rho \cdot c} \cdot \left(\frac{1}{500 - T_p} + \frac{1}{800 - T_p}\right)\right]^{1/2} [cm]. \tag{2.20}$$

Bei $d > d_ü$ liegt eine dreidimensionale und bei $d < d_ü$ eine zweidimensionale Wärmeleitung vor.

## 2.6 Bedeutung der $t_{8/5}$ - Abkühlzeiten für das Umwandlungsverhalten im Grobkornbereich der WEZ von Feinkornbaustählen

In [DrScKo97] von Draugelates, Schram und Kolleck wurde das Umwandlungsverhalten am Beispiel von normalisiertem (Stahl I und II) und wasservergütetem (Stahl III) untersucht.

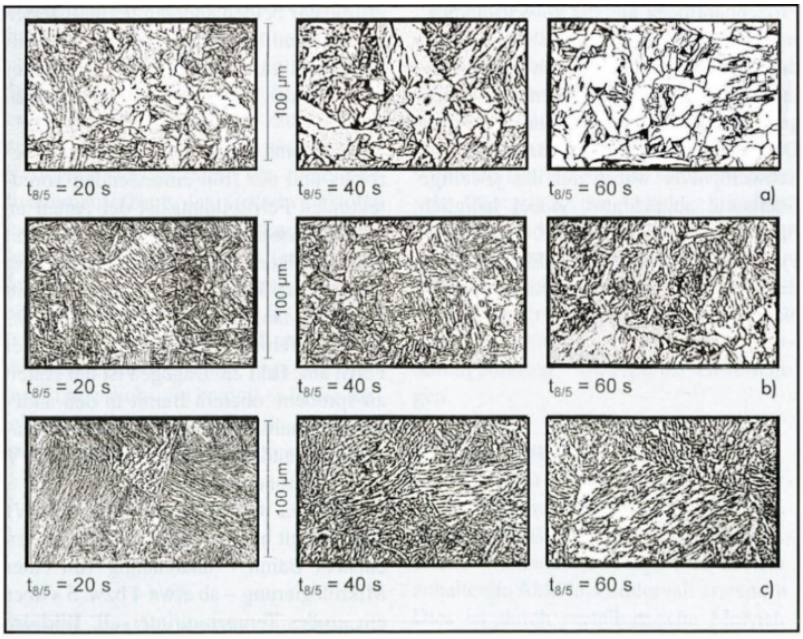



Abb. 2-13: Grobkorngefüge nach Umwandlungsverhalten mit verschiedenen $t_{8/5}$ Abkühlzeiten; a) für Stahl I, b) für Stahl II, und c) Stahl III [DrScKo97].

Wie in der Abb. 2-13 a zu erkennen ist, tritt bei längeren Abkühlzeiten $t_{8/5}$ hauptsächlich feinnadeliger und polygonaler Ferrit auf (s. Abb. 2-13 a).

Dagegen ist der Anteil an sprödem, oberem Bainit in dem anderen normalisierten Stahl II deutlich größer (s. Abb. 2-13 b). Der wasservergütete Stahl III enthält einen großen Anteil an oberem Bainit (s. Abb. 2-13 c). In dieser Abb. 2-13 ist ebenfalls zu erkennen, dass bei der Abkühlzeit $t_{8/5}$ = 40 s in den normalisierten Stählen I und II mehr feinnadeliges als polygonal ferritisches Gefüge auftritt, d.h. dieses Gefüge ist nicht zäh und auch nicht spröde. Daher ist es wegen seiner Festigkeit, im Vergleich mit den anderen Gefügen günstig.

In der Literatur [PrCeGr04] von Thyssen Krupp Steel wurde geklärt, in welchem Abkühlzeitbereich die Anforderungen an die mechanischen Eigenschaften der Verbindungen erfüllt werden. Zu diesem Zweck wird z. B. einer Abb. 2-14 entsprechenden Darstellung für die in der WEZ geforderte Zähigkeit die höchstzulässige Abkühlzeit $t_{8/5}$ entnommen.

Um die zulässige Höchsthärte nicht zu überschreiten, ist weiterhin ein Mindestwert für die Abkühlzeit $t_{8/5}$ festzulegen.

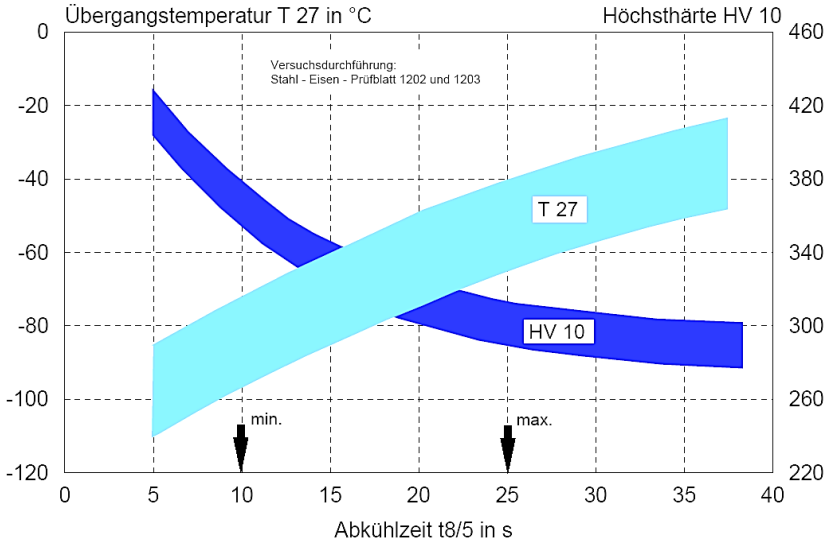



Abb. 2-14: Einfluss der Schweißbedingungen auf die Zähigkeit und Härte in der WEZ von S690QL1–Mehrlagenverbindungen [PrCeGr04].

Entsprechende Überlegungen sind auch in Bezug auf die Eigenschaften des Schweißgutes erforderlich. In der Abb. 2-15 von [PrCe-Gr09/04] wird der Einfluss der Schweißbedingungen auf die Zähigkeit der WEZ von S1100QL-Schweißverbindungen dargestellt. Es zeigt sich, dass die Übergangstemperatur in der WEZ mit der Abkühlzeit zunimmt. Mit einer höheren Abkühlzeit zu schweißen, bewirkt eine Verminderung der Zähigkeit. Es ist deshalb erforderlich, die Vorwärmtemperatur und die Wärmeeinbringung mit bestimmten Werten zu begrenzen.

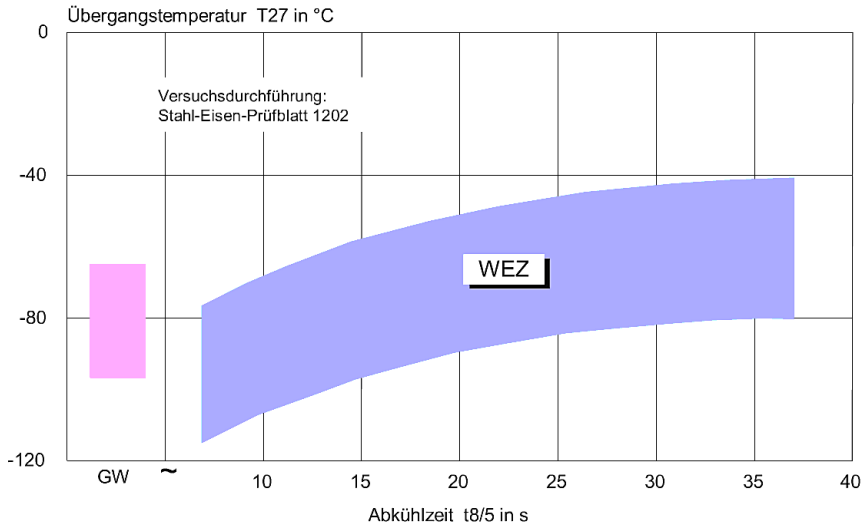



Abb. 2-15: Einfluss der Schweißbedingungen auf die Zähigkeit der WEZ von S1100QL-Schweißverbindungen [PrCeGr09/04].

Gleiche Überlegungen gelten auch für die Schweißguteigenschaften. Die zeigt Abb. 2-16 den Einfluss der Schweißbedingungen auf die mechanischen Eigenschaften. Hier wird deutlich, wie sehr die mechanischen Eigenschaften des Schweißgutes von den Schweißbedingungen, gekennzeichnet durch die Abkühlzeit $t_{8/5}$, abhängen.

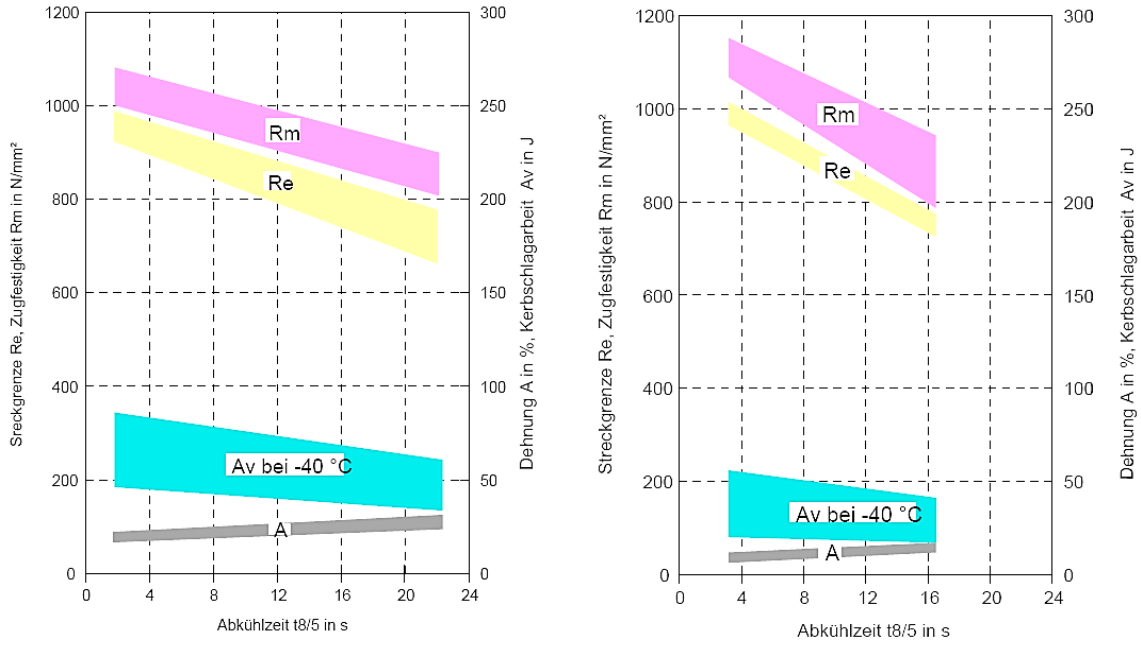



Abb. 2-16: Einfluss der Schweißbedingungen auf die Schweißguteigenschaften beim Schutzgasschweißen von S1100QL [PrCeGr09/04].

Große stahlverarbeitende Unternehmen haben die Möglichkeit, über umfangreiche Versuchsreihen die Abkühlzeitbereiche, die die Anforderungen an die mechanischen Eigenschaften der Verbindungen erfüllen, für jeden Stahl zu ermitteln. Die dazu erforderliche Probenzahl und die Prüfkapazität können sich kleine und mittlere Unternehmen (KMU) nicht leisten.

Deswegen wird im Rahmen dieser Arbeit untersucht, inwieweit aus vorhandenen Schweiß-ZTU-Schaubilder geeignete Abkühlzeiten gewonnen werden können, um auf umfangreiche Versuchsreihen verzichten zu können.

## 2.7 Zeit-Temperatur-Umwandlungs-Schaubilder (ZTU-Schaubilder)

Das Umwandlungsverhalten des unterkühlten Austenits in den drei verschiedenen Umwandlungsstufen lässt sich aus dem Eisen-kohlenstoff-Zustandsdiagramm nicht ablesen.

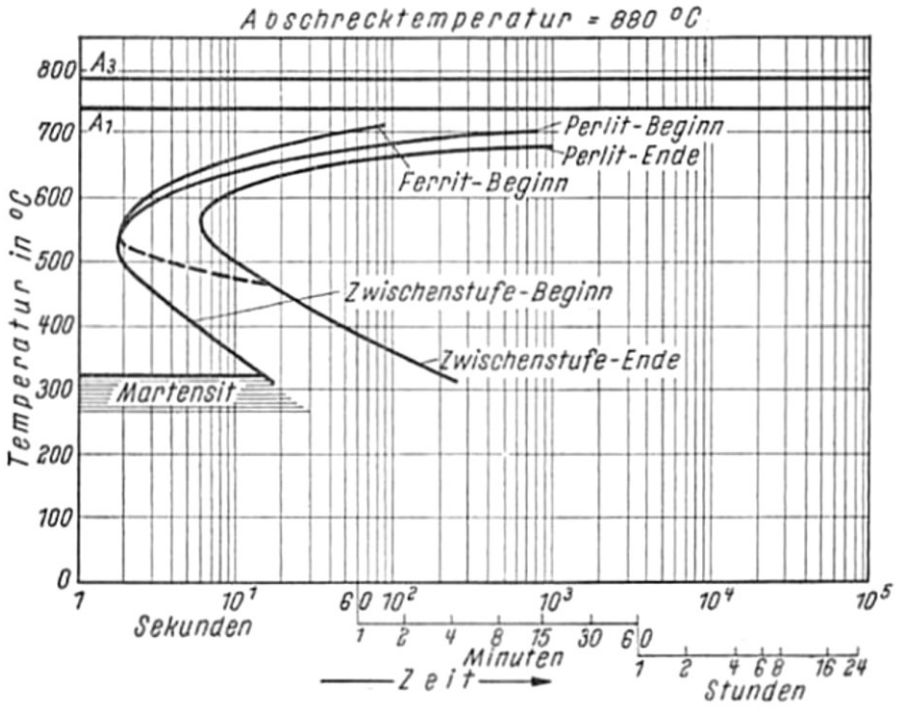



Abb. 2-17: ZTU-Schaubild für isothermische Umwandlung eines unlegierten Stahles mit 0,45% C [Ho61].

“Um das Umwandlungsverhalten darzustellen, hat man Zeit-Temperatur-Umwandlungs-Schaubilder (ZTU-Schaubilder) erstellt, in denen Beginn und Ende der Umwandlung in den verschiedenen Stufen für die gleiche Legierung in Abhängigkeit von der Umwandlungstemperatur und der Zeit wiedergegeben sind. Je nachdem, ob die Umwandlung bei gleichgehaltener Temperatur oder bei kontinuierlicher Abkühlung in einem Temperaturbereich erfolgt, unterscheidet man zwischen ZTU-Schaubildern für isothermische Umwandlung (s. Abb. 2-17) und ZTU-Schaubildern für kontinuierliche Abkühlung“ [Ho61]. (s. Abb. 2-18).

Dabei ist zu beachten, “dass die ZTU-Schaubilder für isothermische Umwandlung entlang der Zeitkoordinate, die ZTU-Schaubilder für kontinuierliche Abkühlung entlang der eingezeichneten Abkühlungskurven zu lesen sind.

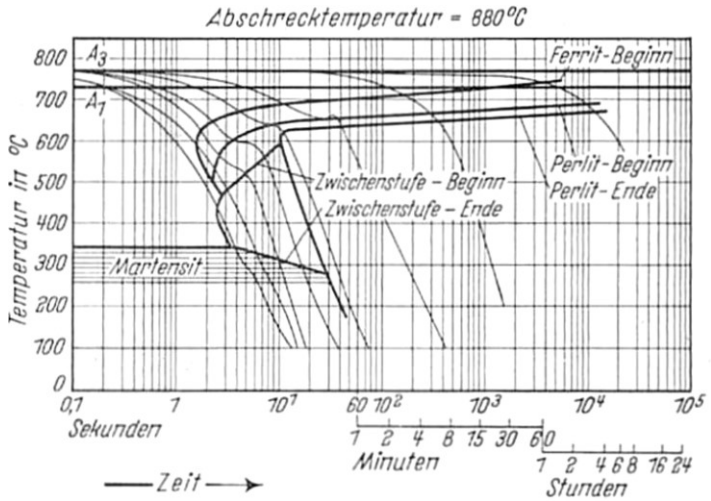



Abb. 2-18: ZTU-Schaubild für kontinuierliche Abkühlung eines unlegierten Stahles mit 0,45% C [Ho61].

Die beiden ZTU-Schaubilder verdeutlichen, dass die Umwandlung in der Regel erst nach einer gewissen Zeit einsetzt, die man Anlaufzeit nennt. Die Anlaufzeit nimmt mit zunehmender Unterkühlung zunächst ab, erreicht bei einer bestimmten Temperatur einen Tiefstwert und nimmt bei noch größeren Unterkühlungen wieder zu“ [Ho61].

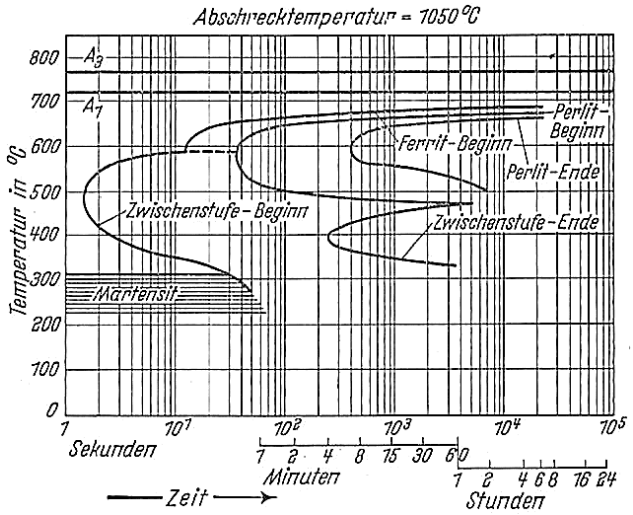



Abb. 2-19: ZTU-Schaubild für isothermische Umwandlung eines Stahles mit 0,43% C, 1,67% Mn und 0,% V [Ho61].

Die Umwandlungsgeschwindigkeit, “die sich aus der Zeit zwischen Beginn und Ende der Umwandlung ergibt, erreicht im Allgemeinen bei der Temperatur mit der kürzesten Anlaufzeit einen Höchstwert. Bei reinen Eisen- Kohlenstoff-Legierungen lassen sich die Perlitstufe und die Zwischenstufe nur schwer voneinander abgrenzen. In dem ZTU-Schaubild für isothermische Umwandlung ist diese Grenze daher nur gestrichelt eingezeichnet (s. Abb. 2-17). Auch bei niedrig legierten Stählen überschneiden sich beide Umwandlungsstufen“ [Ho61]. (s. Abb. 2-19).

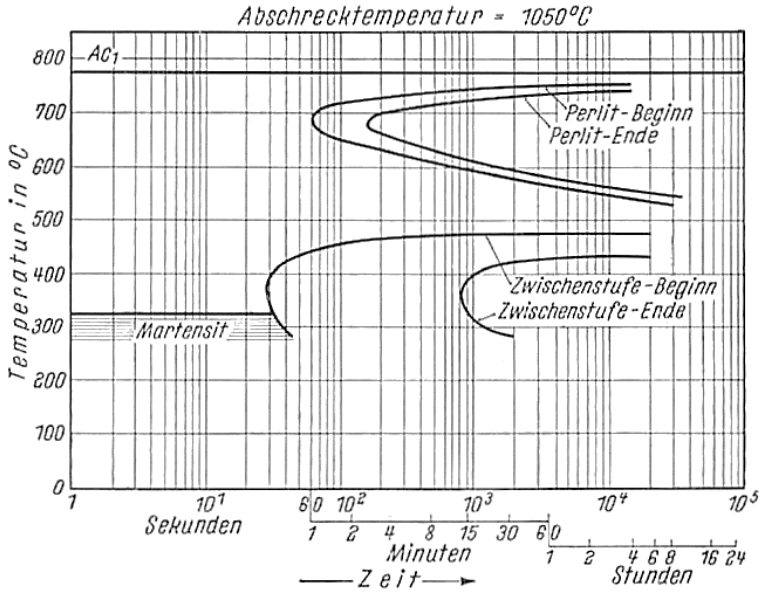



Abb. 2-20: ZTU-Schaubild für isothermische Umwandlung eines Stahles mit 0,45% C und 3,5 Cr [Ho61].

Bei höher legierten Stählen können sie aber durch ein Gebiet großer Umwandlungsträgheit getrennt sein (s. Abb. 2-20). “Die Anlaufzeit durchläuft hier sowohl in der Perlitstufe als auch in der Zwischenstufe je einen Tiefstwert und die Umwandlungsgeschwindigkeit je einen Höchstwert“ [Ho61].

## 2.8 Ermittlung von geeigneten $t_{8/5}$ für angestrebten Werkstoffeigenschaften aus SZTU-Schaubilder

Ein schematisches ZTU-Schaubild wird in der Abb. 2-21 gezeigt. Mithilfe der ZTU-Schaubilder können das in der Wärmeeinflusszone (WEZ) zu erwartende Gefüge (A = Austenit, B = Bainit, F = Ferrit, M = Martensit, P = Perlit) und dessen Härte recht gut vorausbestimmt werden.

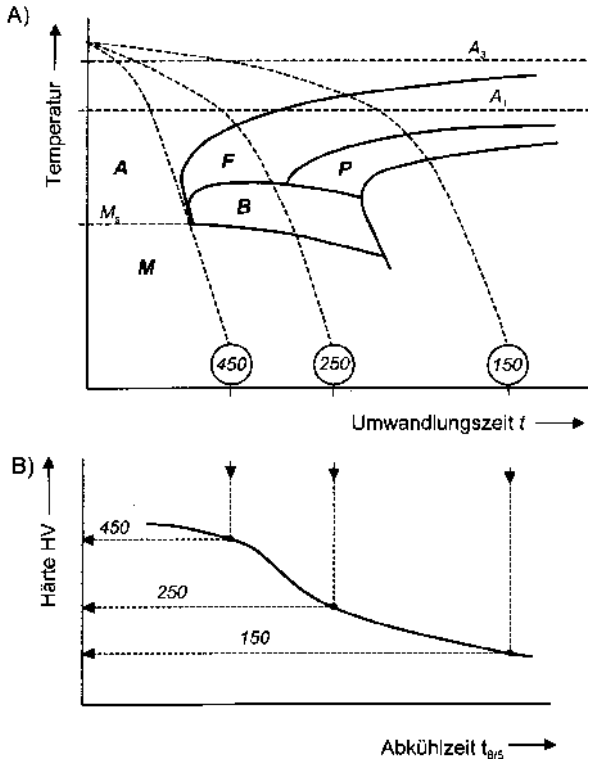



Abb. 2-21: Härte und Gefügeausbildungen in der Wärmeeinflusszone von Stahl in Abhängigkeit von der Abkühlzeit. A) ZTU-Diagramm, B) Härteverlauf [Ber02].

An Stelle einer Abkühlungsgeschwindigkeit wird i. A. eine Abkühlzeit $t_{8/5}$ zwischen 800 °C und 500 °C genutzt, die in etwa den in einem ZTU-Schaubild enthaltenen Zeitangaben entspricht.

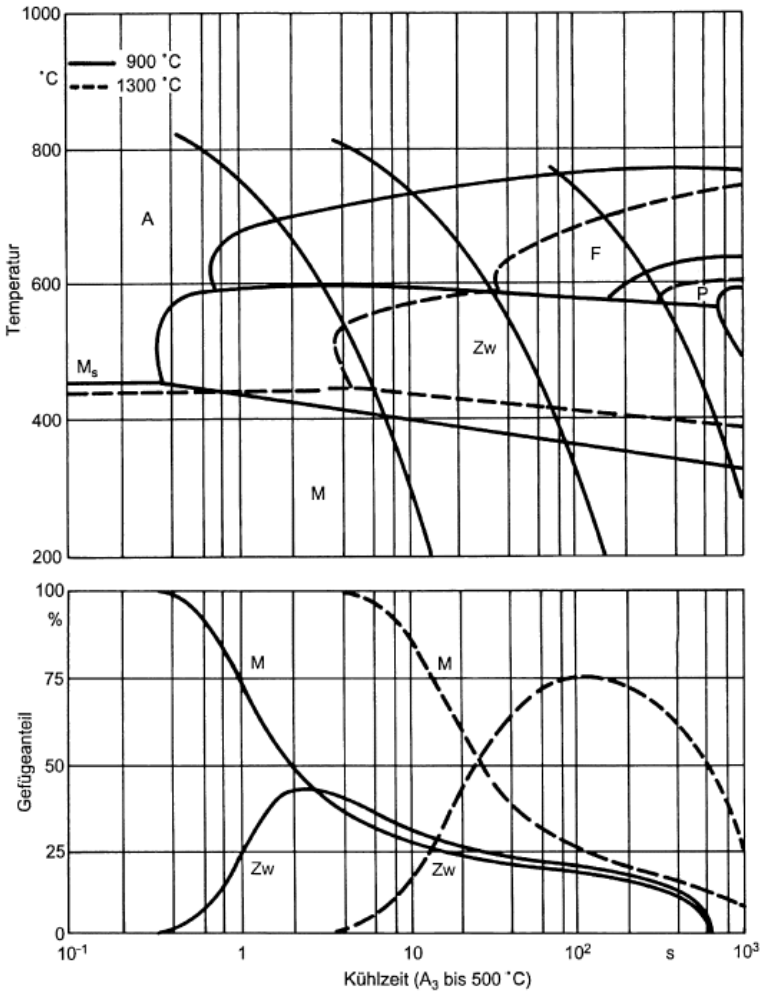



Abb. 2-22: Verzögerte Umwandlung in der Perlit-und Bainitstufe aufgrund einer erhöhten Austenitisierungstemperatur (900 °C, 1300°C) eines niedriglegierten Stahles mit 1,2 % Mn, 0,67 % Cu, 0,2 % Ni, 0,1 % V [Di05].

Die Abb. 2-22 verdeutlicht den Einfluss einer unterschiedlichen Austenitisierungstemperatur auf das Umwandlungsverhalten. “Infolge einer höheren Glühtemperatur liegt im Austenit ein vergröbertes Austenitkorn vor. Hierdurch werden die Diffusionswege verlängert, die während der Umwandlung zurückgelegt werden müssen. Infolgedessen verschiebt sich die Phasenumwandlung des Austenits zu Ferrit, Perlit oder Bainit zu längeren Zeiten“ [Di05].

Die Verschiebung der Umwandlungslinien ist beim Ferrit und Perlit wesentlich größer als beim Bainit. Dies ist darauf zurückzuführen, dass die Ferrit- und Perlitbildung im Gegensatz zur Bainitbildung vollständig diffusionsgesteuerte Prozesse sind.

“Im unteren Abbildungsteil ist der Anteil an gebildetem Martensit (M) und Bainit (Zw) in Abhängigkeit von der Abkühlzeit aufgetragen. Bei höherer Austenitisierungstem-

peratur (1300 °C) beginnen die Bainitbildung und damit der Abfall des Martensitanteiles deutlich zeitlich verzögert. Der maximal gebildete Bainitanteil erhöht sich von etwa 45 % auf 75 %.

Damit zeigt sich insbesondere die Problematik der Übertragbarkeit von ZTU-Schaubildern für die Wärmebehandlung auf die Ausbildung eines Gefüges in der Schweißnaht. Da beim Schweißprozess eine Austenitisierung bei Temperaturen oberhalb 1000 °C erfolgt, sind ZTU-Schaubilder für Wärmebehandlungen mit Austenitisierungstemperaturen deutlich unter 1000 °C sowie Haltezeiten von mehreren Minuten für die Vorhersage der entstehenden Gefüge unbrauchbar. Dies führte in der Forschung zur Entwicklung der so genannten Schweiß-ZTU-Schaubilder.

Da die Abkühlzeiten der Proben mit denen das SZTU-Schaubild erstellt wurde, neben den genannten Faktoren durch eine Vielzahl miteinander korrelierender Größen beeinflusst werden“ [UwDe72, 75, 81, 84], ist eine exakte Ermittlung der Abkühlzeit nur dann möglich, wenn alle wirkenden Einflussfaktoren mit ihren absoluten Werten bekannt sind.

“Das ist aber nur in den seltensten Fällen möglich. Schematisierungen, Vereinfachungen und Näherungsverfahren sind daher für die Ermittlung der Abkühlzeit unerlässlich“ [SeMeSch92].

In dieser Arbeit zur Charakterisierung des Abkühlungsverlaufes wird die Abkühlzeit $t_{8/5}$ verwendet. Mit ausreichender Genauigkeit ergibt sich hieraus auch die Abkühlzeit $t_A$ zwischen 850 °C und 500 °C mit 10 % höheren Werten gegenüber 800 °C bis 500 °C [SeMeSch92].

Deshalb ist es erforderlich, dies bei der Ermittlung von bestimmten Abkühlzeiten aus Schweiß-ZTU-Schaubildern und dem Übertrag dieser Werte in die Gleichung von $t_{8/5}$ zu berücksichtigen, da die Zeitachse in diesen Diagrammen beim Durchgang durch 850 °C beginnt [SeMeSch92].

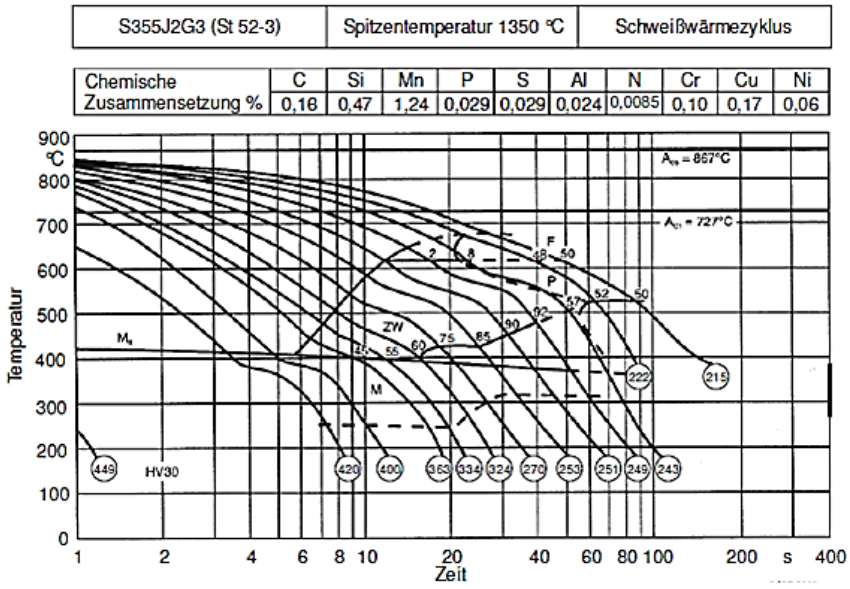



Abb. 2-23: Schweiß-ZTU-Schaubild für den Stahl S355 J2G3 mit einer Austenitisierungstemperatur von 1350 °C [SeMeSch92].

“Die Abb. 2-23 zeigt das Schweiß-ZTU-Schaubild des Stahls S 355 J2G3. Als Austenitisierungstemperatur ist die Spitzentemperatur 1350 °C angegeben. Schweiß-ZTU-Schaubilder werden genauso wie konventionelle für die Wärmebehandlung von Stählen bestimmte ZTU-Schaubilder gelesen. So ist in Abb. 2-23 die siebente Abkühlungskurve von links wie folgt zu erklären: Bei einem Zeitaufwand von 9 s nach Durchgang durch 850 °C wird bei einer Temperatur von 550 °C das Gebiet der Zwischenstufenumwandlung (ZW) erreicht. Diese wird bei 18 s und einer Temperatur von 440 °C abgeschlossen. Die gebildete Zwischenstufenmenge ist rechts neben der Abkühlungskurve mit 75 % angegeben, d. h. bei 440 °C liegt neben 75 % ZW noch 25 % bisher nicht umgewandelter unterkühlter Austenit vor. Beim weiteren Abkühlen können infolge der gesunkenen Temperatur Diffusionsvorgänge nur noch unvollkommen ablaufen, sodass keine nennenswerten Umwandlungsvorgänge mehr gemessen werden können. Erst beim Erreichen der $M_S$-Linie nach 21 s wird bei 395 °C die thermodynamische Triebkraft infolge der wachsenden Differenz der freien Enthalpie (entsprechend der Unterkühlung unter die Gleichgewichtstemperatur) so groß, dass die martensitische Umwandlung ablaufen kann. Die Martensitumwandlung (M) geht unterhalb der $M_S$-Linie bis 300 °C durch einen Umklappmechanismus vonstatten. Der bei 27 s und einer Temperatur von 300 °C vorliegendem Anteil an Austenit wandelt sich unterhalb 300 °C bis Zimmertemperatur nicht vollkommen martensitisch um. Für den vorliegenden Stahl S355J2G3 (St 52-3) erge-

ben sich für die vor siebenter Abkühlungskurve 70 % Zwischenstufe und 30 % Martensit. Die für diese Gefügekomposition gemessene Härte wird mit 300 HV30 abgelesen“ [SeMeSch92].

## 2.9 Spitzen-Temperatur-Abkühl-Zeit (STAZ)-Schaubild

Nach Berkhout und van Lent [Be68] ist für das Umwandlungsverhalten beim Schweißen charakteristisch, dass die dicht neben der Schweißnaht auftretenden Spitzentemperaturen entscheidend für die Austenitkorngröße sind. Die Austenitkorngröße bestimmt jedoch in weiten Bereichen die Geschwindigkeit der Umwandlung, sodass bei verschiedenen Spitzentemperaturen eine Verschiebung der Umwandlungskurven im kontinuierlichen ZTU-Schaubild festzustellen ist (s. Abb. 2-22).

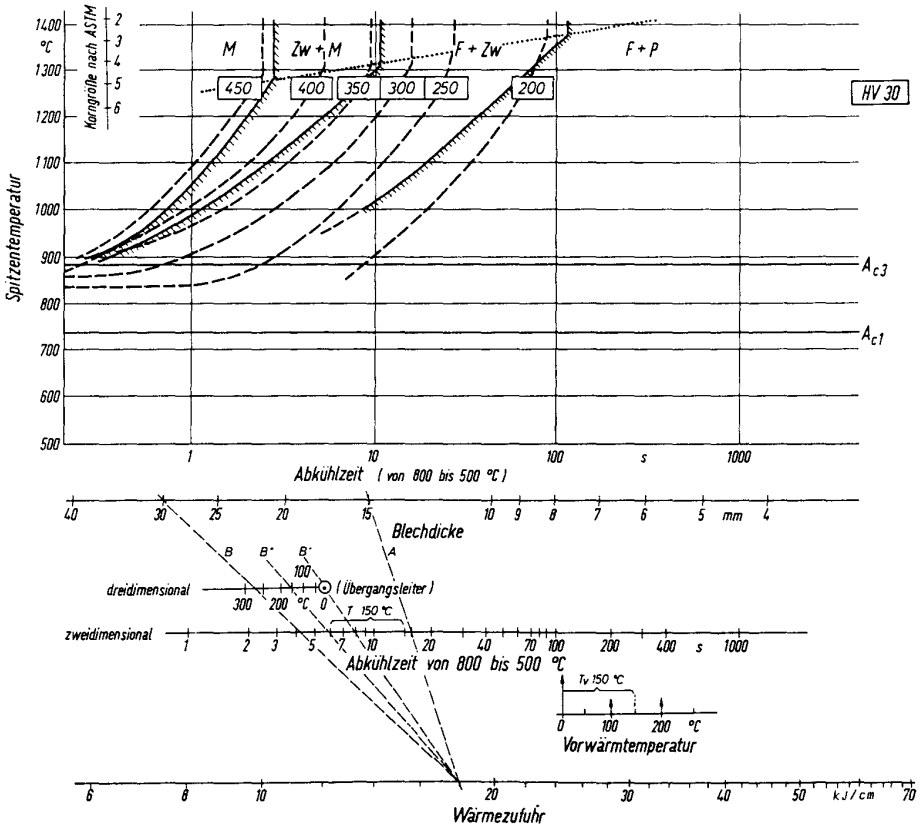



Abb. 2-24: Spitzen-Temperatur-Abkühlzeit (STAZ-)-Schaubild eines hochfesten Stahles [Be68].

Um das Gefüge in Abhängigkeit von der Spitzentemperatur ermitteln zu können, wurde das Spitzen-Temperatur-Abkühl-Zeit (STAZ)-Schaubild entwickelt [Be68]. Da mit steigender Austenitisierungstemperatur die Umwandlungen in der Ferrit-, Perlit- und Bainitstufe zu längeren Zeiten verschoben werden, wird in den STAZ-Schaubildern die Spitzentemperatur erfasst und deren Auswirkung auf die Umwandlung be-

schrieben. Das in der Abb. 2-24 wiedergegebene STAZ-Schaubild ermöglicht darüber hinaus noch die Bestimmung der $t_{8/5}$-Zeit unter Berücksichtigung der Blechdicke, der eingesetzten Streckenenergie, Vorwärmtemperatur und des Übergangs von zwei- zu dreidimensionaler Wärmeleitung. Um eine sinnvolle Aussage über das entstehende Gefüge treffen zu können, ist die Kenntnis von Streckenergie und Blechdicke Voraussetzung. Wird ein 15 mm dickes Blech ohne Vorwärmen mit einer Streckenenergie von 18 kJ/cm verschweißt, so kann die $t_{8/5}$-Zeit durch Verbinden der beiden Punkte ermittelt werden (Abb. 2-24, Linie A). Ist die Spitzentemperatur im Schweißzyklus bekannt, kann nun aus dem STAZ-Schaubild abgelesen werden, in welcher Umwandlungsstufe das Endgefüge entsteht. Zusätzlich lässt sich die zu erwartende Korngröße nach ASTM (gepunktete Linie) und die Härte des Gefüges (gestrichelte Linie und eingerahmte Zahlenwerte) ableiten. Wird ein Blech mit einer Wanddicke von 30 mm ohne Vorwärmen unter gleichen Bedingungen (18 kJ/cm) geschweißt, ergibt sich zur Bestimmung der $t_{8/5}$-Zeit die Linie B. Im Unterschied zum o.g. Beispiel wird nun die Übergangsleiter für dreidimensionale Wärmeleitung geschnitten. Wie aus den vorhergehenden Abschnitten bekannt, ist bei dreidimensionaler Wärmeleitung die $t_{8/5}$-Zeit unabhängig von einer Blechdicke. Um für diesen Fall die $t_{8/5}$-Zeit zu bestimmen, wird der Schnittpunkt mit der Übergangsleiter für den Beginn der dreidimensionalen Wärmeleitung (Temperatur von 0 °C) gewählt, sodass sich für den Fall der dreidimensionalen Wärmeleitung eine Abkühlzeit von rund 8 s ergibt (Linie C). Soll das 30 mm dicke Blech unter einer Vorwärmtemperatur von 150 °C geschweißt werden, so ist eine Linie zwischen der Streckenenergie bei 18 kJ/cm und der Übergangsleiter bei 150 °C zu ziehen (Linie D). Linie D schneidet die Achse für zweidimensionale Wärmeleitung bei rund 6 s. Da aber mit einer Vorwärmphase von 150 °C geschweißt wird, muss zusätzlich die Strecke 0 °C bis 150 °C aus der Skala für die Vorwärmtemperatur addiert werden. Danach stellt sich eine $t_{8/5}$-Zeit von rund 14 s bei einer Vorwärmtemperatur von 150 °C unter den oben genannten Schweißparametern ein. Der Vorteil bei der Ermittlung des Gefüges gegenüber dem konventionellen kontinuierlichen ZTU-Schaubild besteht darin, dass in einem STAZ-Schaubild der Einfluss der Spitzentemperatur auf die Umwandlung berücksichtigt wird, wobei das ZTU-Schaubild nur für eine vorgegebene Spitzentemperatur (Austenitisierungstemperatur) gültig ist. Der Nachteil des STAZ-Schaubildes besteht in der aufwendigen Ermittlung der Umwandlungslinien, sodass eine

systematische Durchführung dieses Konzeptes für die gängigen Stahlsorten bisher an dem notwendigen messtechnischen Aufwand scheiterte.

## 2.10 Schlussfolgerungen hinsichtlich technologischer Grundlagen

Abschließend lässt sich hinsichtlich zusammenfassen: Mit steigender Blechdicke wirkt sich auf die Abkühlung beim Schweißen der Einfluss des Überganges von der zweidimensionalen in die dreidimensionale Wärmeleitung aus. Aus diesem Grund wird in dieser Arbeit bei der Ermittlung der Vorwärmtemperatur die Grenzblechdicke bzw. Übergangsdicke $d_ü$, berücksichtigt bei der die zweidimensionale in die dreidimensionale Wärmeleitung übergeht. Eine Problematik beim Schweißen mit hoher Abschmelzleistung besteht darin, dass die Zwischenlagentemperatur oft erheblich über die Vorwärmtemperatur ansteigt, was zu Grobkorn und Zähigkeitsverlust führt.

Und so werden in dieser Arbeit Schweißungen mit konstanter sowie gezielt abnehmender Zwischenlagentemperatur durchgeführt.

Die umfangreiche Versuchsreihe der Abkühlzeitbereiche, die die Anforderungen an die mechanischen Eigenschaften der Verbindungen erfüllen, kann lediglich bei den großen stahlverarbeitenden Unternehmen ermöglicht werden. Die dazu erforderliche Probenzahl und die Prüfkapazität können kleine und mittlere Unternehmen (KMU) nicht leisten.

Deswegen wird im Rahmen dieser Arbeit untersucht, inwieweit Schweiß-ZTU-Schaubilder anstelle umfangreicher Versuchsreihen genutzt werden können, um die optimale Abkühlzeit durch Vorwärmen zu ermitteln. Um Kombination einer Verwendung lagenabhängiger Vorwärmtemperatur mit der jeweiligen Lagenvorwärmung mittels $t_{8/5}$ – Konzept zu bestimmen, werden die Abkühlzeiten der variierten Vorwärmtemperaturen mit der zunehmenden Lagenzahl beim Mehrlagenschweißen ermittelt und mit denen aus Schweiß-ZTU-Schaubildern verglichen. Im Rahmen dieser Arbeit wird dieses Verfahren systematisch untersucht.

# 3 Versuchswerkstoffe und -einrichtungen

## 3.1 Fügeteile und Schweißvorrichtung

Als Versuchsproben wurden Bleche der Abmessungen 340 x 75 x 20 mm und 340 x 95 x 20 mm verwendet (s. Abb. 3-1); bestehend aus dem Versuchswerkstoff, der in Nahtform der Kehlnaht in Wannenlage mehrlagig geschweißt ist (s. Abb. 3-2).

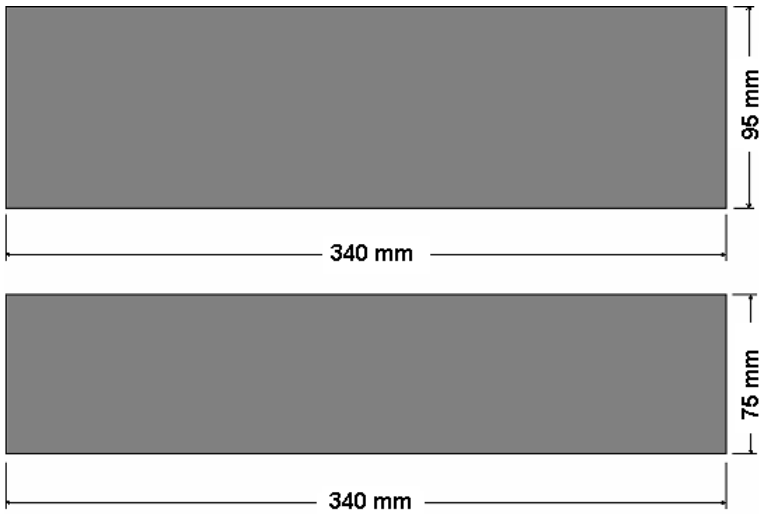



Abb. 3-1: Gefertigte Fügeteile mit der Blechdicke von 20 mm.

Um nach dem Schweißen der Kehlnaht in Wannenlage symmetrische Schweißteile zu erzielen, wurden Probenbleche mit 20 mm unterschiedlicher Breite vorbereitet. Die Schweißposition der Kehlnaht in Wannenlage hat den Vorteil, dass keine Schweißbadsicherung benötigt wird. Die verwendete Schweißvorrichtung zeigt Abb. 3-2.

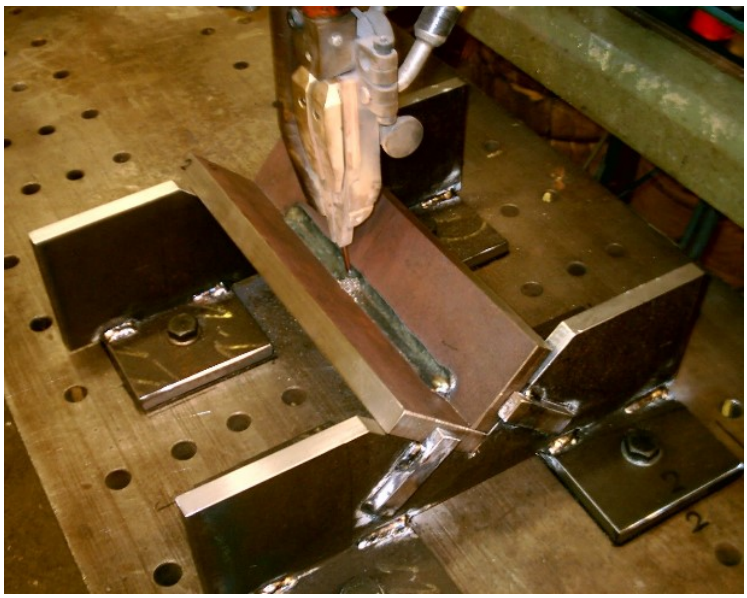


Abb. 3-2: Schweißvorrichtung für Kehlnaht in Wannenlage mit eingerichteten Fügeteilen.

Vor Beginn der Schweißarbeiten wurde der Nahtbereich durch Bürsten gesäubert, um Schneidschlacke, Zunder und Rost zu entfernen. Durch Vorwärmen war sichergestellt, dass der Nahtbereich feuchtigkeitsfrei war.

## 3.2 Versuchswerkstoffe

### 3.2.1 Stahl EN 10025-2-S355JR bzw. Stahl Nr. EN 10025-2-1.0045

Für die Versuche standen Bleche aus Stahl EN 10025-2-S355JR bzw. Stahl Nr. EN 10025-2-1.0045 nach DIN EN 10025-2 zur Verfügung (s. Abb. 3-3).

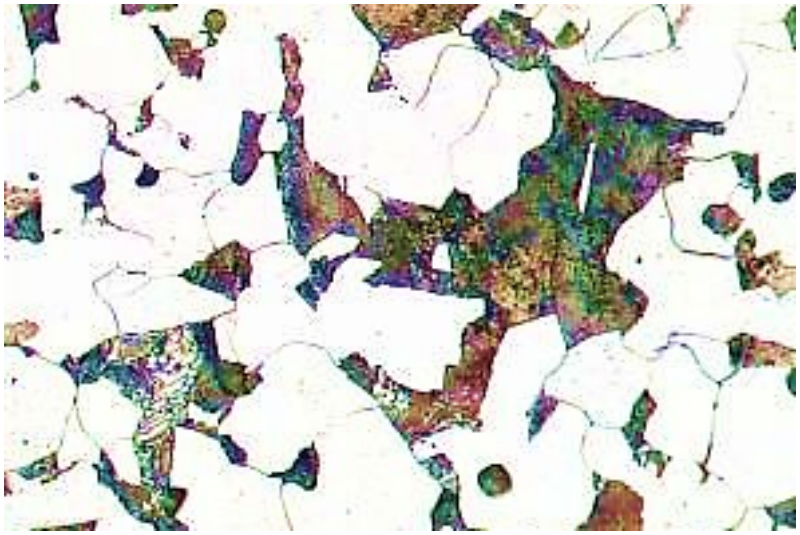


Abb. 3-3: Gefüge Bild von Stahl EN 10025-2-S355JR.

Das Material mit der Bezeichnung S355JR ist ein höherfester Baustahl, der entwickelt wurde, um eine leichtere Bauweise als mit S235 zu ermöglichen. Unabhängig von den höheren Festigkeitseigenschaften dieses Werkstoffes war eine gute Schweißeignung die Voraussetzung für eine universelle Anwendung. Das wird durch den niedrig gehaltenen C-Gehalt erreicht. Die höhere Festigkeit erhält dieser Stahl durch einen auf etwa 1,4 % erhöhten Mangangehalt. Da Mangan die Härtungsneigung fördert, kann es deshalb bei größeren Wanddicken erforderlich sein, mit Vorwärmung zu schweißen.

Der Stahl EN 10025-2-S355JR hat eine hohe Streckgrenze durch seinen erhöhten Mangangehalt sowie das feine Gefüge, das durch einen geringen Aluminiumzusatz und eine geregelte Temperaturführung beim Walzen erzielt wird. Der Stahl EN 10025-2-S355JR gehört zur Gruppe der unlegierten Baustähle. Wegen seines Gehalts von 0,0227 % Aluminium ist er ein beruhigter Stahl. Das Desoxidationsmittel Aluminium fördert die Bildung eines feinkörnigen Gefüges. Infolge des geringen Kohlenstoffgehaltes zeichnet sich der Stahl EN 10025-2-S355JR durch gute

Schweißbarkeit aus. Deshalb wird er für hochbelastete Bauteile, z. B. Tragwerke und Brücken, verwendet. Der Stahl EN 10025-2-S355JR gehört zur Gruppe eines wetterfesten Baustahls. Durch Zugabe von entsprechenden Mengen an Cr, Cu und Ni wird erreicht, dass gebildete Oxidschichten fest am Werkstück haften und eine weitere Korrosion des Stahls vermindern.

Die mechanischen Eigenschaften des Stahles S355JR DIN EN 10025-2 zeigen sich lt. Abb. 3-4 wie folgt:

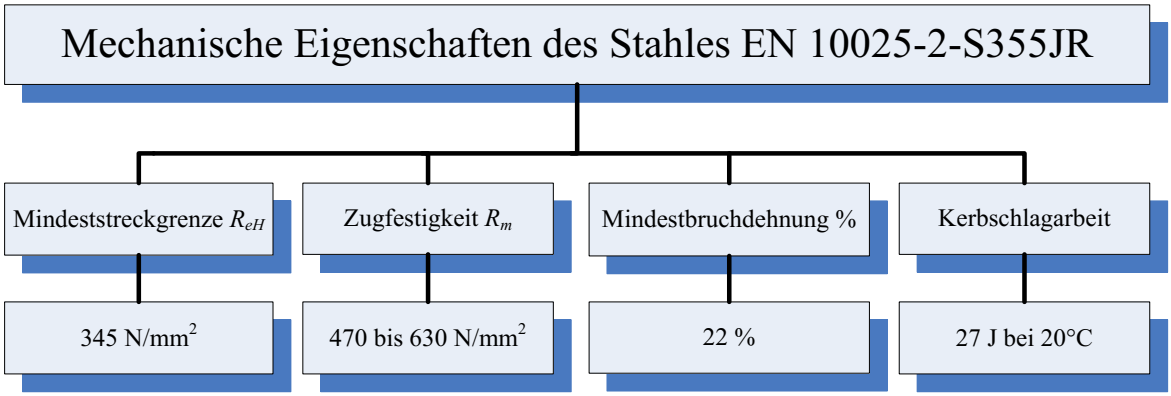



Abb. 3-4: Mechanische Eigenschaften des Stahles EN 10025-2-S355JR nach DIN EN 10025-2.

Zusätzlich wurde die Härte des Probenwerkstoffs (Stahl EN 10025-2-S355JR) gemessen. Sie beträgt 167 HV30.

Im BAM, Berlin wurde eine Stückanalyse des Probenwerkstoffs (Stahl EN 10025-2-S355JR) durchgeführt, deren Ergebnisse in der Tabelle 3-1 dargestellt sind.

Tabelle 3-1: Chemische Zusammensetzung des Probenwerkstoffs Stahl EN 10025-2-S355JR (Stückanalyse, BAM, Berlin).

| C % | Si % | Mn % | P % | S % | Al % | Cr % |
|---|---|---|---|---|---|---|
| 0,172 | 0,22 | 1,424 | 0,0186 | 0,0045 | 0,0227 | 0,031 |
| Mo % | Ni % | Nb % | Ti % | Cu % | N % | V % |
| <0,003 | 0,015 | 0,031 | 0,017 | 0,005 | 0,0051 | 0,002 |

Die Tabelle 3–1 zeigt, dass der C-Gehalt dieser Charge von Stahl S355JR nur 0,172 % beträgt gegenüber max. 0,27 % nach DIN EN 10025-2 – Stückanalyse (s. Tabelle 10-2 im Anhang). Daraus folgen gute Schweißeigenschaften und eine hohe Zähigkeit. Der Schwefelgehalt von 0,0045 % entspricht dem oberen Grenzwerts des Bereichs guter Schweißeignung nach DIN EN 10025-2-Stückanalyse. Mit 0,0051 % liegt der Stickstoffgehalt am unteren Grenzbereich im Vergleich zu 0,014 % nach

DIN EN 10025-2 – Stückanalyse (alterungsbeständiger Stahl). Der Phosphorgehalt liegt mit 0,0186 % weit unter Grenzwert max. 0,045 % nach DIN EN 10025-2-Stückanalyse- woraus sich gute Schweißeigenschaften ergeben.

Dabei impliziert CE = 0,418 % ein Wert des Kohlenstoffäquivalents kleiner als 0,45 eine gute Scheißeignung.

### 3.2.2 Zusatzwerkstoffe

Die Auswahl der Drahtelektroden, insbesondere deren chemische Zusammen-setzung, erfolgt immer in Kombination mit einem dem jeweiligen Zweck entsprechenden Schweißpulver. Nur damit sind unter Berücksichtigung der Schweißdaten sowohl das Schweißverhalten als auch die mechanischen Eigenschaften des Schweißgutes festgelegt. Drahtelektroden für das Unterpulverschweißen sind in DIN EN 756 genormt. Für eine große Anzahl von Baustählen einschließlich der Grundgüten und warmfesten Sondergüten der Feinkornbaustähle können die Mn- und MnMo-legierten Drähte nach dieser Norm angewendet werden. Außerdem sind neben den Mo-legierten Typen auch Drahtelektroden mit unterschiedlichem Nickelgehalt und in NiMo-legierten Qualitäten erhältlich [DoAn95].

- **Drahtelektrode S2Mo**

Einer dieser Drahtelektroden ist der Massivdraht S2Mo für folgende Grundwerkstoffe geeignet: S355JR, E335, P285NH, P310GH, S355JOCu, 16Mo3, P315N - S420N, P315NH - P420NH.

Mit der Drahtelektrode S2Mo sind sehr zähe Schweißgüter herstellbar. Ihre chemische Zusammensetzung verdeutlicht Tabelle 3-2.

Tabelle 3-2: Chemische Zusammensetzung von dem Massivdraht S2Mo zum Unterpulverschweißen [DIN756-04].

| Chemische Zusammensetzung in [%] (m/m) 1,2,3 | | | | | | | |
|---|---|---|---|---|---|---|---|
| C % | Si % | Mn % | P % | S % | Mo % | Ni % | Cr % |
| 0,07-0,15 | 0,05-0,25 | 0,80-1,30 | 0,025 | 0,025 | 0,45-0,65 | 0,15 | 0,15 |

Die EN-Normbezeichnung für die Drahtelektrode ist EN 756 S2Mo mit der Werkstoff-Nr.1.5425 des AWS Bezeichnung EA2.

### ➢ Schweißpulver OP 181

Hier wurde Schweißpulver OP 181 der Firma Oerlikon gewählt. Es lässt sich in die genormte Pulvergruppe EN 760: SA AR 1 88 AC einordnen. Der mit OP 181 bezeichnete Artikel ist ein agglomeriertes Schweißpulver der Aluminat-Rutil-Typengruppe (s. Tabelle 3-3).

Tabelle 3-3: Hauptbestandteile des Schweißpulvers OP 181.

| $SiO_2 + TiO_2$ | $Al_2O_2 + MnO$ | $CaF_2$ |
|---|---|---|
| 30 % | 50 % | 10 % |

Es wird eingesetzt für das Schweißen von allgemeinen Baustählen, Kesselbaustählen und Rohrstählen sowie von Feinkornbaustählen bis zu einer Streckgrenze von 355 N/mm$^2$ (s. Tabelle 3-4)

Tabelle 3-4: Schweißgeeignete Werkstoffe für OP 181 nach Herstellerangaben.

| WERKSTOFFE | | | | | | |
|---|---|---|---|---|---|---|
| S(P)235 | S(P)355 | S(P)420 | L245 | L360 | L450 | 16Mo 3 |

Es eignet sich gut für das Schnellschweißen im UP-Doppeldrahtverfahren sowie zum Tandem- und Mehrdrahtschweißen. Aufgrund seines metallurgischen Verhaltens wird OP 181 bevorzugt für das Schweißen in Lage/Gegenlage verwendet, z. B. beim Längsnahtschweißen von Großrohren oder bei dünnwandigen Spiralrohren.

### ➢ Metallurgisches Verhalten

Unter dem Zu- oder Abbrand $\Delta X$ in Gew.-% eines beliebigen Elementes X wird die folgende Differenz verstanden:

$$\Delta X = X_{RSG} - X_E$$

Mit, $X_{RSG}$ = Gehalt des Elements X in Gew.-% im reinen Schweißgut und

$X_E$ = Gehalt des Elements X in Gew.-% in der Drahtelektrode.

Das Schweißpulver OP 181 bewirkt einen hohen Zubrand an Silizium und bei Mn-gehalten < 2,5 % auch von Mangan.

Das metallurgische Verhalten des Schweiß-pulvers OP 181 nach DVS-Merkblatt 0907 Teil 1 für die Legierungselemente Si und Mn zeigt folgende Abb. 3-5.

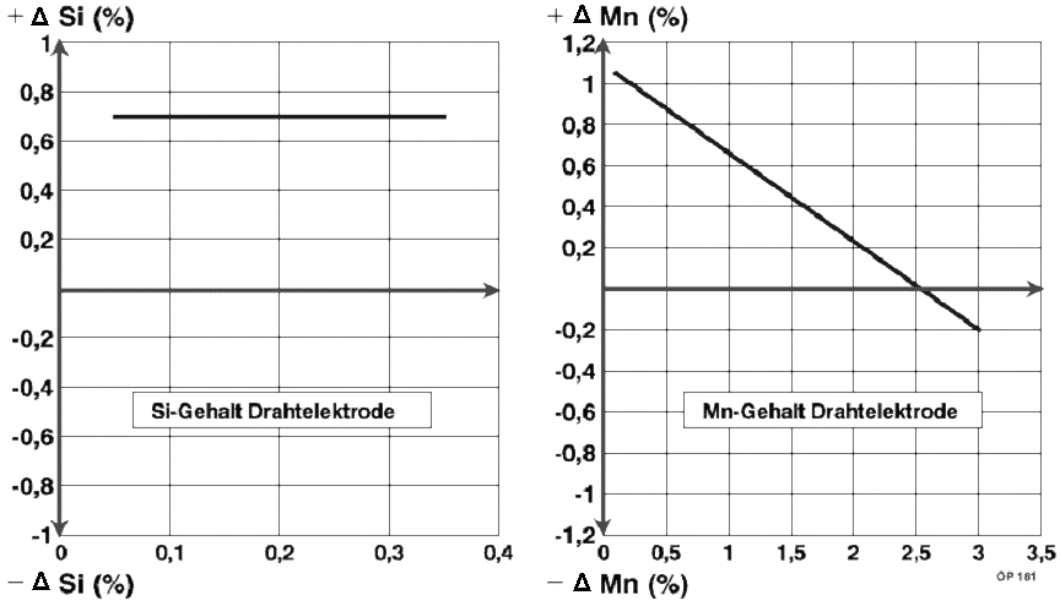



Abb. 3-5: Metallurgisches Verhalten des Schweißpulvers OP 181

Die Tabelle 3-5 enthält die Schweißgutanalyse für Schweißpulver OP 181.

Tabelle 3-5: Schweißgutanalyse (Richtwerte in %) nach Herstellerangaben (Schweißpulver OP 181 der Firma Oerlikon)..

| Drahtelektrode | C | Si | Mn | Mo |
|---|---|---|---|---|
| OE-S2 Mo | 0,04–0,08 | 0,6–0,9 | 1,3–1,7 | 0,5 |

Ein weiteres Einsatzgebiet ist das Schweißen von Rohr-Steg-Rohr-Verbindungen bzw. von Flossenrohren. Wegen seiner guten Schlackenlöslichkeit findet OP 181 insbesondere Anwendung beim Schweißen von Kehlnähten. Das OP 181 ist für das Schweißen an Gleich- und Wechselstrom bis etwa 1000 A geeignet. Bei Verwendung von Gleichstrom wird die Drahtelektrode an den Plus-Pol angeschlossen.
Die Mechanischen Eigenschaften des reinen Schweißgutes zeigt die Tabelle 3-6 für Schweißpulver OP 181.

Tabelle 3-6: Mechanische Eigenschaften des reinen Schweißgutes (Einzelwerte sind Richtwerte) nach Herstellerangaben (Schweißpulver OP 181 der Firma Oerlikon).

| Drahtelektrode | Wärmebehandlung | Zugfestigkeit ($N/mm^2$) | Streckgrenze ($N/mm^2$) | Bruchdehnung $A_s$ [%] | Kerbschlagarbeit ISO-V [Joule] +20 °C |
|---|---|---|---|---|---|
| OE-S2 Mo | unbehandelt | 610–710 | >490 | >18 | >50 |

Feuchtes Pulver ist bei 300–350 °C nachzutrocknen. Die Körnung gemäß DIN EN 760 [DIN760-96] liegt bei 2–20. Der Basizitätsgrad beträgt ca. 0,4; damit ist OP 181 ein leicht saures Schweißpulver (s. Kap. 11.3 im Anhang)

## 3.3 Schweißanlage und Zusatzeinrichtungen

Für die im Rahmen dieser Arbeit durchgeführten UP-Schweißungen stand eine Anlage der Firma MESSER GRIESHEIM zur Verfügung. Die in Abb. 3-6 dargestellte Schweißmaschine umfasst im Wesentlichen die folgenden Baugruppen:

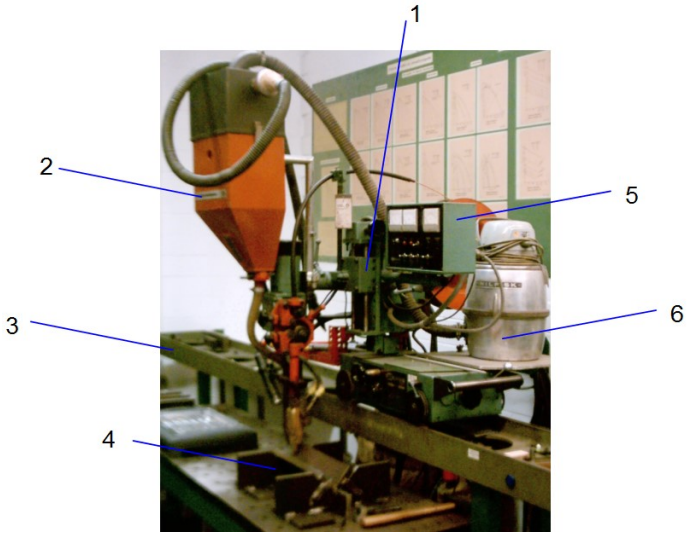



Abb. 3-6: Versuchsstand der UP-Schweißungen

1. Geräteträger mit Haspel, Richtwerk, Drahtvorschubeinheit sowie Stromkontaktrohr einschließlich Höhen- und Seitensupport
2. Pulverbehälter
3. Fahrwerk für den Geräteträger
4. Schweißtisch mit Kehlnahtschweißeinrichtung
5. Steuerung für Schweißstrom, Schweißspannung und Schweißgeschwindigkeit
6. Pulversauger.

Der Universal-UP-Schweiß-Automat E18 ermöglicht durch sein Baukastensystem Verbindungsschweißungen (Stumpf-, Überlapp-, Kehlnaht) und Auftragschweißungen mit dem jeweils für die entsprechende Schweißaufgabe am besten geeigneten Ein-Draht-Schweißkopf.

Die technischen Daten zur Schweißmaschine sind der nachfolgenden Tabelle 3-7 zu entnehmen.

Tabelle 3-7: Technische Daten der Schweißmaschine.

| | |
|---|---|
| Schweißstrom | Bis 1500 A Gleich- und Wechselstrom |
| Drahtdurchmesser<br>Einfachdraht<br>Doppeldraht | <br>1,2 bis 13 mm Ø<br>bis 2 * 4 mm Ø |
| Drahtfördergeschwindigkeit,<br>in 4 durch Wechselräder<br>wählbaren Bereichen | <br>0,4 bis 13 m/min<br>(stufenlos verstellbar) |
| Steuerung mit Zündvorschub | a) Einfachsteuerung<br>über ein Widerstandssystem (wurde gewählt) |

| | |
|---|---|
| | b) Thyristorsteuerung |
| Steuerung mit Drahtvorschub | a) Bei Einfachsteuerung geregelt (wurde gewählt).<br>b) Bei Thyristorsteuerung geregelt und konstant möglich. |
| Lichtbogenzünden | Impulsgenerator |
| Vorschubgeschwindigkeit | 8,5 bis 430 cm/min (2 Gänge) |
| Spurweite des Fahrwerks | 310 mm |
| Inhalt des Pulverbehälters | ca. 6 Liter |
| Pulver-Ausschüttung | vorlaufend |
| Maße, L * B * H max. | 1200 * 400 * 800 mm |
| Gesamtgewicht ohne Pulver und Draht | fahrbar ca. 100 kg<br>stationär ca. 60 kg |
| Steigfähigkeit | ca. 10 % (gewählt waagerecht) |

Die Stromquelle ist ein Schweißgleichrichter LCG 800 mit Konstant-Spannungs-kennlinie zum Unterpulverschweißen (s. Abb. 3-7). Da beim Gleichstromschweißen keine permanente Wiederzündung des Lichtbogens erfolgen muss, können UP-Gleichrichter bei einer begrenzten Leerlaufspannung von ca. 60 V vorteilhaft mit flach fallender Kennlinie eingesetzt werden. “Die Konstantspannungscharakteristik, mit so genannter “innerer Regelung“ bzw. ΔI-Regelung, ermöglicht das Schweißen mit konstantem Drahtvorschub, da bei Abweichungen vom stabilen Arbeitspunkt deutliche Stromänderungen direkten Einfluss auf die Abschmelzleistung haben“ [DoRi86].

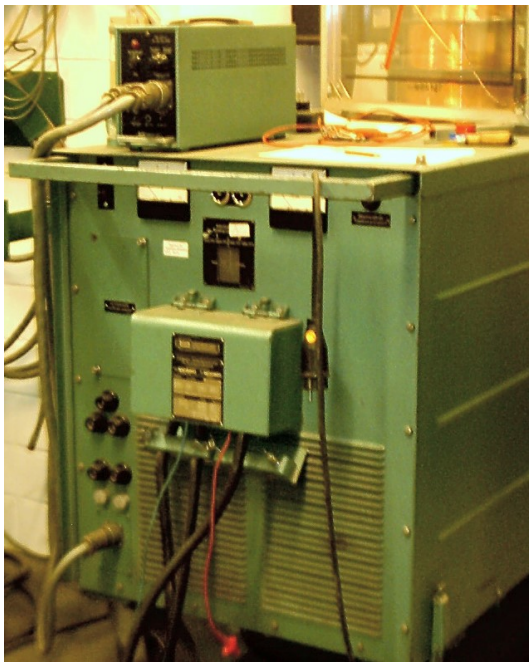


Abb. 3-7: Schweißgleichrichter mit Konstant-Spannungscharakteristik.

Diese so genannte “innere Regelung“ arbeitet sehr schnell und gewährleistet eine konstante Lichtbogenlänge ohne den Aufwand einer spannungsgesteuerten Drahtvorschubregelung, siehe Abb. 3-8. Dieser Vorteil kann besonders bei hoher Elektrodenvorschubgeschwindigkeit mit dünneren Drähten genutzt werden [Gr94].

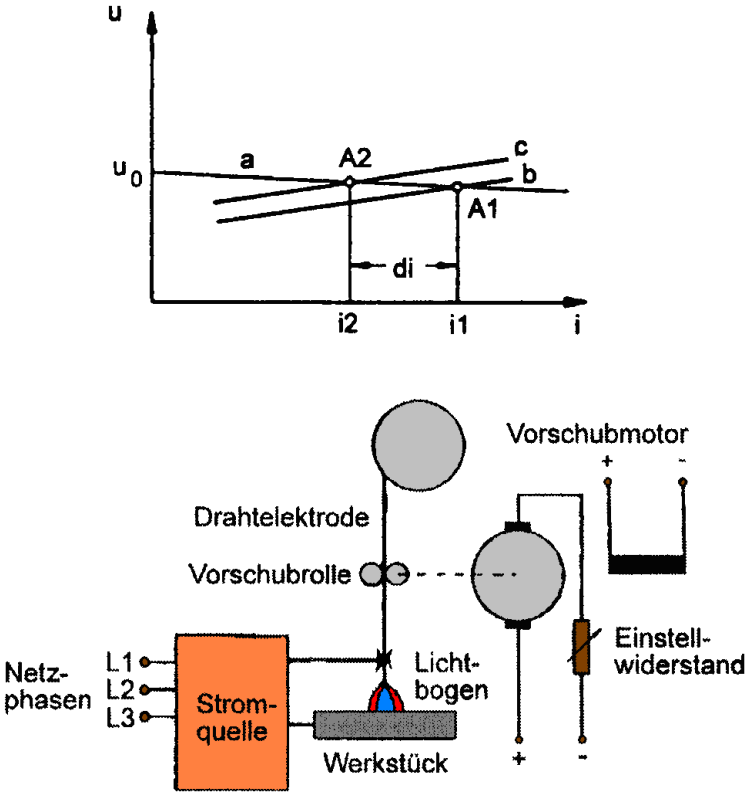



Abb. 3-8: Schaltschema und Wirkungsweise der ΔI-Regelung [Ki78].

Die Stromquelle ist mit Primärschutz für Fernschaltung ausgerüstet und hat zwei Schweißbereiche, die mit Stufenschalter eingestellt werden. Zudem verfügt sie über einen Lüfter mit Windfahnenrelais zwecks Abkühlung. Zum Messen der elektrischen Parameter ist die Anlage mit integrierten Volt- und Amperemeter eingebaut worden. Eine motorische Ferneinstellung der Schweißspannung ist an der Anlage vorhanden. Ein Überhitzungsschutz gegen länger dauernde Überschreitung des Höchstschweißstromes und Schutzkondensator gegen Impuls- oder HF-Spannung zwecks Sicherheit ist in der Anlage vorhanden. Die Steuerspannung beträgt 42 V.

Der Schweißgleichrichter LCG 800 arbeitet grundsätzlich in den folgenden zwei Bereichen:

I = 130 A / 21 V – 800 A / 37 V und

II = 360 A / 32 V – 800 A / 51 V.

Bei den hier durchgeführten Versuchen wurde mit dem Bereich II gearbeitet. Damit konnte mit den höheren Stromwerten gearbeitet werden.

## 3.4 Vorwärmgerät

Die Vorwärmung kann örtlich mit Schweißbrennern oder insgesamt im Ofen vorgenommen werden. Auch der Einsatz der Widerstands- bzw. Induktionserwärmung ist möglich. Bei der Entscheidung für das Vorwärmgerät wurden die folgenden Faktoren berücksichtigt:

- Flexibilität der Arbeit mit dem Vorwärmgerät,
- Möglichkeit das Vorwärmgerät in den Versuchsaufbau zu integrieren,
- Sicherheit bei der Bedienung,
- geringe Kosten für Beschaffung und Energieverbrauch,
- geringer Aufwand zur Bedienung und Handhabung,
- vorhandene Versorgungsmöglichkeit mit Energie (Anschlussleistung),
- gute Anwendungsmöglichkeit für die Praxis,
- Vorhandensein von Gerätekomponenten.

Daher wurde ein Widerstandserwärmungsgerät gewählt, mit dem die oben erwähnten Voraussetzungen am besten erfüllt wurden (s. Abb. 3-9).

Abb. 3-9: Elektrisches Vorwärmgerät mit aufgelegten Fügeteilen.

Das Vorwärmgerät besteht aus einer elektrischen Spirale mit Netzstromversorgung. Das ausgewählte Vorwärmgerät weist die folgenden technischen Details auf. Betriebsspannung: 230 V~ 50 Hz; Leistungsaufnahme: 2000 Watt; Abmessungen: 40 x 25 x 9 cm; Temperaturbereich 150 bis 200 °C; Aufheizzeit 8–20 min. Temperaturbereich 100 bis 150 °C; Aufheizzeit 5–12 min.

## 3.5 Thermometer

Das Temperaturmessgerät arbeitet kontaktlos mit einem Wärmestrahlungssensor. Je nach Vorwärmtemperatur beim Schweißen wurden ca. 20 bis 40 Minuten. benötigt, um die Fügeteile auf die gewählten Vorwärmtemperaturen zum Vorwärmen. Dafür wurde folgendes Thermometer gewählt von der Firma LINEAR LABORATORIES (s. Abb. 3-10).

Abb. 3-10: Temperaturmessgerät mit einem Wärmestrahlungssensor

Es zeichnet sich durch folgende technische Merkmale aus:

- Messbereich -60 °C bis +500 °C
- schnelle Reaktion zur Temperaturmessung
- Empfindlichkeit von1 °C
- umschaltbar auf °F- oder °C-Anzeige
- Analogausgang optional
- Versorgung über 9-Volt-Batterie oder 110 V AC (optional).

## 3.6 Durchführung der Temperaturmessung

Um die Fügeteile auf die gewählte Vorwärmtemperatur einzustellen, wurden diese auf das elektrische Vorwärmgerät gelegt (s. Abb. 3-9). Mit handgeführtem kontaktlosem Thermometer (mit Wärmestrahlungssensor) erfolgte die Temperatur-messung (s. Abb. 3-10). Die Vorwärmtemperatur wurde über Länge, Breite und Dicke der Versuchsproben entlang der Fügeteile an mehreren Punkten mit Schrittbewegung bzw. durch das Pendeln des kontaktlosen Thermometers gemessen, um die angestrebte gleichmäßige Vorwärmtemperatur entlang der Fügeteile zu prüfen. Dieser Prozess dauert ca. 15 bis 20 s. Anschließend wurden die Fügeteile in der Schweißvorrichtung (s. Abb. 3-2) positioniert. Die Konstruktion der Schweißvorrichtung ermöglicht, dass die Vorwärmtemperatur an der Unterseite der Fügeteile gemessen werden kann. Somit wurden die Vorwärmtemperaturen der Fügeteile ober- und unterseitig festgestellt. Durch die geringe Dauer der Positionierung der Fügeteile in der Schweißvorrichtung ist der Temperaturunterschied ca. 1 °C zwischen der Ober- und Unterseite zum Zeitpunkt des Schweißbeginns vernachlässigbar klein. Da die Probe beim Positionieren in der Schweißvorrichtung bis zum Schweißbeginn um ca. 5 °C abkühlt, wurde die Probe vorab um 5 °C höher vorgewärmt.

## 3.7 Untersuchungsmethoden

### 3.7.1 Lichtmikroskopie

Für die Charakterisierung der Gefüge der untersuchten Proben aus den Schweißversuchen sind Querschliffe entnommen worden. Die Querschliffe stammen aus der Mitte der mehrlagig geschweißten Fügeteile. Die Schliffe wurden mit SiC-Papier bis zu einer Körnung von 2500 geschliffen und anschließend mit Diamantpaste bis zur Körnung 1µm poliert. Zum Ätzen aller Schliffe wurde eine 3 %ige $HNO_3$-Lösung verwendet. Die präparierten Schliffe wurden mittels Auflichtmikroskop der Fa. LEICA, Modell DMRM, analysiert und mit einer dem Mikroskop angeschlossenen Kamera dokumentiert (s. Abb. 3-11).

Abb. 3-11: Auflichtmikroskop der Fa. LEICA, Modell DMRM.

### 3.7.2 Härtemessung

Die Härtewerte der Oberfläche der WEZ wurden pro Lage der Querschliffe der Proben aus den mehrlagig geschweißten Fügeteilen mithilfe eines Makrohärteprüfgerätes der Fa. Wolpert ermittelt. Zwecks Mittelwert Berechnen wurden in der WEZ pro Lage 8 Messungen gemessen. Die Härteprüfung erfolgt nach Vickers-Verfahren. Bei der Härteprüfung nach Vickers wird als Eindringkörper eine regelmäßige, vierseitige Diamantpyramide mit einem Flächenwinkel von 136° mit einer bestimmten Prüfkraft (0,098 N...980,7 N) senkrecht in die Oberflache des Prüflings eingedrückt (s. Abb. 3-12).

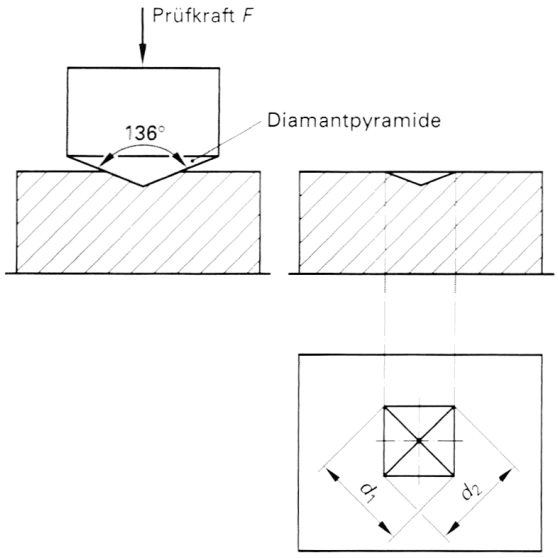



Abb. 3-12: Prinzip der Härteprüfung nach Vickers [Lä06].

Die Prüfkraft *F* wird stoßfrei und langsam aufgebracht. Sie ist variabel und kann demnach den zu untersuchenden Werkstoffen angepasst werden. Nach einer bestimmten Einwirkdauer (in der Regel 10...15 s) wird der Prüfkörper wieder entfernt. Die nach der Entlastung an der verbleibenden Eindruckfläche vermessenen Diagonalen $d_1$ und $d_2$ dienen zur Bestimmung eines mittleren Durchmessers d:

$$d=\frac{d_1+d_2}{2} \text{ in mm.} \tag{3.1}$$

Die Vickershärte ergibt sich dann als Quotient aus Prüfkraft *F* und der Eindruckoberfläche *A*:

$$HV = 0{,}102\cdot\frac{F}{A}=0{,}102\cdot\frac{2F\sin\left(\frac{136}{2}\right)}{d^2}\approx 0{,}1891\cdot\frac{F}{d^2} \tag{3.2}$$

Hierbei bedeuten:

HV = Härte wert nach Vickers  $A$ = Eindruckoberfläche in $mm^2$

$F$ = Prüfkraft in N  $d$ = mittlere Länge der Eindruckdiagonalen in mm

Zu Beginn der Härteprüfung wurde die Kraft in der genannten Einheit Kilopond angegeben und damit auch die Härte berechnet. Nach der Einführung der SI-Einheit Newton geht in die Gleichung (3.2) der konstante Vorfaktor 0,102 ein, um weiterhin die Gültigkeit der alten Härteangaben in $kp/mm^2$ zu gewährleisten. Dieser Vorfaktor

ergibt sich dabei als der reziproke Wert der Erdbeschleunigung $g$ = 9,80665 m/ $s^2$ und resultiert eben aus der direkten Umrechnung der Einheit Kilopond in Newton (1 N = 0,102 kp). Alternativ zu Gleichung (3.2) können zur Bestimmung der Härtewerte die in DIN EN ISO 6507-4 enthaltenen Tabellen verwendet werden.

Die Durchführung umfasst folgende Schritte:

1. Festlegen und Einstellen der Prüfkraft.
2. Auflegen der Probe auf den Tisch des Härteprüfers und justieren, bis die Oberfläche auf der Sichtscheibe deutlich sichtbar wird.
3. Aufbringen der Prüfkraft, diese 15 Sekunden wirken lassen.
4. Die Probe wird entlastet.
5. Messen der Diagonalen und Mittelwert bilden.
6. Bestimmen des Härtewertes mittels in DIN EN ISO 6507-4 enthaltenen Tabellen.

# 4 Prinzip lagenabhängiger Vorwärmung nach $t_{8/5}$-Konzept

Mittels $t_{8/5}$-Konzept-Formeln werden die Abkühlzeiten der vorgewärmten geschweißten Lagen des Mehrlagenschweißens berechnet und mit den Abkühlzeiten $t_{8/5}$ aus dem Schweiß-ZTU-Schaubild des Versuchsstahles verglichen. Das Ziel ist, die Übereinstimmungen bzw. Abweichungen der aus dem ZTU-Schaubild prognostizierten Gefügeausbildungen und Härten mit den Ergebnissen aus den Schweißversuchen zu untersuchen und die Eignung des $t_{8/5}$-Konzepts für die Vorwärmung bei den Mehrlagenschweißungen nachzuweisen. Um aus dem Schweiß-ZTU-Schaubild des Versuchsstahles S355JR die $t_{8/5}$-Zeit zu ermitteln, soll ein geeignetes Schweiß-ZTU-Schaubild des Stahles S355JR im Großen Atlas Schweiß-ZTU-Schaubilder von Seyffarth, Meyer, Scharff [SeMeSch92] ausgewählt werden. Das Problem ist, dass die Chargen der verschiedenen Stähle im Atlas-Schweiß-ZTU-Schaubilder von Seyffarth, Meyer, Scharff [SeMeSch92] und den vorhandenen Stählen voneinander abweichen. Zunächst wird ein Auswahl- Konzept entwickelt, da der Kohlenstoffgehalt die Martensithärte und die kritische Abkühlgeschwindigkeit beeinflusst ( s. Abb. 4-1), die Legierungselemente aber nur die kritische Abkühlgeschwindigkeit, sollte auch der C-Gehalt möglichst gleich groß sein; was mit 0,172 % gegenüber 0,18 % gegeben ist.

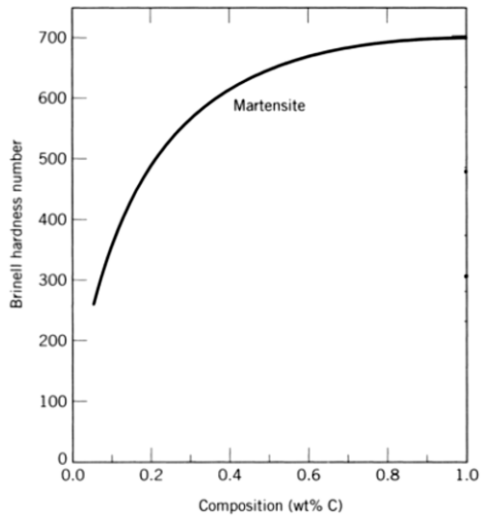



Abb. 4-1: Härte von martensitischem Stahl als Funktion des Kohlenstoffgehaltes[CaWi91].

um eine möglichst gute Übereinstimmung von Schweiß-ZTU-Schaubild und Versuchswerkstoff zu erzielen.

## 4.1 Auswahl des günstigsten Schweiß-ZTU-Schaubildes für den Versuchswerkstoff

Der “Große Atlas Schweiß-ZTU-Schaubilder“ von Seyffarth, Meyer, Scharff [SeMeSch92] enthält mehrere Schweiß-ZTU-Schaubilder von höherfesten, korrosionsträgen und schweißgeeigneten Baustählen, von denen Nr. R 8, R 24, R 25 dem untersuchten Stahl EN 10025-2-S355JR näherungsweise entsprechen. Die Tabelle 4-1 zeigt die chemische Zusammensetzung der Werkstoffe R 8, R 24, und R 25.

Tabelle 4-1: Chemische Zusammensetzung der Stähle R8, R24 und R25.

| Chemische Zusammensetzung in % | | | | | | | | | | | |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| **Stahl** | **C** | **Si** | **Mn** | **P** | **S** | **Cu** | **Cr** | **Ni** | **Ti** | **Al** | **N** |
| **S355JR** | **0,172** | **0,22** | **1,424** | **0,0186** | **0,0045** | **0,005** | **0,031** | **0,003** | **0,017** | **0,0227** | **0,0051** |
| **R 8** | **0,15** | **0,36** | **1,52** | **0,012** | **0,012** | **0,20** | **0,11** | **0,53** | **0,006** | **0,022** | **—** |
| **R 24** | **0,17** | **0,47** | **1,22** | **0,023** | **0,037** | **0,17** | **0,10** | **0,06** | **—** | **<0,01** | **0,0085** |
| **R 25** | **0,18** | **0,47** | **1,24** | **0,029** | **0,029** | **0,17** | **0,10** | **0,06** | **—** | **0,024** | **0,0085** |

Da neben dem Kohlenstoff auch die Legierungselemente, wie Mangan, Chrom, Nickel, Molybdän und Vanadium, die kritische Abkühlungsgeschwindigkeit herabsetzen (s. Abb. 4-2) und somit die Aufhärtbarkeit fördern (s. Abb. 4-3), wird das sogenannte IIW-Kohlenstoffäquivalent (CE) (s. (2.8), S. 27) als Auswahlkriterium für ein Schweiß-ZTU-Schaubild genutzt.

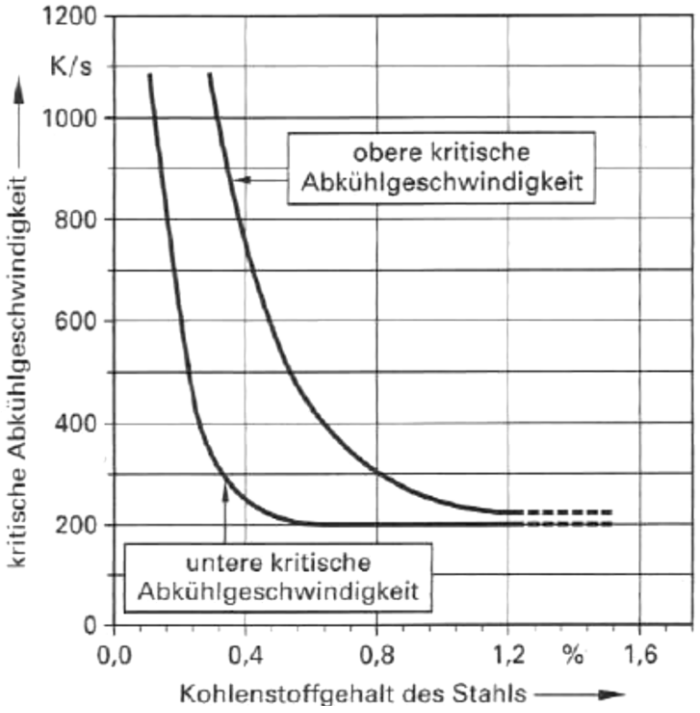



Abb. 4-2: Untere und obere kritische Abkühlgeschwindigkeit in Abhängigkeit des Kohlenstoffgehalts unlegierter Stähle [Ro39].

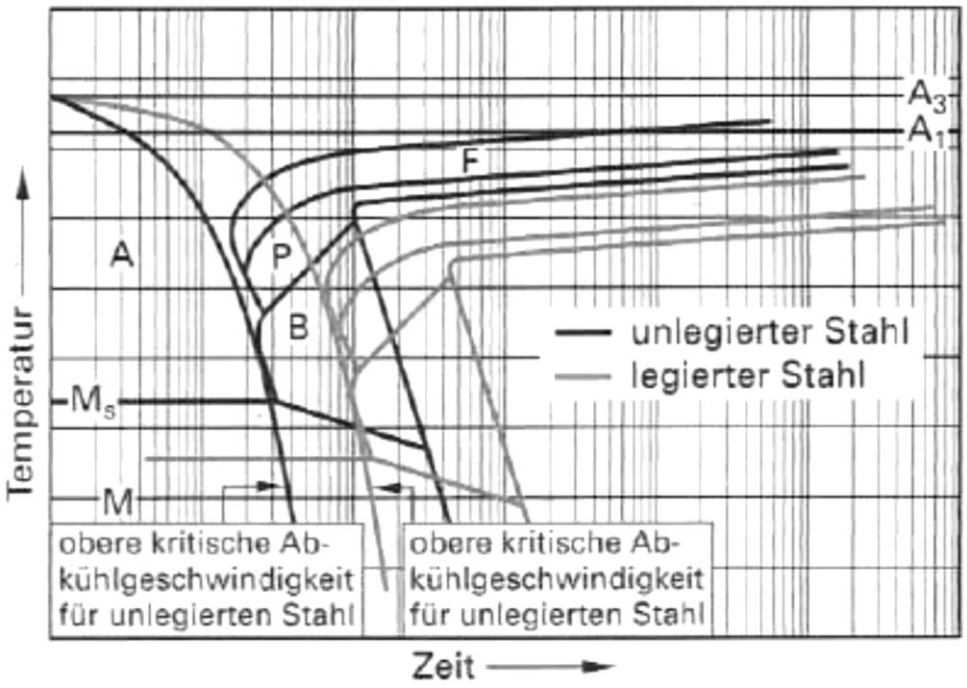



Abb. 4-3: Einfluss von Legierungselementen auf die kritische Abkühlgeschwindigkeit [Lä06].

Um das bestgeeignete Schweiß-ZTU-Schaubild für die Charakterisierung des Stahls S355JR auszuwählen, wird die Differenz der CE-Werte als Prozentsatz in Bezug auf den Stahl S355JR berechnet. Die Tabelle 4-2 zeigt die berechneten CE-Werte (s. (2.8), S. 27) wie folgt:

Tabelle 4-2: Berechnete CE-Werte.

| Stahl | CE % | Abweichung von S335JR | Relative Abweichung % |
|---|---|---|---|
| S355JR | 0,418 | 0 | 0 |
| R 8 | 0,474 | 0,056 | 11,814 |
| R 24 | 0,409 | 0,009 | 2,200 |
| R 25 | 0,422 | 0,004 | 0,948 |

In der Tabelle 4-2 sind die berechneten CE-Werte aufgeführt. Die geringste Abweichung des CE-Wertes (0,004 %) gegenüber dem Versuchswerkstoff S355JR weist mit 0,422 % der Stahl R 25 auf (s. Abb. 4-4 und Abb. 4-5), sodass dessen ZTU-Schaubild zugrunde gelegt wird.

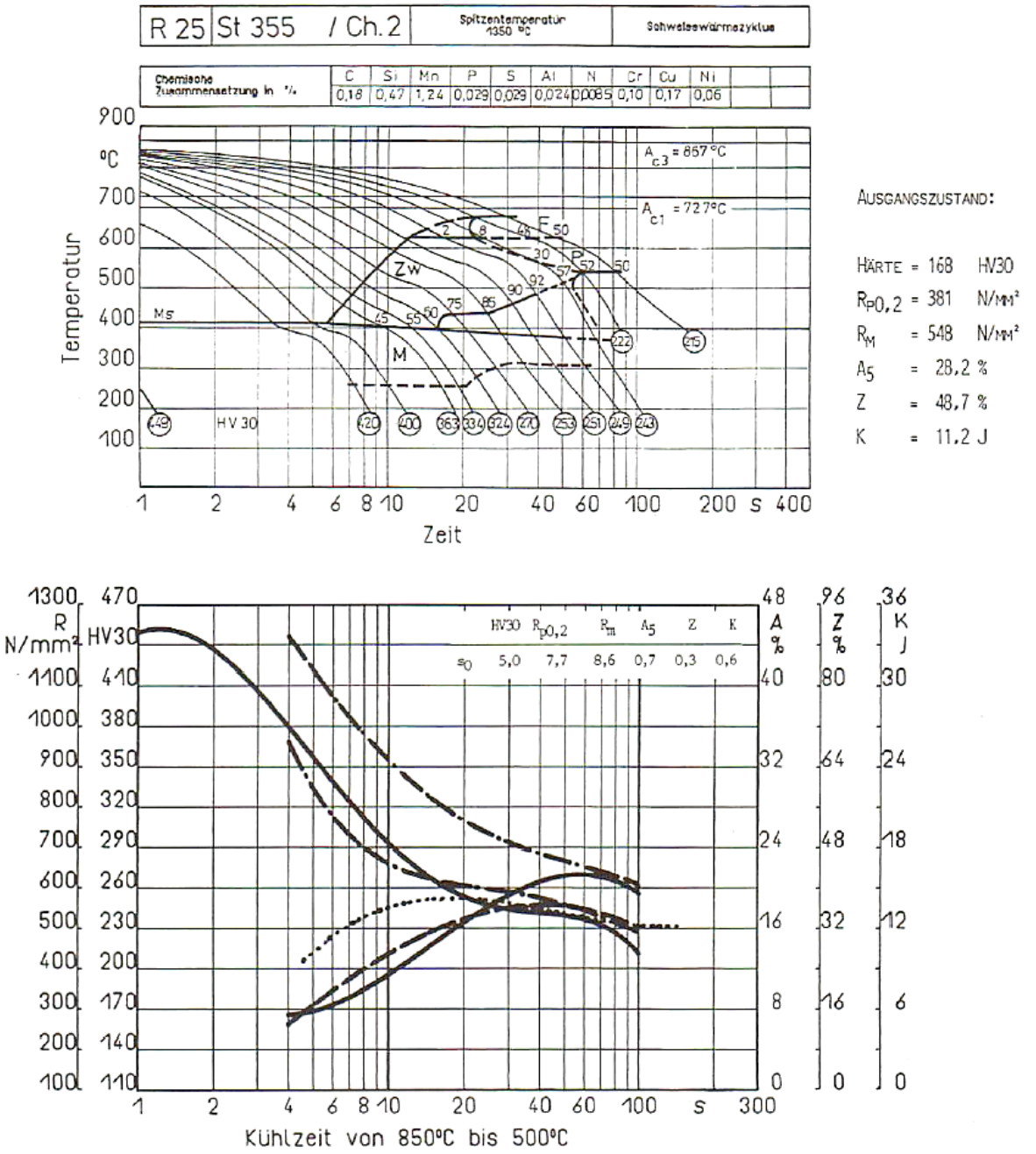



Abb. 4-4: Schweiß-ZTU-Schaubild für den Stahl StE 355 (DIN 17102) /Ch. 2 mit einer Austenitisierungstemperatur von 1350 °C [SeMeSch92].

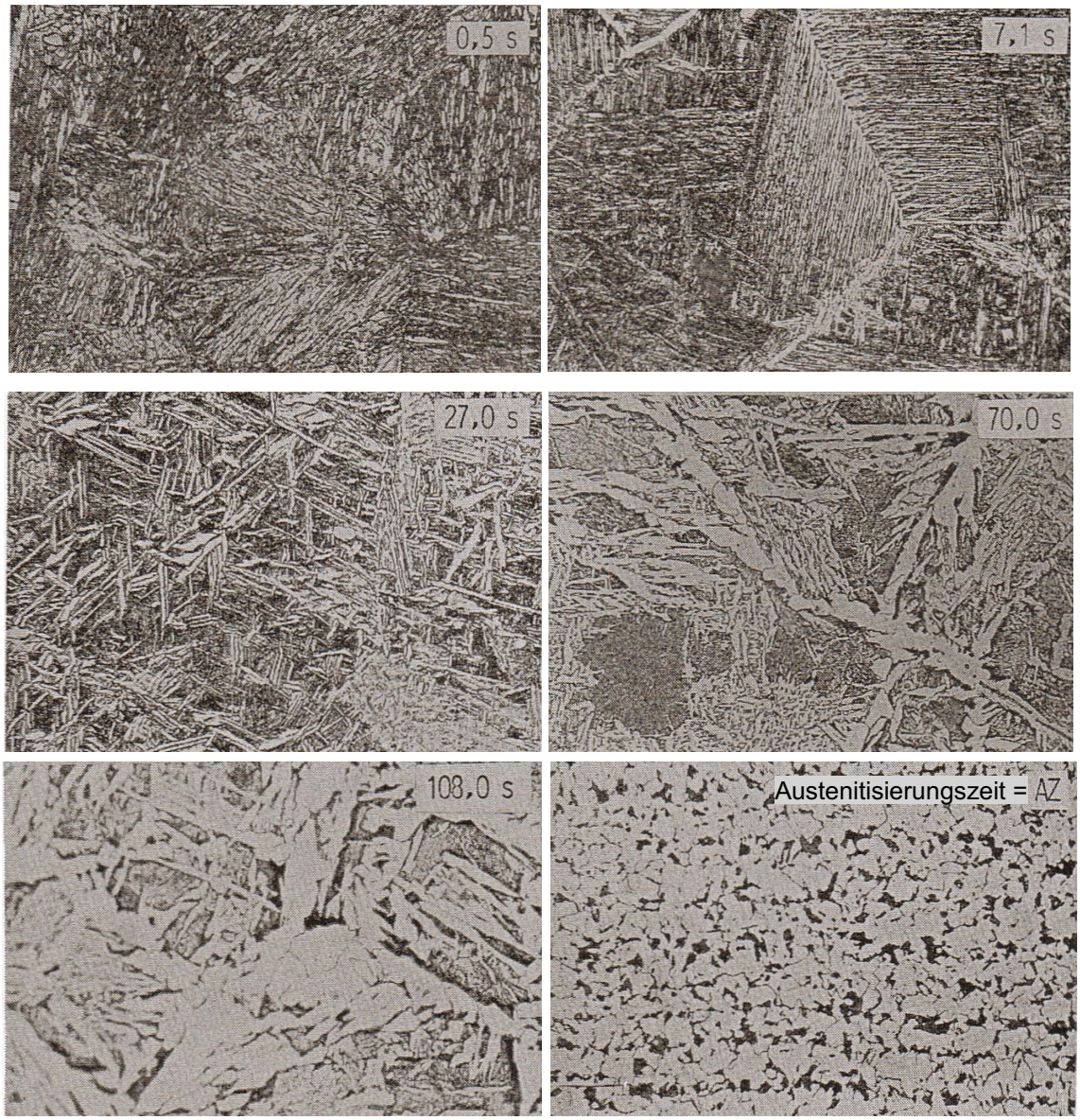



Abb. 4-5: Die Schliffe für den Stahl StE 355 (DIN 17102) /Ch. 2 mit einer Austenitisierungstemperatur von 1350 °C [SeMeSch92].

Außerdem enthält der “Große Atlas Schweiß-ZTU-Schaubilder“ von Seyffarth. Meyer. Scharff Schliffbilder, die mit 3%-iger Salpetersäure ($HNO_3$) geätzt und mit 500-facher Vergrößerung aufgenommen wurden. Für den ausgewählten Stahl R25 sind die Schliffbilder in Abb. 4-5 gezeigt.

## 4.2 Berechnung der Vorwärmtemperatur nach $t_{8/5}$ -Konzept

### 4.2.1 Berechnung der Grenzblechdicke nach $t_{8/5}$-Konzept

Es muss weiter geklärt werden, welche Wärmeleitungsbedingungen vorliegen. Dafür ist die Grenzblechdicke $d_ü$ zu ermitteln, bei der die zweidimensionale in die dreidimensionale Wärmeleitung übergeht (s. (2.20), S. 44). Mit den Parametern der durchgeführten Vorversuche konnte die Grenzblechdicke $d_ü$ ermittelt werden. Die Tabelle 4-3 zeigt die Schweißparameter der Vorversuche.

Tabelle 4-3: Schweißparameter der Vorversuche.

| Probe | Vorwärm-temperatur $T_p$ [°C] | Drahtgeschwin-digkeit [m/min] | Freier Draht [mm] | Strom [A] | Span-nung [V] | Schweißgeschwin-digkeit [cm/min] | Merkmale der Naht-form |
|---|---|---|---|---|---|---|---|
| Nr.1, Wurzellage | 150 | 5 | 30 | 550 | 24 | 40 | gut |
| Nr.1, Decklage | 100 | 7 | 30 | 750 | 22 | 40 | zu schmal |
| Nr. 2, Wurzellage | 150 | 5 | 30 | 500 | 25 | 40 | gut |
| Nr. 2, Decklage | 100 | 7 | 30 | 700 | 21 | 40 | zu schmal |
| Nr. 3, Wurzellage | 150 | 3,5 | 30 | 500 | 30 | 30 | gut |
| Nr. 3, Decklage | 100 | 5 | 30 | 550 | 26 | 30 | gut |

Drahtelektrode: S2Mo, 4 mm Ø. Schweißpulver: OP 181. Stahl: S355JR.

Die unterschiedlichen Werte für I Strom und U Spannung wurden über die Drahtgeschwindigkeit bzw. den Brennerabstand (freier Drahtabstand) eingestellt.

Die Tabelle 4-4 weist die berechnete Streckenenergie E für die Parameter der Vorversuche aus (s. (2.4), S. 24).

Tabelle 4-4: Berechnete Streckenenergie E der Vorversuche.

| Probe | Vorwärmtempe-ratur $T_p$ [°C] | Strom [A] I | Spannung [V] U | Schweißgeschwin-digkeit v [cm/min] | Strecken-energie [J/cm] E |
|---|---|---|---|---|---|
| Nr.1 erste Lage | 150 | 550 | 24 | 40 | 19800 |
| Nr.1 zweite Lage | 100 | 750 | 22 | 40 | 24750 |
| Nr. 2 erste Lage | 150 | 500 | 25 | 40 | 18750 |
| Nr. 2 zweite Lage | 100 | 700 | 21 | 40 | 22050 |
| Nr. 3 erste Lage | 150 | 500 | 30 | 30 | 30000 |
| Nr. 3 zweite Lage | 100 | 550 | 26 | 30 | 28600 |

Die folgende Tabelle 4-5 zeigt die berechnete Wärmeeinbringung Q (s. (2.3), S. 24) und die Grenzblechdicke $d_ü$ (s. (2.20), S. 44) für die Parameter der Vorversuche.

Tabelle 4-5: Berechnete Wärmeeinbringung Q und Grenzblechdicke $d_ü$.

| Probe | Vorwärmtemperatur $T_p$ [°C] | Streckenenergie E [J/cm] | Wärmeeinbringung Q [J/cm] | Grenzblechdicke $d_ü$ [cm] |
|---|---|---|---|---|
| Nr.1 erste Lage | 150 | 19800 | 18810 | 3,36 |
| Nr.1 zweite Lage | 100 | 24750 | 23512,5 | 3,55 |
| Nr. 2 erste Lage | 150 | 18750 | 17812,5 | 3,27 |
| Nr. 2 zweite Lage | 100 | 22050 | 20947,5 | 3,35 |
| Nr. 3 erste Lage | 150 | 30000 | 28500 | 4,13 |
| Nr. 3 zweite Lage | 100 | 28600 | 27170 | 3,82 |

Nach Ermittlung der Grenzblechdicken $d_ü$ (s. (2.20), S. 44) und Vergleich mit der vorliegenden Blechdicke der Versuchstahl (2 cm). Bei $d > d_ü$ liegt dreidimensionale und bei $d < d_ü$ zweidimensionale Wärmeleitung vor, wie in der Tabelle 4-6 darstellt, ist die Wärmeleitungsbedingung zweidimensional.

Tabelle 4-6: Vergleich zwischen den berechneten Grenzblechdicken dü und der Versuchstahlsblechdicke

| Versuchstahl | Blechdicke der Versuchstahl [cm] | > < | Grenzblechdicke $d_ü$ [cm] |
|---|---|---|---|
| Nr.1 erste Lage | 2 | < | 3,36 |
| Nr.1 zweite Lage | 2 | < | 3,55 |
| Nr. 2 erste Lage | 2 | < | 3,27 |
| Nr. 2 zweite Lage | 2 | < | 3,35 |
| Nr. 3 erste Lage | 2 | < | 4,13 |
| Nr. 3 zweite Lage | 2 | < | 3,82 |

### 4.2.2 Berechnung der Abkühlzeiten nach $t_{8/5}$ - Konzept

Aus den bisherigen Ergebnissen ergibt sich, dass die Abkühlzeiten $t_{8/5}$ mit der Formel für die zweidimensionale Wärmeleitung berechnet werden (s. (2.2), S. 24). Der Nahtfaktor $F_2 = 0,9$ für Kehlnaht wurde in der Formel verwendet. Die Tabelle 4-7 zeigt die berechneten Abkühlzeiten $t_{8/5}$.

Tabelle 4-7: Berechnete Abkühlzeiten $t_{8/5}$ in Abhängigkeit von der Wärmeeinbringung und Vorwärmtemperatur.

| Probe | Vorwärmtemperatur $T_p$ [°C] | Wärmeeinbringung Q [J/cm] | Berechnete Abkühlzeiten $t_{8/5}$ [s] |
|---|---|---|---|
| Nr.1 erste Lage | 150 | 18810 | 20,04 |
| Nr.1 zweite Lage | 100 | 23512,5 | 22,74 |
| Nr. 2 erste Lage | 150 | 17812,5 | 17,97 |
| Nr. 2 zweite Lage | 100 | 20947,5 | 18,05 |
| Nr. 3 erste Lage | 150 | 28500 | 46,01 |
| Nr. 3 zweite Lage | 100 | 27170 | 30,37 |

Es zeigt sich lt. Abb. 4-6, dass die Abkühlzeit $t_{8/5}$ mit der Wärmeeinbringung zunimmt. Je größer die Vorwärmtemperatur ist, desto höher sind die Werte der Abkühlzeit $t_{8/5}$ über der Wärmeeinbringung Q. Die Abkühlzeit $t_{8/5}$ ist daher umso größer, je größer die Wärmeeinbringung sowie die Vorwärmtemperatur und je kleiner die Schweißgeschwindigkeit, Wärmeleitfähigkeit und Blechdicke sind.

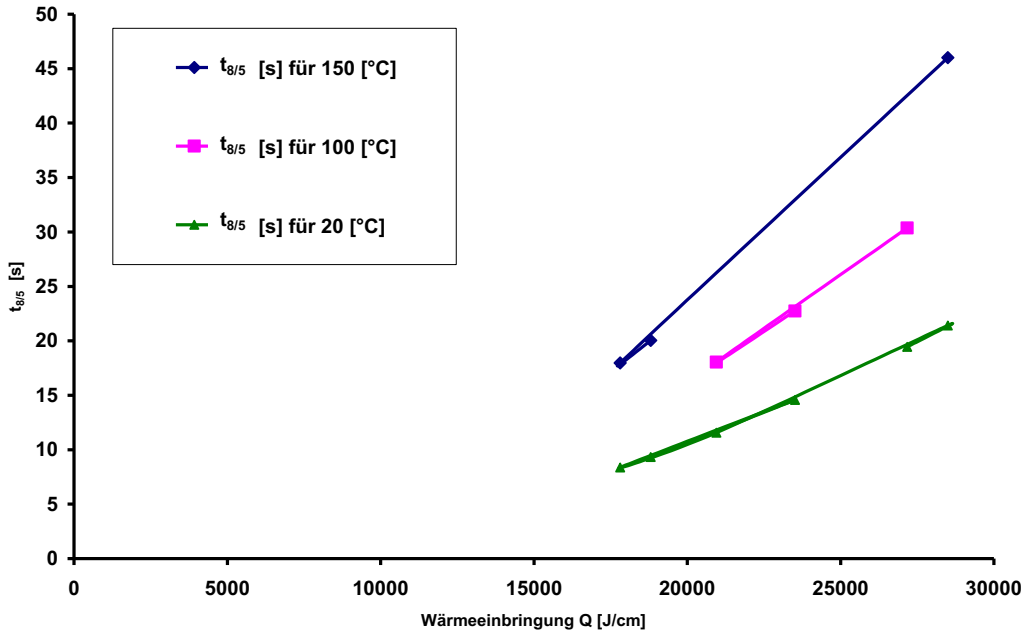



Abb. 4-6: Berechnete Abkühlzeiten $t_{8/5}$ in Abhängigkeit von der Wärmeeinbringung und Vorwärmtemperatur.

## 4.3 Ermittlung des Anwendungsbereiches $t_{8/5}$-Zeiten aus Schweiß-ZTU-Schaubildern

Es ist wichtig, den Bereich der Wärmeeinbringung festzulegen, der einer bestimmten Abkühlzeit $t_{8/5}$ entspricht. Um die ausgewählten Schweißbedingungen erreichen zu können, ist zunächst zu klären, in welchem Abkühlzeitbereich die Anforderungen an die mechanischen Eigenschaften der Verbindungen erfüllt werden. Zu diesem Zweck werden die Abkühlzeiten vom geeigneten Schweiß-ZTU-Schaubild entnommen (s. Abschnitt 4.1). (s. Abb. 4-7).

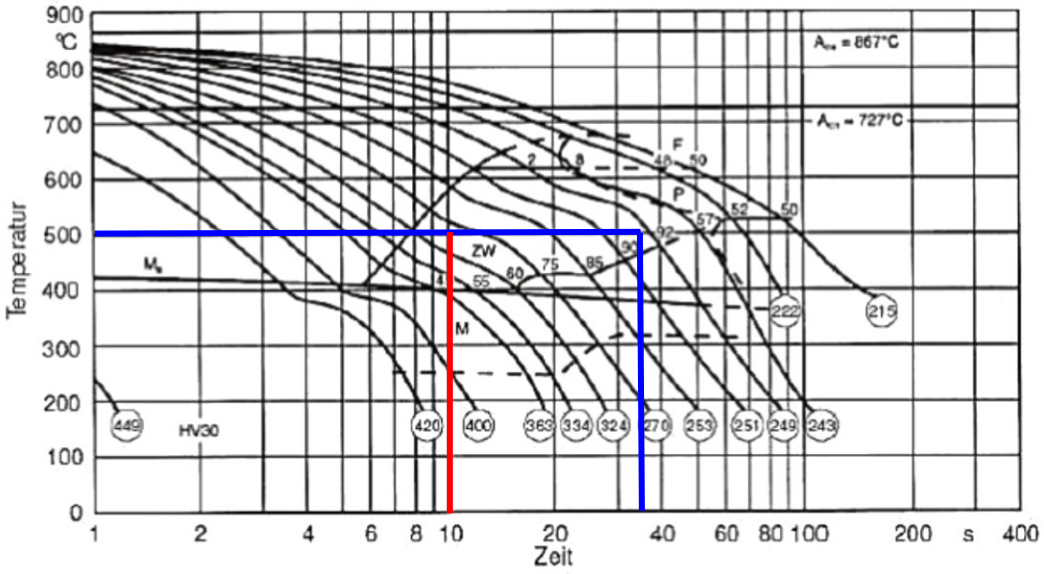



Abb. 4-7: Schweiß-ZTU-Diagramm für S355 (St 52) [SeMeSch92].

Bei der Auswahl von $t_{8/5}$ sind folgende Aspekte zu berücksichtigen:

- Die minimale Abkühlzeit $t_{8/5}$ soll größer sein als die Zeit bei kritischer Abkühlgeschwindigkeit, weil sonst ein martensitisches Gefüge mit maximaler Härte und Sprödigkeit sowie die Gefahr von Kaltrissen entstehen.
- Die maximale Abkühlzeit $t_{8/5}$ soll kleiner sein als die Abkühlzeit mit verstärkter Grobkornbildung, wodurch die Festigkeitseigenschaften des Schweißgutes nicht mehr denen des Grundwerkstoffes entsprechen und die WEZ eine ungenügende Zähigkeit aufweist.

Wird z. B. in der WEZ einer Stahl-Schweißverbindung eine Übergangstemperatur von -40 °C gefordert, ist nach (Abb. 2-14, S. 46) die maximale Abkühlzeit $t_{8/5}$ auf 25 s zu begrenzen. Die geringste Abkühlzeit $t_{8/5}$ wurde aufgrund einer maximal zulässigen Härte von 380 HV10 mit 10 s festgelegt. Als Grenzwerte sind erfahrungsgemäß für unlegierte und niedriglegierte Stähle geringen Kohlenstoffgehalts (≤ 0,2 % C) in normalisiertem Zustand Martensitgehalte von 30 % (max. 50 %) und Aufhärtungen bis 280 HV30 (max. 350 HV30) üblich. Bei Vergütungsstählen können je nach Werkstofffestigkeit die Martensitgehalte und Härtewerte (bis etwa 400 HV30) höher liegen. Ersichtlich ist die minimale Abkühlzeit $t_{8/5}$ entsprechend der Abb. 4-7 für S355 $t_{800} - t_{500} = 10 - 1 = 9$ s und die maximale Abkühlzeit $t_{8/5}$, $t_{800} - t_{500} = 35 - 1 = 34$ s. Schließlich werden mit der folgenden Gleichung für die vorher festgelegten Abkühlzeiten, für Raumtemperatur und die höchste infrage kommende Vorwärmtemperatur, in Ruge [Ru91] aus ökonomischen Gründen wird

als höchste Vorwärmtemperatur für den Stahl S355 $T_p$ = 150 °C empfohlen, vier Wärmeeinbringungen berechnet:

$$Q=\left(\frac{t_{8/5}\cdot 4\cdot\pi\cdot\lambda\cdot\rho\cdot c\cdot d^2}{\left(\left(\frac{1}{500-T_p}\right)^2-\left(\left(\frac{1}{800-T_p}\right)^2\right)\cdot F_2\right)}\right)^{1/2} . \qquad (4.1)$$

Es bedeuten:

| | |
|---|---|
| Q (J/cm) | = Wärmeeinbringung (s. (2.3), S. 24) |
| E (J/cm) | = Streckenenergie (s. (2.4), S. 24) |
| η | = thermischer Wirkungsgrad beim Schweißen. Er gibt an, wie viel der aus der Stromquelle entnommenen elektrischen Energie dem Werkstück zugeführt wird (s. Tabelle 2-6). |
| $F_2$ | = 0,9; Nahtfaktor bei zweidimensionaler Wärmeleitung und Kehlnahtschweißen (s. Tabelle 2-7) |
| $T_p$ (°C) | = Ausgangstemperatur (Vorwärmtemperatur) |
| ρ (g/cm$^3$) | = Dichte des Stahles |
| c (J/g K) | = (mittlere) spezifische Wärme des Stahles |
| d (cm) | = Werkstückdicke |
| v (cm/s) | = Schweißgeschwindigkeit |
| λ (J/s cm K) | = Wärmeleitzahl des Stahles. |

Die Gleichung (4.1) entsteht durch einfache Umfang aus der Berechnungsgleichung ((2.2), S. 24) für die Abkühlzeiten $t_{8/5}$ bei zweidimensionaler Wärmeleitung. Die vier berechneten Wärmeeinbringungen bilden die Eckpunkte des in Abb. 4-8 dargestellten Arbeitsfeldes. Werden diese Eckpunkte miteinander verbunden, zeigt sich die in Abb. 4-8 visualisierte Darstellung. Alle weiteren zulässigen Kombinationen von Vorwärmtemperatur und Wärmeeinbringung liegen in dem so ermittelten Vorwärm-Fenster.

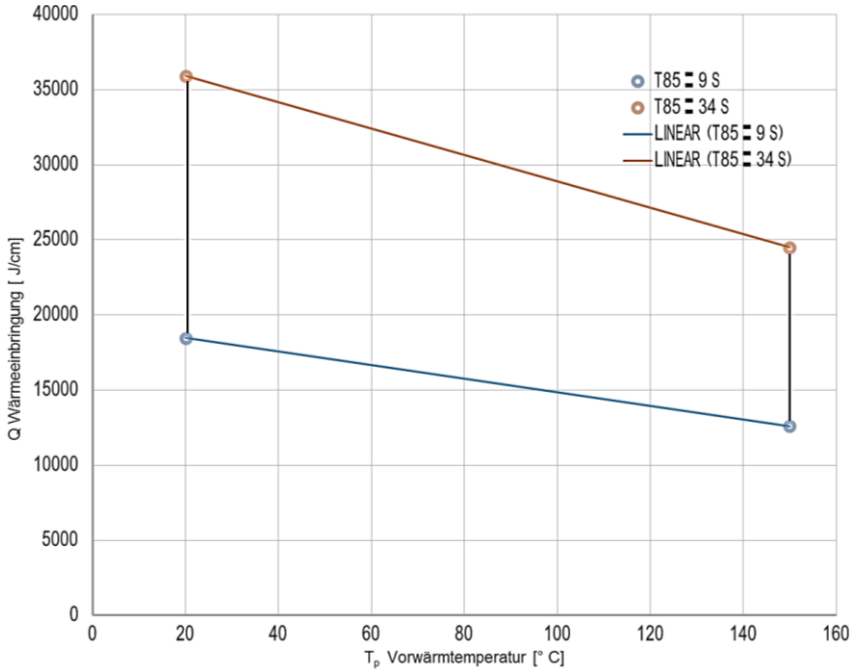



Abb. 4-8: Ermitteltes Fenster für Vorwärmtemperatur $T_p$ und Wärmeeinbringung Q.

Sind die ausgewählten Schweißbedingungen festgelegt, ist im nächsten Schritt sicherzustellen, dass beim Schweißen keine wasserstoffinduzirten Kaltrisse auftreten. Die Vorgehensweise dazu wird im folgenden Abschnitt erläutert.

## 4.4 Berechnung der Mindestvorwärmtemperaturen zur Vermeidung von Wasserstoffrissen

Da sich die mindestens einzuhaltende $T_p$ und $T_i$ im Allgemeinen nicht unterscheiden, wird nachfolgend ausschließlich der Begriff Mindestvorwärmtemperatur $T_p$ verwendet. Um $T_p$ zu berechnen, werden $CET_G$ (Kohlenstoffäquivalent im Hinblick auf die Wasserstoffrisse im Grundwerkstoff) und $CET_S$ (Kohlenstoffäquivalent im Hinblick auf die Wasserstoffrisse im Schweißgut) zuerst nach Formel (2.5) berechnet (s. 2.5, S. 27). Es ergeben: $CET_G$ = 0,317 % und $CET_S$ = 0,28 %.

Durch Einsetzen von tanh (20/35) = 0,51640 und HD = 2 cm³/100 g und $CET_G$ = 0,317 % wird $T_{pG}$, (Mindestvorwärmtemperatur zur Vermeidung von Wasserstoffrissen für den Grundwerkstoff) nach Formel (2.14) (S. 34) zu

$$T_{p\,G} = 53{,}524 - 15{,}2\,Q \qquad \text{oder} \qquad Q = (53{,}524 - T_{p\,G})/15{,}2. \qquad (4.2)$$

Durch Einsetzen von tanh (20/35) = 0,51640 und HD = 2 cm³/100 g und $CET_S$ = 0,28 % wird $T_{pS}$, (Mindestvorwärmtemperatur zur Vermeidung von Wasserstoffrissen für das Schweißgut) nach Formel (2.14) (S. 34) zu

$$T_{p\,S} = 27{,}624 - 17{,}2\ Q \qquad \text{oder} \qquad Q = (27{,}624 - T_{p\,S})/17{,}2. \qquad (4.3)$$

Durch Verwendung der vorherigen berechneten Q-Werte der Vorversuche ergeben sich für $T_{p\,G}$ nach Gleichung (4–2) die Werte der Tabelle 4-8 für den Grundwerkstoff.

Tabelle 4-8: Berechnete $T_{p\,G}$ Mindestvorwärmtemperatur für den Grundwerkstoff der Q-Werte.

| Q [kJ/mm] | 2,8500 | 2,7170 | 2,35125 | 2,09475 | 1,8810 | 1,78125 |
|---|---|---|---|---|---|---|
| $T_{p\,G}$ [°C] | 10,2 | 12,2 | 17,8 | 21,7 | 24,9 | 26,5 |

Die Wärmeeinbringung Q sollte daher mit zunehmender Mindestvorwärmtemperatur abnehmen.

Durch Einsetzen der vorherigen berechneten Q-Werte der Vorversuche ergeben sich für $T_{p\,S}$ nach Gleichung (4.3) die Werte der Tabelle 4-9 für das Schweißgut.

Tabelle 4-9: Berechnete Werte für $T_{p\,S}$ Mindestvorwärmtemperatur für das Schweißgut und Q.

| Q [kJ/mm] | 2,8500 | 2,7170 | 2,35125 | 2,09475 | 1,8810 | 1,78125 |
|---|---|---|---|---|---|---|
| $T_{p\,S}$ [°C] | -21,34 | -19,1 | -12,8 | -8,4 | -4,7 | -3,0 |

Es wird geprüft, ob das CET des Grundwerkstoffes um 0,03 % über dem des verwendeten Schweißgutes liegt. Andernfalls ist zur Berechnung der erforderlichen Mindestvorwärmtemperatur von dem um 0,03 % zu erhöhenden CET des Schweißgutes auszugehen.

Die Mindestvorwärmtemperaturen $T_{pG}$ für den Grundwerkstoff und die Mindestvorwärmtemperaturen $T_{pS}$ für das Schweißgut sind in Abb. 4-9 vergleichend gegenübergestellt worden.

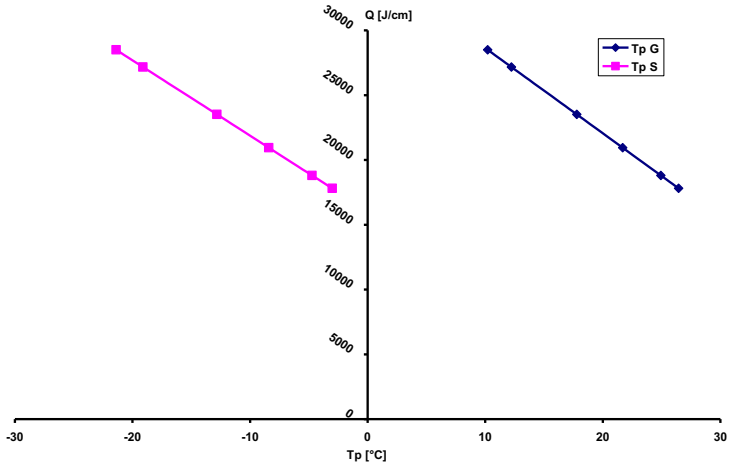



Abb. 4-9: Vergleich der berechneten Mindestvorwärmtemperatur $T_p$ in Abhängigkeit von der Wärmeeinbringung Q zwischen $T_{p\,G}$ und $T_{p\,S}$.

Die Mindestvorwärmtemperaturen darf während des gesamten Schweißvorganges nicht unterschritten werden. Nach dem Vergleichen der berechneten Mindestvorwärmtemperaturen von $T_{pS}$ für das Schweißgut und $T_{pG}$ für den Grundwerkstoff, zeigt Abb. 4-9, dass die Mindestvorwärmtemperaturen $T_{pG}$ für den Grundwerkstoff größer als die Mindestvorwärmtemperaturen $T_{pS}$ für das Schweißgut sind.

Um eine Kaltrissneigung zu vermeiden, müssen die erforderlichen Mindestvorwärmtemperaturen entsprechend den $T_{pG}$ -Mindestvorwärmtemperaturen berechnet werden (s. Abb. 4-9). Die durch die Kaltrissgrenze bedingte Mindestvorwärmtemperatur nach CET darf beim Schweißen nicht unterschritten werden. Damit wird angestrebt, gezielt den Anforderungen an die mechanischen Eigenschaften von Schweißverbindungen zu entsprechen und gleichzeitig wirtschaftliche Schweißbedingungen festzulegen.

## 4.5 Erstellen eines Schweiß-Arbeitsfeldes

Um Kaltrissen beim Schweißen vorzubeugen, wird nun die Mindestvorwärmtemperetur für eine niedrige und eine hohe Wärmeeinbringung berechnet. Dabei ist die chemische Zusammensetzung, gekennzeichnet durch CET, der zu erwartende Wasserstoffgehalt im Schweißgut und die Blechdicke zu berücksichtigen. Durch Eintragen in das Schaubild und Verbinden der beiden Punkte mittels einer Geraden bildet sich die Grenzlinie für kaltrisssicheres Schweißen ab.

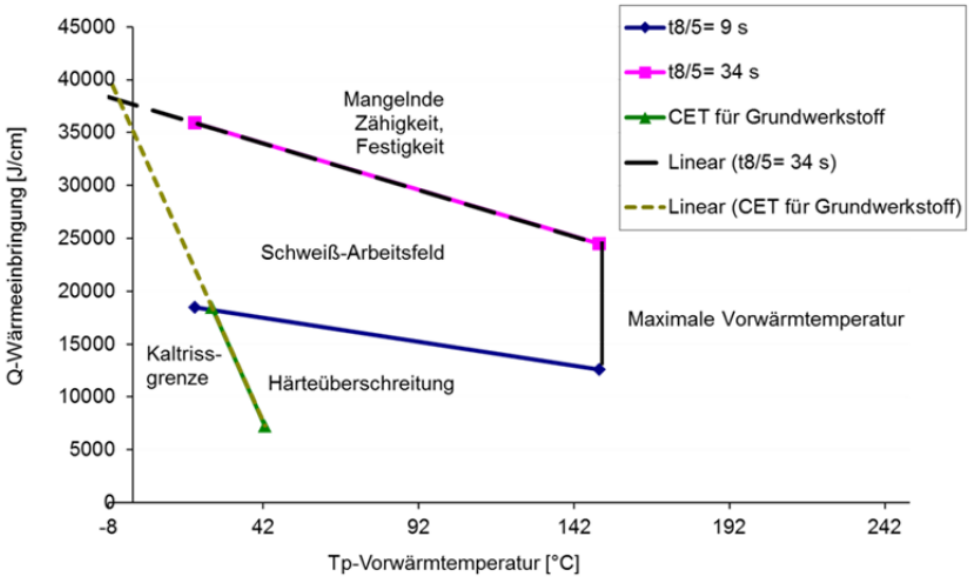



Abb. 4-10: Ermitteltes Fenster für Vorwärmtemperatur und Wärmeeinbringung mit der Grenzlinie für kaltrisssicheres Schweißen.

Die Grenzen des Schweiß-Arbeitsfeldes in Abb. 4-10 werden bestimmt durch:

- Kaltrisse
- Härteüberschreitung
- mangelnde Zähigkeit, Festigkeit aufgrund zu hoher Abkühlzeit $t_{8/5}$
- maximale Vorwärmtemperatur $T_p$

Neben der vom Wasserstoffeintrag, dem Kohlenstoffäquivalent und von der Wärmeeinbringung abhängenden Vorwärmtemperatur wird das Arbeitsfeld von einer maximalen und einer minimalen $\Delta t_{8/5}$-Zeit begrenzt. Übersteigt die Abkühlzeit $\Delta t_{8/5\ Max}$ 34 s (s. Abb. 4-10), wird durch Grobkornbildung die geforderte Festigkeit und Zähigkeit nicht erreicht. Wird hingegen $\Delta t_{8/5\ Min}$ 9 s (Abb. 4-10) unterschritten, ist aufgrund des sich einstellenden hohen Martensit- und Bainitgehalts mit einer unzulässigen Aufhärtung in der WEZ zu rechnen. Der linke Bereich des Arbeitsfensters wird durch das von den Schweißbedingungen abhängende CET Kohlenstoffäquivalent begrenzt. Die rechte Seite des Arbeitsfensters ist in der Praxis durch zu hohe und damit unwirtschaftliche Vorwärmtemperaturen begrenzt. Es existiert außerdem eine untere Grenze für die Wärmeeinbringung, bei deren Unterschreitung Bindefehler infolge einer unzureichenden Aufschmelzung des Grundwerkstoffes auftreten.

# 5 Versuchsplanung und Versuchsdurchführung

Es wird der Einfluss verschiedener Vorwärmtemperaturen auf die Proben mit Mehrlagenschweißungen untersucht. Es werden dabei vier Prozessvariationen (s. Tabelle 5-1) des Mehrlagenschweißens berücksichtigt:

- Bei Probe 1 werden drei Lagen mit variierter Vorwärmtemperatur geschweißt, wobei die Vorwärmtemperaturen $T_p$ mit zunehmender Lagenzahl abnehmen.
- Bei Probe 2 werden drei Lagen mit konstanten Vorwärmtemperaturen von 75 °C geschweißt.
- Bei Probe 3 werden drei Lagen ohne Vorwärmen bei Raumtemperatur von 27 °C geschweißt.
- Bei Probe 4 werden drei Lagen mit steigenden Vorwärmtemperaturen direkt geschweißt (die Lagen werden nacheinander geschweißt ohne Abkühlung).

Tabelle 5-1: Vorwärmtemperaturen der Lagen pro Probe.

| Prozessvariationen | Probe | Vorwärmtemperatur $T_p$ [°C] |
|---|---|---|
| 1) Prozessvariation | Nr.1, Wurzellage | 150 |
| | Nr.1, Fülllage | 100 |
| | Nr.1, Decklage | 50 |
| 2) Prozessvariation | Nr. 2, Wurzellage | 75 |
| | Nr. 2, Fülllage | 75 |
| | Nr. 2, Decklage | 75 |
| 3) Prozessvariation | Nr. 3, Wurzellage | 27 |
| | Nr. 3, Fülllage | 27 |
| | Nr. 3, Decklage | 27 |
| 4) Prozessvariation | Nr. 4, Wurzellage | 27 |
| | Nr. 4, Fülllage | 150 |
| | Nr. 4, Decklage | 200 |

Bei der konventionellen Mehrlagenschweißung nehmen die Zwischenlagentemperatur bei Vermeidung von Wartezeiten mit der Lagenzahl zu. Dies entspricht zunehmenden Vorwärmtemperaturen mit zunehmender Lagenzahl (Prozessvariation 4).

## 5.1 Vorversuche

Zunächst werden Vorversuche durchgeführt, die der Ermittlung von Schweißparametern dienen, bei denen sich eine günstige Gefügeausbildung und Schweißnaht-

form ergibt (s. Tabelle 5-2). Dabei variieren die Parameter Drahtvorschubgeschwindigkeit und Schweißgeschwindigkeit.

Tabelle 5-2: Schweißparameter der Vorversuche (Drahtelektrode: S2Mo, 4 mm Ø. Schweißpulver: OP 181. Stahl: S355JR).

| .Probe | Vorwärmtemperatur $T_p$ [°C] | Drahtgeschwindigkeit [m/min] | Freier Draht [mm] | Strom [A] | Spannung [V] | Schweißgeschwindigkeit [cm/min] | Merkmale der Nahtform |
|---|---|---|---|---|---|---|---|
| Nr.1, Wurzellage | 150 | 5 | 30 | 550 | 24 | 40 | gut |
| Nr.1, Decklage | 100 | 7 | 30 | 750 | 22 | 40 | zu schmal |
| Nr. 2, Wurzellage | 150 | 5 | 30 | 500 | 25 | 40 | gut |
| Nr. 2, Decklage | 100 | 7 | 30 | 700 | 21 | 40 | zu schmal |
| Nr. 3, Wurzellage | 150 | 3,5 | 30 | 500 | 30 | 30 | gut |
| Nr. 3, Decklage | 100 | 5 | 30 | 550 | 26 | 30 | gut |

Geschweißt wurde im Anschluss an das Vorwärmen auf die gegebene Arbeitstemperatur (Mittelwert) mittels elektrischem Vorwärmegerät (s. Kap. 3.4) (s. Abb. 3-9). Dabei wurde nach jeder geschweißten Raupe durch weitere Messung der Temperaturen sichergestellt, dass das Bauteil wieder die erforderliche Vorwärmtemperatur $T_p$ aufwies. Tabelle 5-2 zeigt die Parameter aus den Vorversuchsschweißungen.

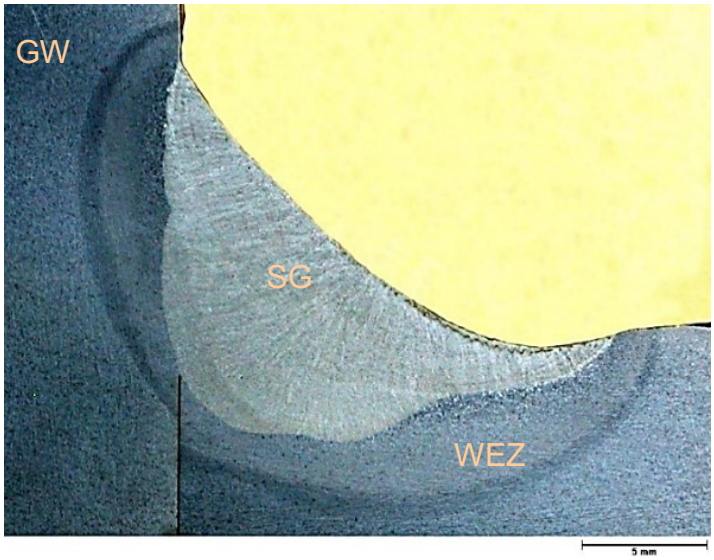



Abb. 5-1: Schliffbild von Vorversuchsschweißung Nr. 3,
(SG: Schweißgut, WEZ: Wärmeeinflusszone, GW: Grundwerkstoff.)

Eine langsame Schweißgeschwindigkeit ergab eine gut aussehende Nahtform im Hinblick auf Nahtüberhöhung und Einbrandkerben; eine schnellere Drahtgeschwindigkeit führte hingegen zu einem tieferen Einbrand der Naht. Bei den Vorversuchen wurden die Schweißparameter so eingestellt, dass eine gleichmäßige Schweißraupe und Porenfreiheit im Schweißgut erreicht wurde (s. Abb. 5-1). Für die weiteren Versuche wurden deshalb eine Schweißgeschwindigkeit von ($v_{sch}$ = 32 cm/min) und

eine Einstellung der Drahtgeschwindigkeit von (v = 5 m/min) am Schweißgerät gewählt. Das entspricht Strom im Bereich von 525 A bis 600 A sowie einer Spannung im Bereich von 24 V bis 26 V.

## 5.2 Versuchsdurchführung

Entsprechend der Vorversuche wurden vier Proben gefertigt. Die in der Werkstatt vorgefertigten Versuchsproben aus dem Stahl EN 10025-2-S355JR werden als Kehlnahtsschweißung von 340 x 75 x 20 mm und 340 x 95 x 20 mm starken Blechen in Wannenlage durchgeführt (s. Tabelle 5-3).

Tabelle 5-3: Schweißparameter (Drahtelektrode: S2Mo, 4 mm Ø. Schweißpulver: OP 181. Stahl: S355JR).

| Probe | Vorwärmtemperatur $T_p$ [°C] | $v_{Draht}$ [m/min] | $v_{Schweiß}$ [cm/min] | U [V] | Freie Drahtlänge [mm] | Strom/Spannung | |
|---|---|---|---|---|---|---|---|
| | | | | | | Strom [A] | Spannung [V] |
| Nr.1, Wurzellage | 150 | 5 | 32 | 35 | 30 | 525 | 24 |
| Nr.1, Fülllage | 100 | 5 | 32 | 35 | 30 | 590 | 25 |
| Nr.1, Decklage | 50 | 5 | 32 | 35 | 30 | 600 | 26 |
| Nr. 2, Wurzellage | 75 | 5 | 32 | 35 | 30 | 525 | 24 |
| Nr. 2, Fülllage | 75 | 5 | 32 | 35 | 30 | 575 | 25 |
| Nr. 2, Decklage | 75 | 5 | 32 | 35 | 30 | 590 | 26 |
| Nr. 3, Wurzellage | 27 | 5 | 32 | 35 | 30 | 525 | 24 |
| Nr. 3, Fülllage | 27 | 5 | 32 | 35 | 30 | 590 | 25 |
| Nr. 3, Decklage | 27 | 5 | 32 | 35 | 30 | 600 | 26 |
| Nr. 4, Wurzellage | 27 | 5 | 32 | 35 | 30 | 525 | 24 |
| Nr. 4, Fülllage | 150 | 5 | 32 | 35 | 30 | 550 | 24 |
| Nr. 4, Decklage | 200 | 5 | 32 | 35 | 30 | 575 | 25 |

### 5.2.1 Versuchsdurchführung Probe 1

Die Fügeteile der Probe 1 wurden bis zu einer Temperatur von 150 °C vorgewärmt. Anschließend wurden die vorgewärmten Fügeteile zum Schweißen der Kehlnaht auf der Schweißvorrichtung positioniert (s. Abb. 3-2, S. 58). Da in der Regel für alle Lagen gleiche Schweißbedingungen vorliegen sollen und vorgegebene Vorwärmtemperaturen eingehalten werden müssen, wird mit dem Schweißen der folgenden Lage gewartet, bis die vorherige Lage auf eine festgelegte Vorwärmtemperatur abgekühlt ist (Einhalten der Zwischenlagentemperatur).

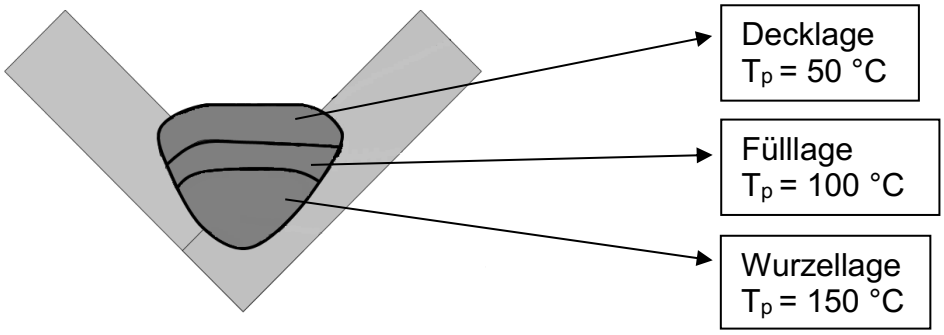



Abb. 5-2: Lagentemperaturen bei Probe 1.

Die Wurzellage wurde mit den in der Tabelle 5-3 genannten Parametern für Probe 1 geschweißt mit Vorwärmtemperatur der Fügeteile bzw. Wurzellage von 150 °C nach Abb. 5-2. Danach erfolgte zunächst das Schweißen der Fülllage, sobald die Wurzellage sich auf 100 °C abgekühlt hatte, und am Ende der Decklage nach Abkühlung auf 50 °C.

### 5.2.2 Versuchsdurchführung Probe 2

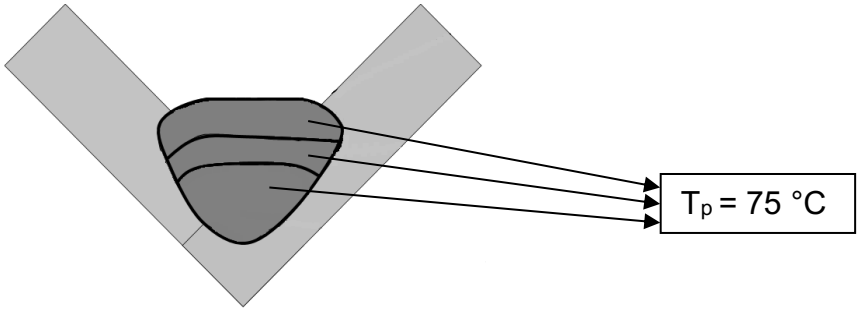



Abb. 5-3: Lagentemperaturen bei Probe 2.

Bei der Probe 2 wurden die Fügeteile bis zu einer Temperatur von 75 °C vorgewärmt. Die Wurzellage wurde mit den in der Tabelle 5-3 genannten Parametern für Probe 2 geschweißt. Die Fülllage wurde auf die Wurzellage geschweißt, sobald die Wurzellage sich auf 75 °C abgekühlt hatte. Die Decklage wurde folgend auf die Fülllage nach vorheriger Abkühlung auf 75 °C geschweißt.

### 5.2.3 Versuchsdurchführung Probe 3

Bei der Probe 3 wurden die Fügeteile nicht vorgewärmt. Die Wurzellage wurde bei Temperatur von 27 °C mit den in Tabelle 5-3 genannten Parametern geschweißt.

Die Fülllage wurde auf die Wurzellage geschweißt, sobald diese sich auf die Temperatur 27 °C abgekühlt hatte. Die Decklage wurde wiederum auf die Fülllage nach vorheriger Abkühlung geschweißt.

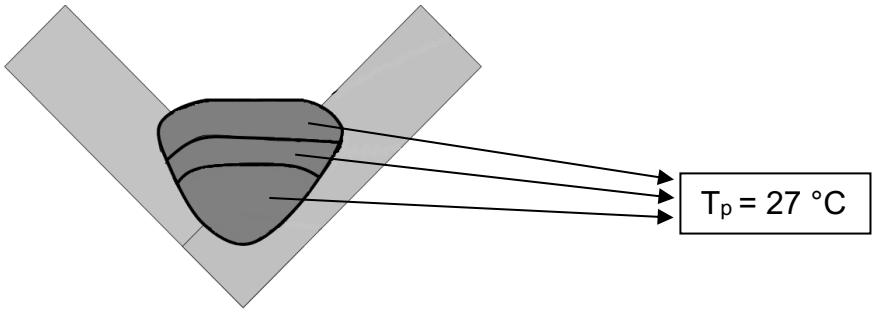



Abb. 5-4: Lagentemperaturen bei Probe 3.

### 5.2.4 Versuchsdurchführung Probe 4

Bei der Probe 4 wurden ebenfalls die Fügeteile nicht vorgewärmt, sondern kurz hintereinander geschweißt. Die Wurzellage wurde bei 27 °C nach den in der Tabelle 5-3 genannten Parametern für Probe 4 geschweißt, danach die Fülllage auf die Wurzellage aufgebracht sobald die gemessene Temperatur 150 °C betrug und danach die Decklage auf die Fülllage nach vorheriger Abkühlung auf 200 °C.

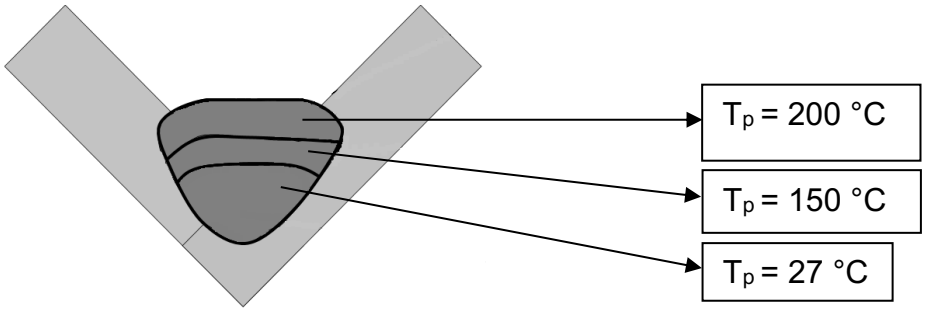



Abb. 5-5: Lagentemperaturen bei Probe 4.

Damit wird ein Mehrlagenschweißen ohne Wärmvorbehandlung simuliert.

# 6 Thermodynamik der Abkühlzeiten

Mit den Abkühlzeit-Gleichungen von Rykalin [Ry57] kann man die Abkühlzeiten bei unterschiedlichen Schweißparameter ermitteln. Die theoretischen, thermodynamischen Grundlagen und die Herleitung der Gleichungen der Abkühlzeiten, werden in diesem Kapitel beschrieben. Anhand dieser Gleichungen wird nachfolgenden der Einfluss der Schweißparameter auf die Abkühlzeiten untersucht.

## 6.1 Die Berechnungsformeln für die Abkühlzeiten

In diesem Zusammenhang kann man zunächst von Fourierschen Gesetz der Wärmeleitung ausgehen. Das eindimensionale Fouriersche Wärmeleitungsgesetz besagt, dass die Wärmestromdichte q in der isothermen Fläche

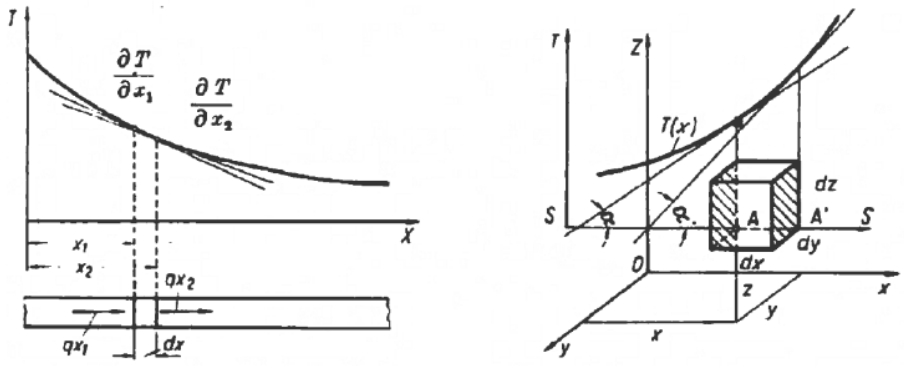
$$q = - \lambda \cdot \frac{\partial T}{\partial x} \tag{6.1}$$

gleich dem negativen Produkt aus Wärmeleitzahl $\lambda$ und Temperaturgradient $\frac{\partial T}{\partial x}$ ist.

### 6.1.1 Bestimmung der zeitlichen Temperaturänderung (Instationäre Wärmeleitung)

Der Wärmestrom $\dot{Q}_x$ zum Volumenelement in x-Richtung (s. Abb. 6-1) an der Stelle x wird durch folgende partielle Differentialgleichung beschrieben, die laut des Fourierschen Wärmeleitungsgesetzes berechnet wird:

$$\dot{Q}_x = - \lambda \cdot A \cdot \frac{\partial T}{\partial x} . \tag{6.2}$$




(a) (b)

Abb. 6-1: Berechnung des Wärmestroms $\dot{Q}_x$ im Element dx in x-Richtung (a) und Zur Ableitung der Differentialgleichung der Wärmeleitung für den allgemeinen Fall des räumlichen Wärmestromes (b) ) [Ry57].

An Stelle x + dx ist der Wärmestrom:

$$\dot{Q}_{x+dx} = \dot{Q}_x + \frac{\partial \dot{Q}_x}{\partial x} \cdot dx = - \lambda \cdot A \cdot \frac{\partial T}{\partial x} - \lambda \cdot A \cdot \frac{\partial^2 T}{\partial x^2} \cdot dx \, . \tag{6.3}$$

Die Änderung des Wärmestromes beträgt:

$$d\dot{Q}_x = \dot{Q}_{x+dx} - \dot{Q}_x = - \lambda \cdot A \cdot \frac{\partial^2 T}{\partial x^2} \cdot dx \, . \tag{6.4}$$

Diese Änderung des Wärmestromes entspricht der zeitlichen Änderung des Wärmeinhaltes (Enthalpie) des Materials im Volumenelement. Eine Abnahme des Wärmestromes bedeutet Erwärmung, eine Zunahme Abkühlung. Damit sind die Vorzeichen der zeitlichen Änderung des Wärmeinhaltes und die der Änderung des Wärmestromes entgegengesetzt [Bö06]

$$d\dot{Q}_x = - \rho \cdot A \cdot dx \cdot c \cdot \frac{\partial T}{\partial t} \, . \tag{6.5}$$

Aus den Gleichungen (6.4) und (6.5) erhalten wir die Differentialgleichung für die zeitliche und örtliche Temperaturverteilung in der eindimensionalen Wärmeleitung

$$\frac{\partial T}{\partial t} = a \cdot \frac{\partial^2 T}{\partial x^2} \quad \text{mit} \quad a = \frac{\lambda}{\rho \cdot c} \, . \tag{6.6}$$

Die Größe a ist die Temperaturleitfähigkeit des Materials. Sie hat die Dimension $cm^2/s$. Wie die Differentialgleichung (6.6) zeigt, ist die Temperaturleitfähigkeit die einzige Stoffeigenschaft, die den zeitlichen Verlauf einer Abkühlung oder Erwärmung bestimmt. Die instationäre Wärmeleitung in einem Körper wird nur durch Temperaturunterschiede und die Temperaturleitfähigkeit des Stoffes bestimmt.
Für die zweidimensionale Wärmeleitung kann hergeleitet werden:

$$\frac{\partial T}{\partial t} = a \cdot \left[ \frac{\partial^2 T}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial y^2} \right]. \tag{6.7}$$

Für die dreidimensionale Wärmeleitung wie folgt:

$$\frac{\partial T}{\partial t} = a \cdot \left[ \frac{\partial^2 T}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial z^2} \right] = a \cdot \nabla^2 T \, . \tag{6.8}$$

Die Gleichungen (6.7) und (6.8) gelten bei isotropen Material. Soll der Vorgang der Wärmeausbreitung berechnet werden, so müssen außer der Differentialgleichung der Wärmeleitung auch die Grenzbedingungen, d.h. die ursprüngliche Temperaturverteilung im Körper und die Verhältnisse des Wärmeaustausches an den Begrenzungsflächen des Körpers gegeben sein [Ry57]. Die Bedingungen, die an der Oberfläche eines begrenzten Körpers gegeben sind, trennen aus dem unendlichen Raum einen Bereich heraus, innerhalb dessen die Wärmeausbreitung durch Wärmeleitung erfolgt. Die Grenzbedingungen können überaus vielseitig sein. Wichtig für praktische Berechnungen sind vor allem die drei Arten von Grenzbedingungen, die man als Grenzbedingungen ersten, zweiten und dritten Grades bezeichnet.

### 6.1.1.1 Grenzbedingung ersten Grades

An der Grenzoberfläche s wird die Oberflächentemperatur $T_s$ des wärmeleitenden Körpers in Abhängigkeit von den Oberflächenkoordinaten und der Zeit mit der Gleichung $T_s = T_s(x,y,z,t)$ bezeichnet. Die Grenzbedingung ersten Grades besagt, dass die Temperatur der Grenzpunkte unabhängig von der Temperaturverteilung im Innern des Körpers gleich einer gegebenen Temperatur sein muss. "Die isothermen Grenzbedingung bzw. die isotherme Grenzfläche ist ein Sonderfall der Grenzbedingung ersten Grades. Hierbei nimmt man die Oberflächentemperatur des Körpers als konstant an ($T_s$ = const)" [Ry57].

### 6.1.1.2 Grenzbedingung zweiten Grades

Die Verteilung der Oberflächenwärmestromdichte $q_s$ ist hier in Abhängigkeit von den Oberflächenkoordinaten und der Zeit mit der Gleichung $q_s = q_s(x,y,z,t)$ gegeben. "Die adiabatische Grenze ist ein Sonderfall der Grenzbedingung zweiten Grades. Die adiabatische Grenzbedingung hat zur Folge, dass die Wärmeströmung durch die Grenze den Wert Null hat. Ist der Wärmeaustausch zwischen dem Körper und dem umgebenden Medium im Vergleich zur Wärmeströmung innerhalb des Körpers sehr geringfügig, so kann die Körperoberfläche praktisch als wärmeundurchlässig betrachtet werden. Dabei sind die Oberflächenwärmestromdichte $q_s$ und der hierzu proportionale Temperaturgradient für jeden Punkt der adiabatischen Grenze gleich Null" [Ry57]:

$$q_s = 0; \qquad \frac{\partial T}{\partial x} = 0. \tag{6.9}$$

### 6.1.1.3 Grenzbedingung dritten Grades

In diesem Fall ist der Wärmeaustausch mit einem Medium bestimmte Temperatur $T_0$ und der an der Grenze anliegenden Temperatur $T_s$ gegeben. Aus dem Newtonschen Wärmeübergangsgesetz geht hervor, dass die Wärmestromdichte $q_s$ an der Grenzoberfläche s der Temperaturdifferenz zwischen Grenzfläche ($T_s$) und umgebendem Medium ($T_0$) proportional ist:

$$q_s = \alpha\,(T_s - T_0). \tag{6.10}$$

$\alpha$ ist die Wärmeübergangszahl.

Die Dichte des aus dem Innern des wärmeleitenden Körpers hin zur Grenzfläche gerichteten Wärmestroms ist nach dem Fourierschen Wärmeleitungsgesetz dem Temperaturgradienten proportional:

$$q_s = -\lambda \cdot \frac{\partial T}{\partial x}\ . \tag{6.11}$$

Setzt man die Wärmestromdichte der zugeführten und der abfließenden Wärmeströmung (s. (6.10) und (6.11)) gleich, so erhält man eine sehr einfache Form der Grenzbedingung dritten Grades:

$$\alpha\,(T_s - T_0) = -\lambda \cdot \frac{\partial T}{\partial x}. \tag{6.12}$$

“Ein Sonderfall ergibt sich bei konstanter Temperatur des umgebenden Mediums ($T_0$ = const). Bei $T_0 = 0$ erhält man den einfachsten Ausdruck für die Grenzbedingung dritten Grades“ [Ry57]:

$$\alpha \cdot T_s = -\lambda \cdot \frac{\partial T}{\partial x}. \tag{6.13}$$

Das Newtonsche Wärmeübergangsgesetz gibt nur eine annähernde Beschreibung des Wärmeaustausches durch Konvektion und Strahlung zwischen der Oberfläche eines festen Körpers und einem umgebenden flüssigen oder gasförmigen Medium wieder.

## 6.1.2 Grenzfläche mit Wärmeaustauch

An der Grenzfläche eines einseitig begrenzten Körpers (dreidimensionale Wärmeleitung) (s. Abb. 6-2) herrscht ein bestimmter Wärmeaustauch mit einem umgebenden Medium von der konstanten Temperatur T= 0.

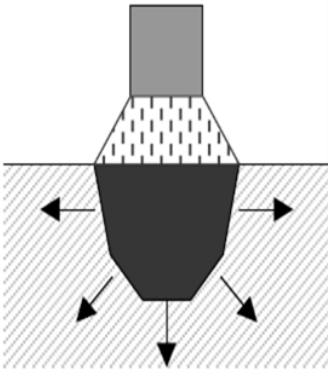


Abb. 6-2: Einseitig begrenzten Körpers (dreidimensionale Wärmeleitung).

Es liegt also eine Grenzbedingung dritten Grades s. (6.13) vor. “Ist die Wärmeleitzahl $\lambda$ des Stoffes groß und die Wärmeübergangszahl $\alpha$ sehr klein, so verläuft die Wärmeausbreitung im Körper ähnlich wie bei wärmeundurchlässiger Grenzfläche. Beim Schweißen massiver metallischer Werkstücke an der Luft liegt das Verhältnis der Werte von $\lambda$ und $\alpha$ so, dass man den Wärmeübergang an der Oberfläche bei den Betrachtungen der Wärmeausbreitung vernachlässig kann. Man betrachtet also die Grenzfläche als adiabatisch“ [Ry57].

### 6.1.2.1 Wärmeaustauch an der Oberfläche von Platten und Stäben

Bei Berechnung der Wärmeausbreitungsvorgänge in Platten und Stäben können die Einflüsse des Wärmeaustausches mit dem umgebenden Medium berücksichtigt werden. Für die Oberfläche einer Platte mit der Dicke d ist die Wärmeabgabe an das umgebende Medium mit der Temperatur T= 0 durch die Wärmeübergangszahl $\alpha$ gegeben. Jedes Volumenelement der Platte mit den Abmessungen d, dx, dy (s. Abb. 6-3) und der Temperatur T gibt dann in der Zeit dt von beiden Oberflächen an das umgebende Medium die Wärme $dQ = 2\,\alpha\,T\,dx\,dy\,dt$ ab.

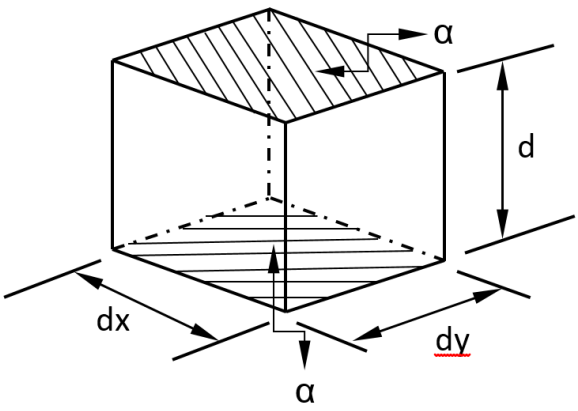



Abb. 6-3: Volumenelement der Platte mit den Abmessungen d dx dy.

Bezieht man diese Wärmemenge auf die Volumeneinheit, die Zeiteinheit dt und die Einheit der volumenspezifischen Wärme (ρ·c), so erhält man die Momentan-Geschwindigkeit der Temperaturänderung durch Wärmeübergang:

$$-\frac{2\cdot\alpha\cdot T\cdot dx\cdot dy\cdot dt}{\rho\cdot c\cdot d\cdot dx\cdot dy\cdot dt} = -\frac{2\cdot\alpha\cdot T}{\rho\cdot c\cdot d}\,. \tag{6.14}$$

Will man die Differentialgleichung der Wärmeleitung für eine Platte unter Berücksichtigung des Wärmeübergangs aufstellen, so muss die Geschwindigkeit der Temperaturänderung $\frac{\partial T}{\partial t}$ nach Gleichung (6.7) algebraisch zur entsprechenden Geschwindigkeit durch Wärmeübergang nach der Gleichung (6.14) hinzugefügt werden:

$$\frac{\partial T}{\partial t} = a\cdot\left[\frac{\partial^2 T}{\partial x^2}+\frac{\partial^2 T}{\partial y^2}\right] - bT\,. \tag{6.15}$$

Hier ist $b = \frac{2\cdot\alpha}{\rho\cdot c\cdot d}$ der Koeffizient der Temperaturabgabe der Platte [1/s].
Dieser Koeffizient ist der Wärmeübergangszahl α direkt und der volumenspezifischen Wärme ρ·c sowie der Plattendicke d umgekehrt proportional.
Die Berechnung des Wärmeübergangs an der Oberfläche eines Stabes mit der Querschnittsfläche F und dem Umfang p (s. Abb. 6-4) lässt sich nach dem gleichen System wie bei der Platte ausführen.

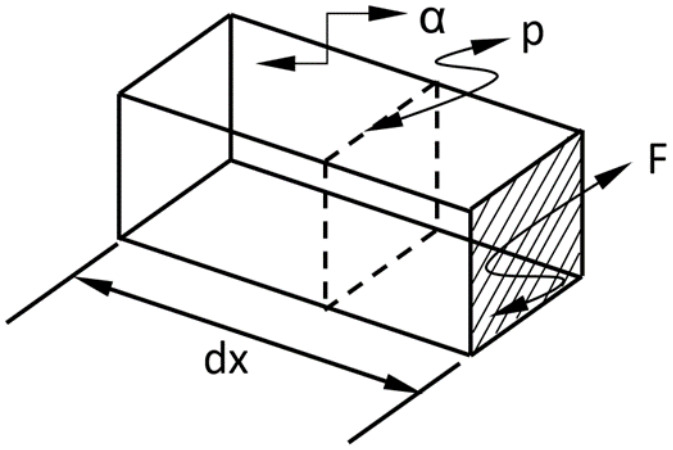



Abb. 6-4: Der Wärmeübergang an der Oberfläche eines Stabes mit der Querschnittsfläche F und dem Umfang p.

Das auf die Temperatur T erwärmte Volumenelement F dx des Stabes gibt in der Zeit dt durch seine Oberfläche p dx an ein umgebendes Medium mit der Temperatur

T = 0 die Wärmemenge dQ = α T p dx dt ab. Die vom Wärmeübergang bedingte Momentan-Geschwindigkeit der Temperaturänderung entspricht dem Ausdruck:

$$-\frac{\alpha \cdot T \cdot p \cdot dx \cdot dt}{\rho \cdot c \cdot F \cdot dx \cdot dt} = -\frac{\alpha \cdot p \cdot T}{\rho \cdot c \cdot F} . \tag{6.16}$$

Die Differentialgleichung der Wärmeleitung für einen im Wärmeaustausch mit dem umgebenden Medium stehenden Stab erhält man dann durch Addieren der Momentan-Geschwindigkeit aus Gleichung (6.6) und der vom Wärmeübergang bedingten Geschwindigkeit der Temperaturänderung nach der Gleichung (6.16):

$$\frac{\partial T}{\partial t} = a \cdot \frac{\partial^2 T}{\partial x^2} - bT . \tag{6.17}$$

Hier ist $b = \frac{\alpha \cdot p}{\rho \cdot c \cdot F}$ der Koeffizient der Temperaturabgabe eines Stabes [1/s].

Die Werte des Koeffizienten b sind für Platte und Stab gleich groß, wenn der Quotient aus Stabquerschnitt und Umfang gleich der halben Plattendicke ist, d.h. wenn F/p = d/2 ist [Ry57].

### 6.1.3 Rykalins Annahmen

Die von Rykalin u. a. entwickelten Beziehungen für die Abkühlzeiten beruhen auf folgenden Annahmen:

1 Eine Wärmequelle bewegt sich mit konstanter Geschwindigkeit v über die Blechoberfläche.

2 Die physikalischen Eigenschaften, wie Wärmeleitfähigkeit λ und massenspezifische Wärme c sind temperaturunabhängig.
3 Ein Wärmeaustausch zwischen Blech und Umgebung darf nicht stattfinden, d. h. das System verhält sich adiabatisch.
4 Die Plattenabmessungen müssen thermisch »unendlich« groß sein, d. h. die Wärme kann radial in alle Richtungen mit gleicher Intensität abfließen.

Die Erfahrung zeigt, dass die berechneten Abkühlzeiten bzw. -geschwindigkeiten trotz der in der Schweißpraxis oft nicht zutreffenden Annahmen genügend genau sind [Schu10]. Im nächsten Abschnitt werden die Lösung der Differentialgleichungen (6.6), (6.7) und (6.8) unter Berücksichtigung der oben genannt Annahmen Rykalins erklärt.

### 6.1.4 Berechnung nach dem Quellenverfahren

“Beim Schweißen verlaufen die Erwärmungs- und Abkühlungsvorgänge unter dem Einfluss einer örtlich eng begrenzten Wärmequelle. Deshalb ist das Quellenverfahren zur rechnerischen Erfassung derartiger Vorgänge überaus vorteilhaft“ [Ry57]. Die einfachsten Lösungen erhält man dem Quellenverfahren dann, wenn der Bereich der Wärmeausbreitung unendlich groß und die Wärmequelle in einem sehr kleinen Volumenelement konzentriert ist. Die Lösungen basieren auf der Annahme, dass die Wärme sofort zum Zeitpunkt t = 0 in einem unendlichen Medium mit der Anfangstemperatur $T_0$ freigesetzt wird, entweder in einer ebenen Quelle bzw. Flächenquelle (einachsige Wärmeleitung) (s. Abb. 6-5), in einem langen Stab oder linearen Quelle bzw. Zylinderquelle in einer großen Platte (zweiachsige Wärmeleitung, s. Abb. 6-6) oder in einem Punktförmige Quelle bzw. Kugelquell (dreiachsige Wärmeleitung, s. Abb. 6-7). Die Anfangs- und Randbedingungen können wie folgt zusammengefasst werden [Gro96]:

- $T-T_0 = \infty$ für $t = 0$ und $x = 0$ (alternativ $r = 0$ oder $R = 0$)
- $T-T_0 = 0$ für $t = 0$ und $x \neq 0$ (alternativ $r > 0$ oder $R > 0$)
- $T-T_0 = 0$ für $0 < t < \infty$ wenn $x = \pm \infty$ (alternativ $r = \infty$ oder $R = \infty$).

Die im Weiteren angegebenen Lösungen erfüllen sowohl die grundlegenden Differentialwärmeflussgleichungen (6.6), (6.7) und (6.8) als auch die oben aufgeführten Anfangs- und Randbedingungen.

- **Ebene Quelle in einem langen Stab**

Es wird ein langer Stab (unendlich lang) mit dem Querschnitt F betrachtet. Für diesen langen Stab ist Q die freigegebene Energie beim Zeitpunkt t = 0. Die Lösung der Wärmefluss-Differentialgleichung (6.6) wird nach Gleichung (6.18) beschrieben:

$$T-T_0 = \frac{Q/F}{\rho \cdot c \cdot (4 \cdot \pi \cdot a \cdot t)^{1/2}} \exp\left(\frac{-x^2}{4at}\right). \qquad (6.18)$$

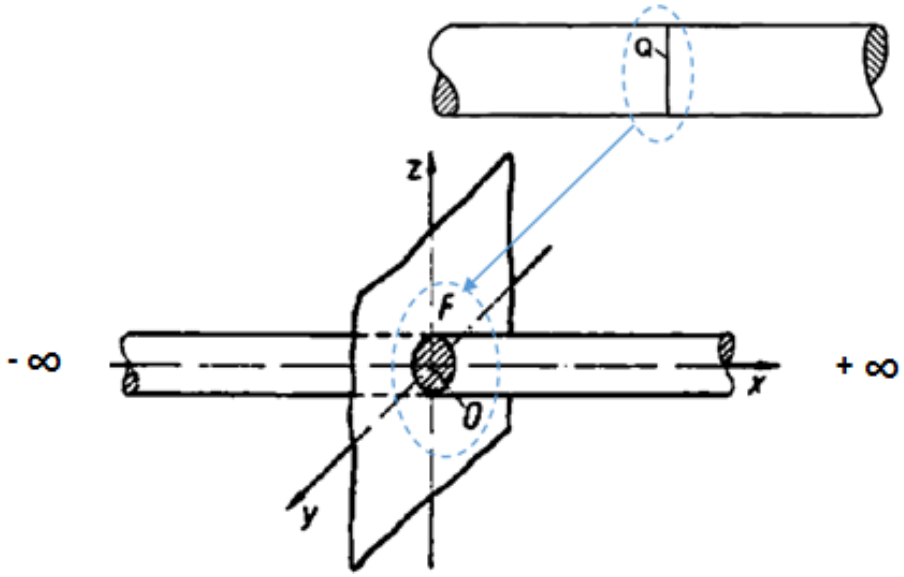



Abb. 6-5: über der Fläche F eingebaute ebene Wärmequelle in einem langen Stab [Ry57].

### ➢ Lineare Quelle in einer großen Platte

Betrachtet wird eine große Platte, wobei d die Blechdicke ist. Die Lösung der Wärmefluss-Differentialgleichung (6.7) wird nach Gleichung (6.19) beschrieben:

$$T-T_0 = \frac{Q/d}{\rho \cdot c \cdot (4 \cdot \pi \cdot a \cdot t)} \exp\left(\frac{-r^2}{4at}\right). \qquad (6.19)$$

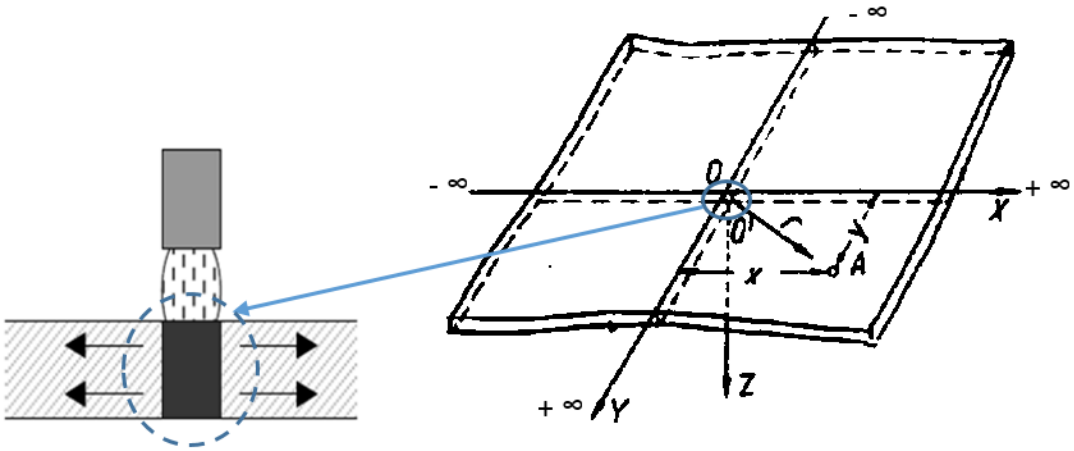



Abb. 6-6: Lineare Quelle in einer großen Platte [Ry57].

- **Punktförmige Quelle in einer dicken Platte**

Die Lösung der Wärmefluss-Differentialgleichung (6.8) wird nach Gleichung (6.20) beschrieben:

$$T-T_0 = \frac{Q}{\rho \cdot c \cdot (4 \cdot \pi \cdot a \cdot t)^{3/2}} \exp\left(\frac{-R^2}{4at}\right) \tag{6.20}$$

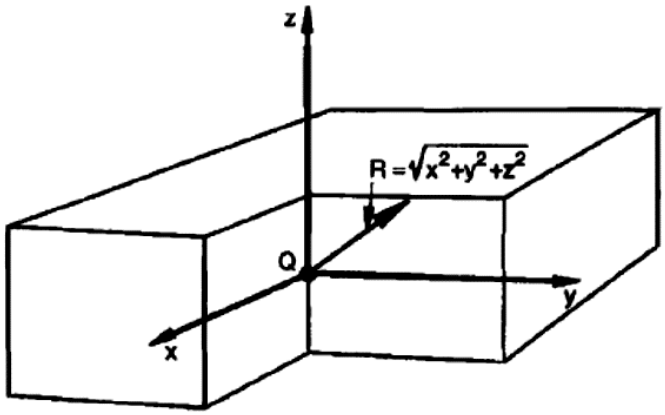



Abb. 6-7: Punktförmige Quelle in einer dicken Platte [Gro96].

Die Gleichungen (6.18), (6.19) und (6.20) geben die erforderliche Basis für eine umfassende theoretische Berechnung der Wärmeströmungsphänomene beim Schweißen.

### 6.1.5 Vereinfachte Lösung bei der Erwärmung durch schnellwandernde Hochleistungsquellen

- **punktförmige Quelle**

Die isothermen Flächen bei der punktförmigen Quelle im einseitig begrenzten Körper (dreidimensionale Wärmeleitung) sind Kugelschalen. Je größer die Schweißgeschwindigkeit v, desto weiter erstrecken sich die Isothermen in das bereits vom Lichtbogen durchlaufene Gebiet. Im Grenzfall, wenn $q \rightarrow \infty$, $v \rightarrow \infty$ und $q/v = const$ sind, degenerieren die Isothermen zu Flächen, die parallel zur Schweißrichtung liegen (s. Abb. 6-8). Die von der Quelle abgegebene Wärme wird gleichmäßig über eine Durchlaufachse verteilt und breitet sich ausschließlich senkrecht zu dieser aus, während der Wärmestrom parallel zu dieser Achse nur sehr geringfügig ist.

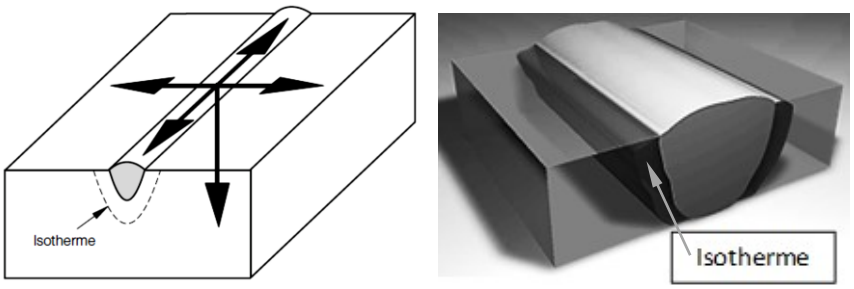



Abb. 6-8: Wärmefluss (thermisch »unendlich dickes« Blech), mit dem geänderten Verlauf der Isothermen [Schu10].

Durch diese Annahmen wurde die Aufgabe so umgestellt, dass sie der Wärmeausbreitung von einer linearen Quelle in der Platte mit wärmeundurchlässigen Begrenzungsflächen der Gleichung (6.19) entspricht.

Will man also die für eine unbegrenzte Platte abgeleitete Gleichung anwenden (6.19), so muss die Wärmemenge verdoppelt werden, d.h. man setzt $Q = 2 \cdot q \cdot dt$. Dabei beträgt die Plattendicke $d = dx = v \cdot dt$ (s. Abb. 6-9), des zweidimensionale Radiusvektors r in der y-z Ebene, wo die schnellwandernde Quelle die betrachtete ebene Schicht durchzieht. Daher wird Q/d in der Gleichung (6.19) mit 2q/v ersetzt. So erhält man dann die Lösung durch die Gleichung (6.21) für den Grenzzustand der Wärmeausbreitung von einer schnellwandernden Hochleistungsquelle im einseitig begrenzten Körper:

$$T-T_0 = \frac{2q/v}{\rho \cdot c \cdot (4 \cdot \pi \cdot a \cdot t)} \exp\left(\frac{-r^2}{4at}\right) = \frac{q/v}{2 \cdot \pi \cdot \lambda \cdot t} \exp\left(\frac{-r^2}{4at}\right); \text{ mit } a = \frac{\lambda}{\rho \cdot c}. \qquad (6.21)$$

Die Temperatur eines Punktes auf der Nahtachse (r = 0) errechnet sich wie folgt:

$$T-T_0 = \frac{Q}{2 \cdot \pi \cdot \lambda \cdot t}; \; Q = q/v. \qquad (6.22)$$

Und somit ist die Erwärmungszeit oder die Abkühlzeit in der folgenden Gleichung entsprechend gegeben:

$$t = \frac{Q}{2 \cdot \pi \cdot \lambda \cdot (T-T0)}. \qquad (6.23)$$

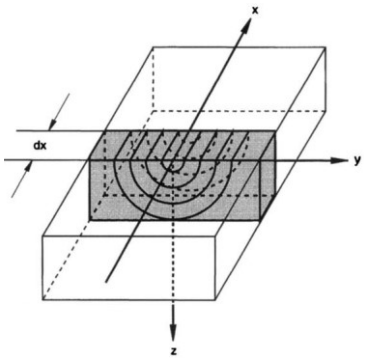



Abb. 6-9: Einseitig begrenzter Körper mit wärmedurchlässig begrenzten Volumenelement Dicke=dx als Schema für die Betrachtung der elementaren Wärmeausbreitungen [Gro96].

Das Abkühlverhalten wird einfach und genügend genau durch die Abkühlzeit $t_{8/5}$ zwischen 800 °C und 500 °C bestimmt (s. Abb. 6-10). In dem angegebenen Temperaturbereich finden bei Stählen die wichtigsten Gefügeumwandlungen statt. Wie bereits erwähnt, wird die Abkühlzeit $t_{8/5}$ als Maßstab in den meisten Fällen vorgezogen.

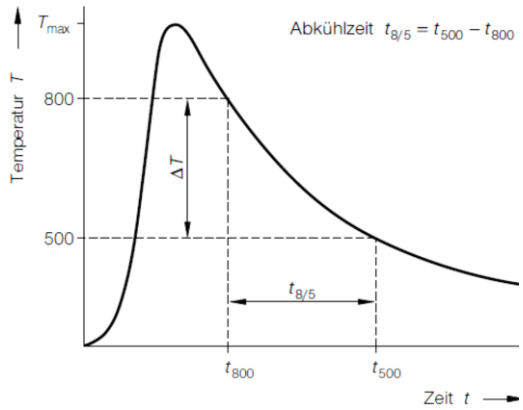



Abb. 6-10: Definition der Abkühlzeit $t_{8/5}$ [Schu10].

Es ergeben sich für den dreidimensionalen Wärmefluß:

$$t_{800} = \frac{1}{2\cdot\pi\cdot\lambda}\cdot Q\cdot\left(\frac{1}{800-T_p}\right), \qquad (a)$$

$$t_{500} = \frac{1}{2\cdot\pi\cdot\lambda}\cdot Q\cdot\left(\frac{1}{500-T_p}\right), \qquad (b)$$

$$t_{8/5} = t_{500} - t_{800}\ . \qquad (c)$$

Setzt man die Gleichungen (a) und (b) in Gleichung (c) ein, so erhält man die Gleichung für den dreidimensionalen Wärmefluß:

$$t_{8/5} = \frac{1}{2\cdot\pi\cdot\lambda}\cdot Q\cdot\left(\frac{1}{500-T_p} - \frac{1}{800-T_p}\right) \qquad (6.24)$$

Dabei steht Q für die Wärmeeinbringung, $T_0$ für die Werkstücktemperatur bzw. $T_p$ für die Vorwärmtemperatur, wenn es vorgewärmt ist.

- **linearen Quelle**

Die isothermen Flächen bei der linearen Quelle in der unbegrenzten Platte (zweidimensionale Wärmeleitung) sind Kreiszylinder. Auch hier gilt: Im Grenzfall, wenn $q \rightarrow \infty$, $v \rightarrow \infty$ und $q/v$ = const sind, werden die Isothermen in Flächen degeneriert, die parallel zur Schweißrichtung sind (s. Abb. 6-11).

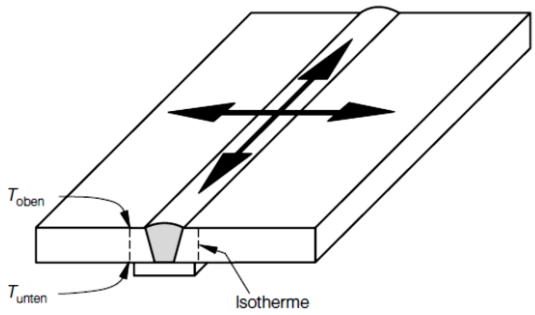



Abb. 6-11: Zweidimensionaler Wärmefluss (»dünne« Bleche). Die Isothermen verlaufen theoretisch senkrecht zur Blechoberfläche: $T_{oben} = T_{unten}$ [Schu10].

Bei schnellwandernden linearen Quellen verläuft nun die Wärmeausbreitung in der Platte so, als breiteten sich die elementaren Wärmemengen unabhängig voneinander aus. Diese Ausbreitung verläuft senkrecht zur Durchgangsachse der Quelle in Richtung Y und genügt der Gleichung (6.18) für die ebene Quelle im unendlichen Stab (s. Abb. 6-12).

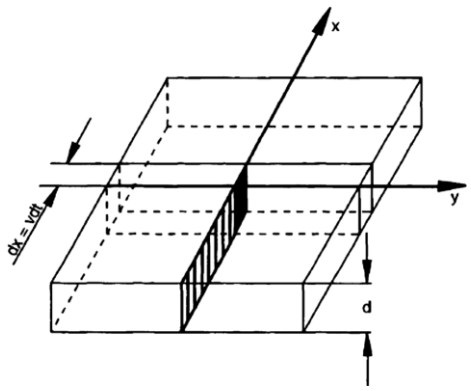



Abb. 6-12: Heraustrennen eines Bereiches mit der Dicke dx aus der unbegrenzten Platte [Gro96].

In einem kurzen Zeitintervall dt ist die Wärmemenge pro Einheitslänge des Schweißen gleich:

$$\frac{dQ}{dA} = \frac{q}{d} \cdot \frac{dt}{dx} = \frac{q}{v \cdot d} \text{; mit } dx = v \cdot dt \,. \tag{6.25}$$

Damit nimmt die Gleichung für den Grenzzustand der Temperaturverteilung von einer schnellwandernden Hochleistungsquelle in der unbegrenzten Platte folgende Form an:

$$T\text{-}T_0 = \frac{q/v \cdot d}{\rho \cdot c \cdot (4 \cdot \pi \cdot a \cdot t)^{1/2}} \exp\left(\frac{-y^2}{4at}\right) = \frac{q/v \cdot d}{(4 \cdot \pi \cdot \lambda \cdot \rho \cdot c \cdot t)^{1/2}} \exp\left(\frac{-y^2}{4at}\right) \text{; mit } a = \frac{\lambda}{\rho \cdot c} \,. \tag{6.26}$$

Die Temperatur eines Punktes auf der Nahtachse (y = 0) errechnet sich zu:

$$T\text{-}T_0 = \frac{Q}{d \cdot (4 \cdot \pi \cdot \lambda \cdot \rho \cdot c \cdot t)^{1/2}} \quad ; Q = q/v \,. \tag{6.27}$$

Und somit ist die Erwärmungszeit oder die Abkühlzeit in der folgenden Gleichung wie folgt gegeben:

$$t = \frac{1}{4 \cdot \pi \cdot \lambda \cdot \rho \cdot c} \cdot Q^2 \cdot \frac{1}{d^2} \cdot \frac{1}{(T\text{-}T_p)^2} \,. \tag{6.28}$$

Wie bereits erwähnt, wird die Abkühlzeit $t_{8/5}$ als Maßstab in den meisten Fällen vorgezogen. Hier ergeben sich für den zweidimensionalen Wärmefluß:

$$t_{8/5} = \frac{1}{4 \cdot \pi \cdot \lambda \cdot \rho \cdot c} \cdot Q^2 \cdot \frac{1}{d^2} \left( \left( \frac{1}{500\text{-}T_p} \right)^2 - \left( \frac{1}{800\text{-}T_p} \right)^2 \right) . \tag{6.29}$$

Nach der Ermittlung der Berechnungsformeln für die Abkühlzeiten werden im folgenden Abschnitt die Einflüsse der Wärmeeinbringung Q und Vorwärmtemperaturen $T_p$ auf die Abkühlzeit $t_{8/5}$ untersucht.

## 6.2 Abkühlkurven der unterschiedlichen Schweißparameter je Prozessvariation

Mit der Abkühlgleichung (2.2) werden die Abkühlzeiten $t_{8/5}$ bei unterschiedlichen Vorwärmtemperaturen berechnet. Bei den Wurzellagen werden jeweils dieselben Schweißparameter (I, U, v) verwendet. Aber bei den nachfolgenden Lagen wird zur Erzielung größerer Abschmelzleistung und Nahtbreite mit mehr Leistung geschweißt. Diese Änderungen führen zur Änderung der Wärmeeinbringung Q und folglich der Abkühlzeiten $t_{8/5}$.

Wegen der inneren Regelung treten am Nahtbeginn Schwankungen der Wärmeeinbringung Q auf. Die in der Tabelle 6-1 angegeben Schweißparameter und berechneten Abkühlzeiten gelten für die Nahtlängenmitte. Zuerst wird die Wärmeeinbringung anhand der gemessenen Parameter Strom I, Spannung U und Schweißgeschwindigkeit v ermittelt und anschließend die entsprechende Abkühlzeit der Lagen $t_{8/5}$ berechnet.

Tabelle 6-1: Berechnete Wärmeeinbringungen und Abkühlzeiten.

| Probe | Vorwärm-Temperatur $T_p$ [°C] | $v_{Sch}$ [cm/min] | gemessene Strom/Spannung/ Wärmeeinbringung | | | $t_{8/5}$ [s] |
|---|---|---|---|---|---|---|
| | | | Strom [A] | Spannung [V] | Q [J/cm] | |
| Nr.1, Wurzellage | 150 | 32 | 525 | 24 | 22444 | 28 |
| Nr.1, Fülllage | 100 | 32 | 590 | 25 | 26273 | 28 |
| Nr.1, Decklage | 50 | 32 | 600 | 26 | 27788 | 24 |
| Nr. 2, Wurzellage | 75 | 32 | 525 | 24 | 22444 | 17 |
| Nr. 2, Fülllage | 75 | 32 | 575 | 25 | 25605 | 23 |
| Nr. 2, Decklage | 75 | 32 | 590 | 26 | 27324 | 26 |
| Nr. 3, Wurzellage | 27 | 32 | 525 | 24 | 22444 | 13 |
| Nr. 3, Fülllage | 27 | 32 | 590 | 25 | 26273 | 18 |
| Nr. 3, Decklage | 27 | 32 | 600 | 26 | 27788 | 21 |
| Nr. 4, Wurzellage | 27 | 32 | 525 | 24 | 22444 | 13 |
| Nr. 4, Fülllage | 150 | 32 | 550 | 24 | 23513 | 31 |
| Nr. 4,Decklage | 200 | 32 | 575 | 25 | 25605 | 53 |

Die Lagentemperaturen bei Probe 4 sind gemessene Werte bei den unmittelbar hintereinander ausgeführten Mehrlagenschweißungen. Daher weicht die Abkühlzeit der Decklage der Probe 4 von dem Schweiß-Arbeitsfeld im Bereich (9 s bis 34 s) ab (s. Abb. 4-10).

Mit der Abkühlzeit-Gleichungen von Rykalin [Ry57] kann man die Abkühlkurven der unterschiedlichen Schweißparameter je Prozessvariation grafisch darstellen. Die Abkühlkurven der unterschiedlichen Schweißparameter werden mit der folgenden Gleichung grafisch dargestellt:

$$t_A = \frac{1}{4\cdot\pi\cdot\lambda\cdot\rho\cdot c}\cdot Q^2\cdot\frac{1}{d^2}\cdot\frac{1}{(T-T_p)^2}\cdot F_2\ . \qquad (6.30)$$

Es bedeuten:

$t_A$ (s) = Abkühlzeit

λ (J/s cm K) = Wärmeleitzahl des Stahles

Q in (J/cm) = Wärmeeinbringung $Q = \eta \cdot E = \eta \cdot \frac{U \cdot I}{v} \left[\frac{J}{cm}\right]$

η = thermischer Wirkungsgrad beim Schweißen. Er gibt an, wie viel der aus der Stromquelle entnommenen elektrischen Energie dem Werkstück zugeführt wird (Tabelle 2-6).

E in (J/cm) = Streckenenergie $E = \frac{U \cdot I}{v} \left[\frac{J}{cm}\right]$

$T_p$ (°C) = Ausgangstemperatur (Vorwärm- bzw. Zwischenlagentemperatur)

$F_2$ = Nahtfaktor bei zweidimensionaler Wärmeleitung

ρ (g/cm$^3$) = Dichte des Stahles

c (J/g K) = (mittlere) spezifische Wärme des Stahles

d (cm) = Werkstückdicke

v (cm/s) = Schweißgeschwindigkeit

T (°C) = Temperatur des betrachteten Abkühlverlaufes

Bei der praktischen Anwendung sind die Erwärmungskurven zu vernachlässigen. Aufgrund der logarithmischen Teilung der Zeitachse in den Schweiß-ZTU-Schaubildern im Buch von [SeMeSch92] zum Zweck optimaler grafischer Darstellung für die praktische Anwendung, werden allerdings die Abkühlkurven mit der logarithmischen Teilung der Zeitachse grafisch dargestellt. Dabei wird eine maximale Temperatur $T_{max}$ von 2000 °C betrachtet.

### 6.2.1 Abkühlkurven bei abnehmenden Vorwärmtemperaturen mit zunehmender Lagenzahl der Prozessvariation 1

In diesem Abschnitt sollen die Zusammenhänge zwischen der Abkühlzeit $t_{8/5}$ und den Abkühlverläufen T(t) dargestellt werden. Dabei wird die Auswirkungen der Vorwärmtemperaturen 150 °C, 100°C, und 50°C auf die Abkühlzeiten $t_{8/5}$ analysiert. So zeigt beispielsweise Abb. 6-13 den T(t)-Verlauf für verschiedene Vorwärmtemperaturen $T_p$, und Wärmeeinbringungen Q der Prozessvariation 1. Dabei wird stets von einer maximalen Temperatur $T_{max}$ = 2000 °C ausgegangen[1]. Für die Vorwärmtemperatur von 50°C ergibt sich die Abkühlkurve mit dem steilsten Verlauf. Dies führt dazu, dass die Abkühlzeit $t_{8/5(Tp = 50)}$ am kleinsten ist. Trotz unter-

[1] Bei der Struktur der Gleichung $t_A = \frac{1}{4 \cdot \pi \cdot \lambda \cdot \rho \cdot c} \cdot Q^2 \cdot \frac{1}{d^2} \cdot \frac{1}{(T-T_p)^2} \cdot F_2$ .

(6.30) und den unterschiedlichen Wärmeeinbringungen ergeben sich für die Graphen in Abb. 6-13 unterschiedliche Anfangszeiten bei T=2000°C.

schiedlicher die Vorwärmtemperaturen $T_p$ = 100°C und 150°C ergeben sich ungefähr die gleiche Abkühlzeit von 28 s (s. Tabelle 6-2). Allerdings finden hier unterschiedliche Wärmeeinbringungen statt.

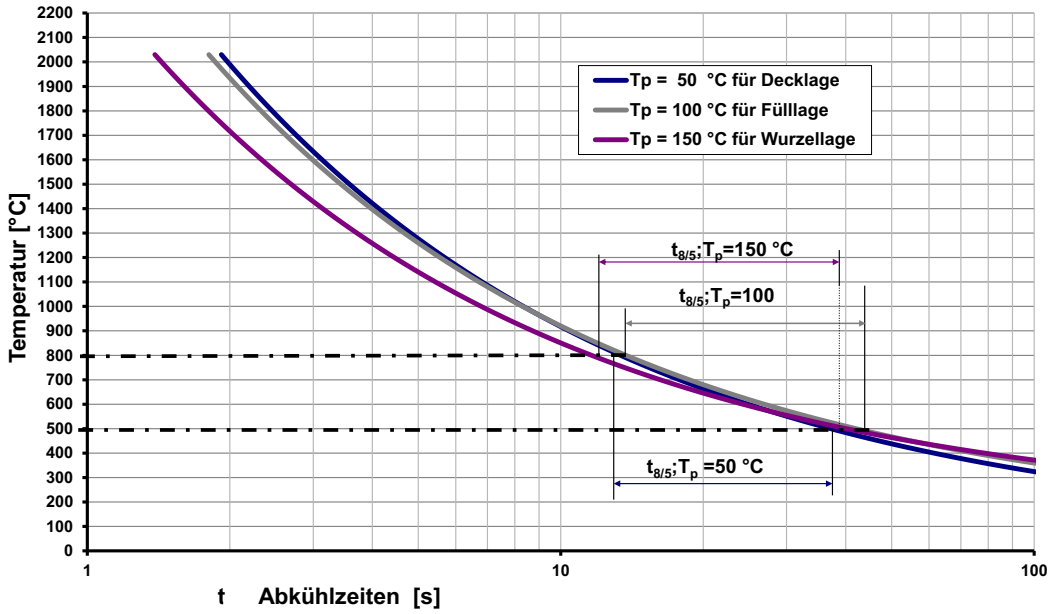



Abb. 6-13: Abkühlkurven bei den abnehmenden Vorwärmtemperaturen mit der zunehmenden Lagenzahl der Prozessvariation 1 bzw. Probe 1 mit der logarithmischen Teilung der Zeitachse.

Tabelle 6-2: Wärmeeinbringungen und Abkühlzeiten bei abnehmenden Vorwärmtemperaturen mit zunehmender Lagenzahl der Prozessvariation 1 bzw. Probe 1.

| Lagen | Wärmeeinbringung Q [J/cm] | Vorwärmtemperaturen $T_p$ [°C] | Abkühlzeiten $t_{8/5}$ [s] |
|---|---|---|---|
| Nr.1, Fülllage | 26273 | 100 | 28 |
| Nr.1, Wurzellage | 22444 | 150 | 28 |

Mit der linearen Teilung der Zeitachse mit Nullpunkt kann man die Erwärmungskurven mit den Abkühlkurven grafisch darstellen(s. Abb. 6-14).

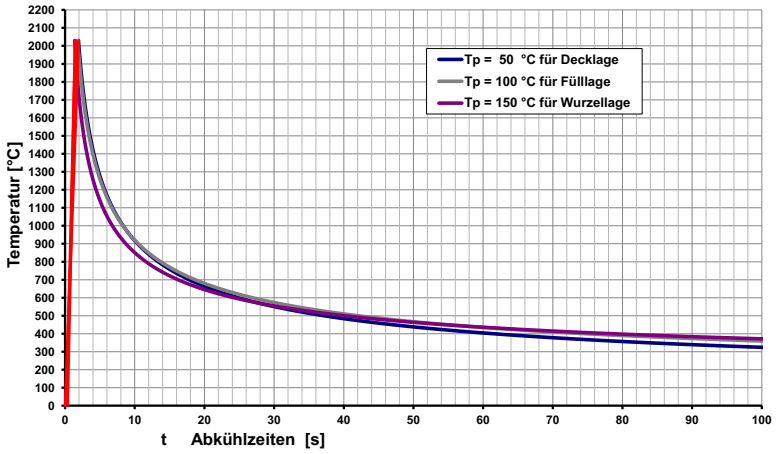



Abb. 6-14: Abkühlkurven bei abnehmenden Vorwärmtemperaturen mit zunehmender Lagenzahl der Prozessvariation 1 bzw. Probe 1 mit der linearen Teilung der Zeitachse.

### 6.2.2 Abkühlkurven bei konstanten Vorwärmtemperaturen von 75 °C mit zunehmender Lagenzahl der Prozessvariation 2

Bei der Probe 2 sind die Vorwärmtemperaturen pro Lage mit 75 °C gleich. Daher kann die Wirkung der Wärmeeinbringung auf die Abkühlzeit beobachtet werden (s. Abb. 6-15).

Die Tabelle 6-3 zeigt dass, mit zunehmender Wärmeeinbringung Q die Abkühlzeiten $t_{8/5}$ zunehmen.

Tabelle 6-3: Wärmeeinbringungen und Abkühlzeiten bei den konstanten Vorwärmtemperaturen von 75 °C mit der zunehmenden Lagenzahl der Prozessvariation 2 bzw. Probe 2.

| Die Lagen | Wärmeeinbringung Q [J/cm] | Vorwärmtemperaturen $T_p$ [°C] | Abkühlzeiten $t_{8/5}$ [s] |
|---|---|---|---|
| Nr.2, Decklage | 27324 | 75 | 26 |
| Nr.2, Fülllage | 25605 | 75 | 23 |
| Nr.2, Wurzellage | 22444 | 75 | 17 |

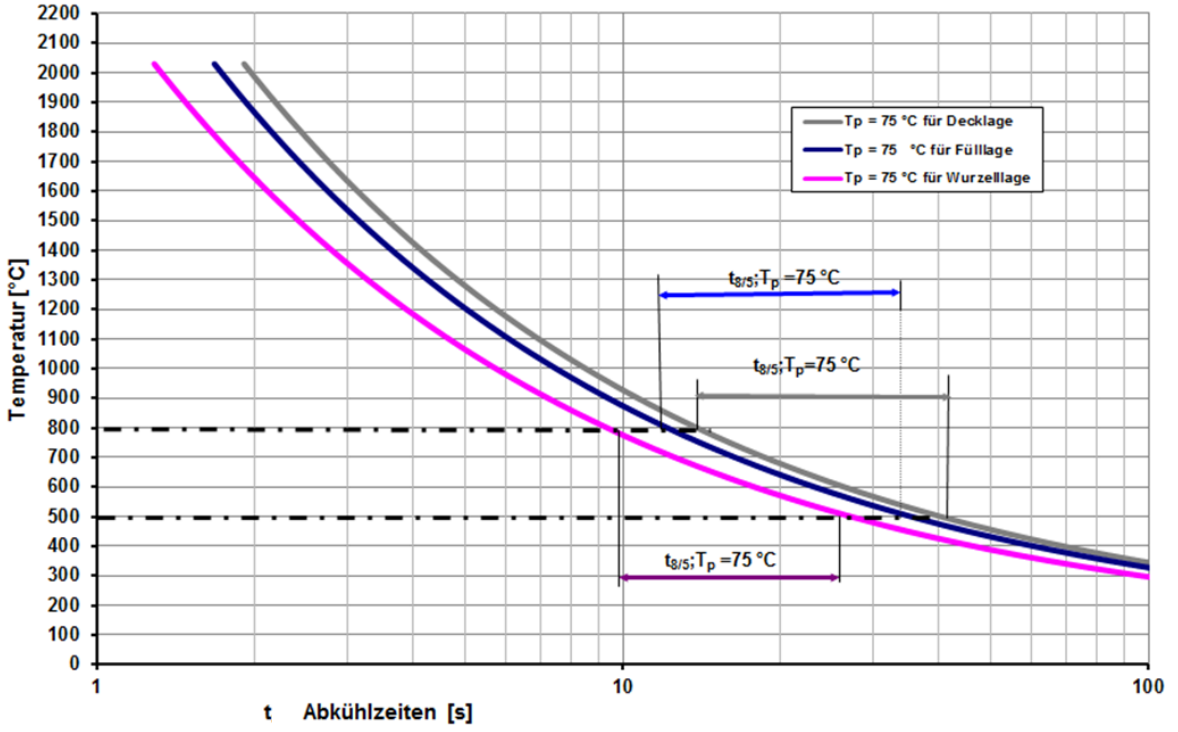



Abb. 6-15: Abkühlkurven bei den konstanten Vorwärmtemperaturen von 75 °C mit der zunehmenden Lagenzahl der Prozessvariation 2 bzw. Probe 2 mit der logarithmischen Teilung der Zeitachse.

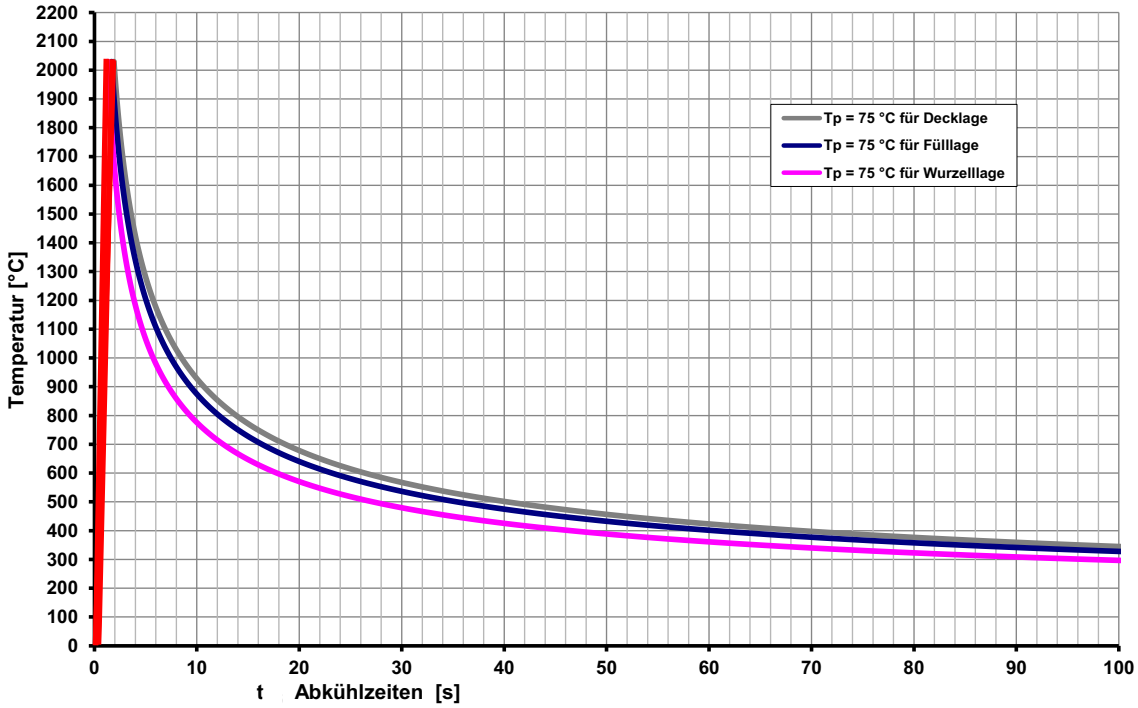



Abb. 6-16: Abkühlkurven bei den konstanten Vorwärmtemperaturen von 75 °C mit der zunehmenden Lagenzahl der Prozessvariation 2 bzw. Probe 2 mit der linearen Teilung der Zeitachse.

### 6.2.3 Abkühlkurven bei konstanten Vorwärmtemperaturen 27 °C mit zunehmender Lagenzahl der Prozessvariation 3

Auch bei der Probe 3 sind die Vorwärmtemperaturen 27 °C pro Lage gleich (s. Abb. 6-17). Es kann die Wirkung der Wärmeeinbringung auf die Abkühlzeit beobachtet werden. Die Tabelle 6-4 zeigt, dass mit zunehmender Wärmeeinbringung Q die Abkühlzeiten $t_{8/5}$ zunehmen. Dem zufolge ist bei der Probe 3 das gleiche Verhalten im Hinblick auf der Abhängigkeit der Abkühlzeit von der Wärmeeinbringung wie bei der Probe 2 zu bemerken. Die kleinste Wärmeeinbringung der Wurzellage von 22444 [J/cm] bei Proben 2 und 3 zeigt, dass die kleine Vorwärmtemperatur 27 im Vergleich mit der größeren Vorwärmtemperatur von 75 °C zu einer geringeren Abkühlzeit führt (s. Tabelle 6-3 und Tabelle 6-4).

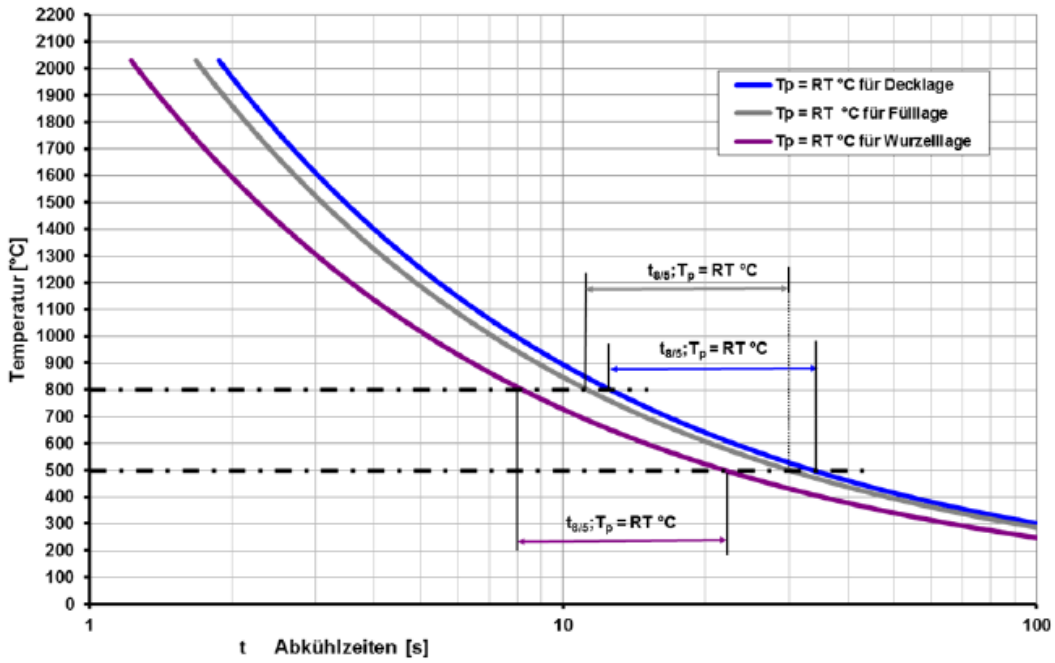



Abb. 6-17: Abkühlkurven bei konstanten Vorwärmtemperaturen 27 °C mit zunehmender Lagenzahl der Prozessvariation 3 bzw. Probe 3 mit der logarithmischen Teilung der Zeitachse.

Tabelle 6-4: Wärmeeinbringungen und Abkühlzeiten bei konstanten Vorwärmtemperaturen 27 °C mit zunehmender Lagenzahl der Prozessvariation 3 bzw. Probe 3.

| Die Lagen | Wärmeeinbringung Q [J/cm] | Vorwärmtemperaturen $T_p$ [°C] | Abkühlzeiten $t_{8/5}$ [s] |
|---|---|---|---|
| Nr.3, Decklage | 27788 | 27 | 21 |
| Nr.3, Fülllage | 26273 | 27 | 18 |
| Nr.3, Wurzellage | 22444 | 27 | 13 |

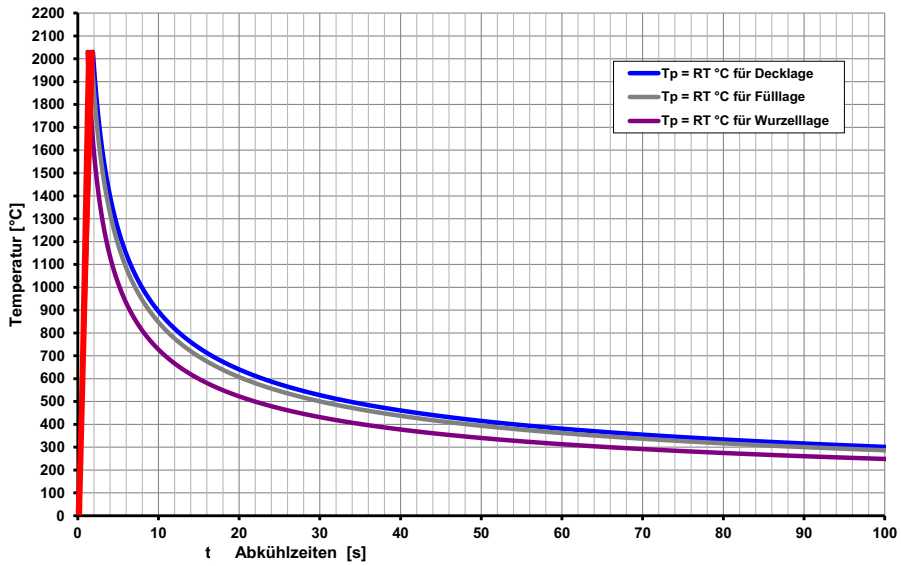



Abb. 6-18: Abkühlkurven bei konstanten Vorwärmtemperaturen 27 °C mit zunehmender Lagenzahl der Prozessvariation 3 bzw. Probe 3. mit der linearen Teilung der Zeitachse.

### 6.2.4 Abkühlkurven bei zunehmenden Lagentemperaturen mit zunehmender Lagenzahl der Prozessvariation 4

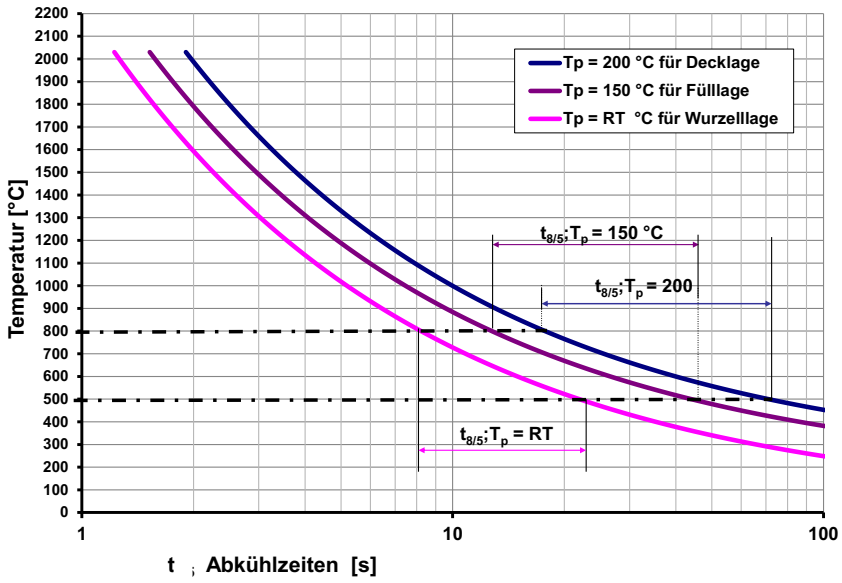



Abb. 6-19: Abkühlkurven bei zunehmenden Lagentemperaturen mit zunehmender Lagenzahl der Prozessvariation 4 bzw. Probe 4 mit der logarithmischen Teilung der Zeitachse.

Bei der Prozessvariation 4 bzw. der Probe 4 wurde zwischen den geschweißten Lagen nicht vorgewärmt, sondern mit den hervorgerufenen zunehmenden Schweißtemperaturen der Lagen weiter geschweißt. Das bedeutet mit zunehmender Lagenzahl eine zunehmende Wärmeeinbringung und eine zunehmenden Vorwärmtemperaturen in den Lagen. In der Folge davon nehmen die Abkühlzeiten $t_{8/5}$ signifikant zu (s. Abb. 6-19 und Tabelle 6-5).

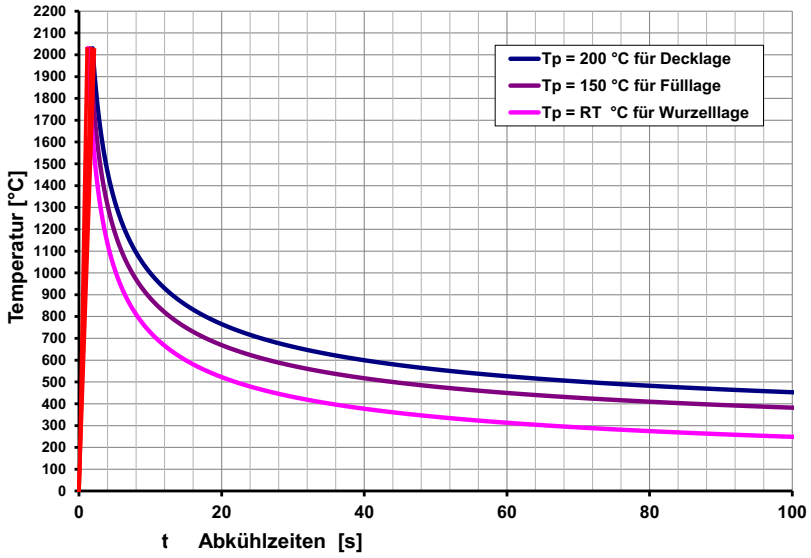



Abb. 6-20: Abkühlkurven bei zunehmenden Lagentemperaturen mit zunehmender Lagenzahl der Prozessvariation 4 bzw. Probe 4 mit der linearen Teilung der Zeitachse.

Tabelle 6-5: Wärmeeinbringungen und Abkühlzeiten bei zunehmenden Lagentemperaturen mit zunehmender Lagenzahl der Prozessvariation 4 bzw. Probe 4.

| Die Lagen | Wärmeeinbringung Q [J/cm] | Vorwärmtemperaturen $T_p$ [°C] | Abkühlzeiten $t_{8/5}$ [s] |
|---|---|---|---|
| Nr.4, Decklage | 25605 | 200 | 53 |
| Nr.4, Fülllage | 23513 | 150 | 31 |
| Nr.4, Wurzellage | 22444 | 27 | 13 |

## 6.3 Abkühlkurven mit konstanter Wärmeeinbringung bei unterschiedlichen Vorwärmtemperaturen der Wurzellagen

Die Werte der Vorwärmtemperaturen bei den Wurzellagen sind auf 150 °C, 75 °C und 27 °C bzw. 27 festgelegt. Durch Einsetzen einer konstanten Wärmeeinbringung von 22444 [J/cm] in die Abkühlzeitgleichung (6.30) werden die Abkühlkurven der Wurzellagen mit der konstanten Wärmeeinbringung bei unterschiedlichen Werten der Vorwärmtemperaturen berechnet und graphisch dargestellt sowie die Abkühlkurven der $t_{8/5}$ bei unterschiedlichen Vorwärmtemperaturen der Wurzellagen bestimmt. Die Abkühlkurven laufen nebeneinander und kreuzen sich nicht infolge der konstanten Werte der Wärmeeinbringung Q (s. Abb. 6-21).

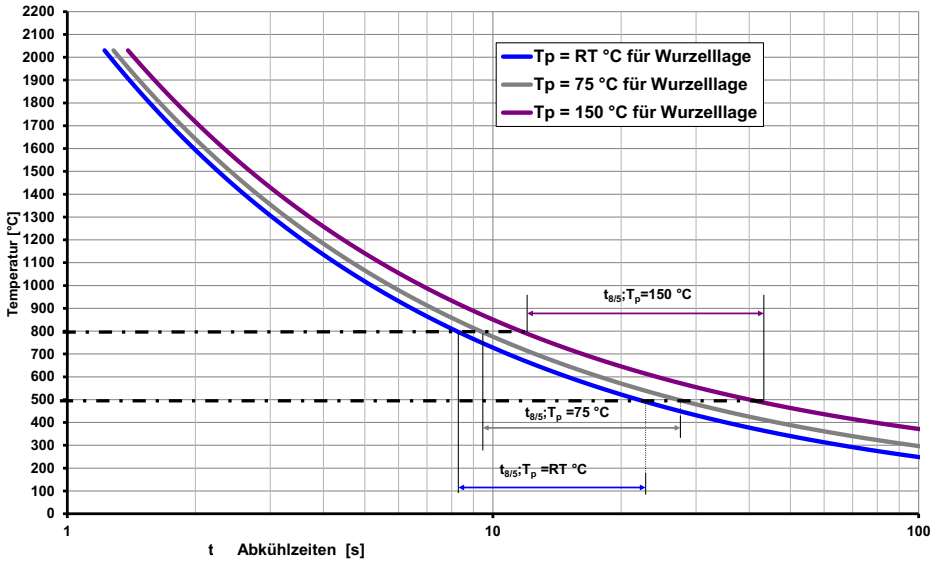



Abb. 6-21: Abkühlkurven mit konstanter Wärmeeinbringung bei unterschiedlichen Vorwärmtemperaturen der Wurzellagen mit der logarithmischen Teilung der Zeitachse.

Die unterschiedlichen Werte der Vorwärmtemperaturen $T_p$ am Anfang der Abkühlung bei $t_{(T=2000\,°C)}$. haben kleinen Einfluss auf die Abkühlzeiten $t_{8/5}$. Allerdings werden die Abkühlzeiten $t_{8/5}$ signifikant beeinflusst von den unterschiedlichen Vorwärmtemperaturen $T_p$.

Die höchste Abkühlzeit $t_{8/5}$ entspricht $T_p$ = 150 °C, die mittlere $t_{8/5}$ entspricht der mittleren $T_p$ = 75 °C und die kleinste $t_{8/5}$ entspricht der niedrigen $T_p$ = 27 (s. Tabelle 6-6).

Tabelle 6-6: Berechnete Abkühlzeiten mit konstanter Wärmeeinbringung bei unterschiedlichen Vorwärmtemperaturen der Wurzellagen.

| Probe | Vorwärmtemperatur $T_p$ [°C] | Abkühlzeit $t_{8/5}$ [s] | konstante Wärmeeinbringung [J/cm] |
|---|---|---|---|
| Nr.1, Wurzellage | 150 | 28 | 22444 |
| Nr.2, Wurzellage | 75 | 17 | 22444 |
| Nr.3, Wurzellage | RT | 13 | 22444 |
| Nr.4, Wurzellage | | | |

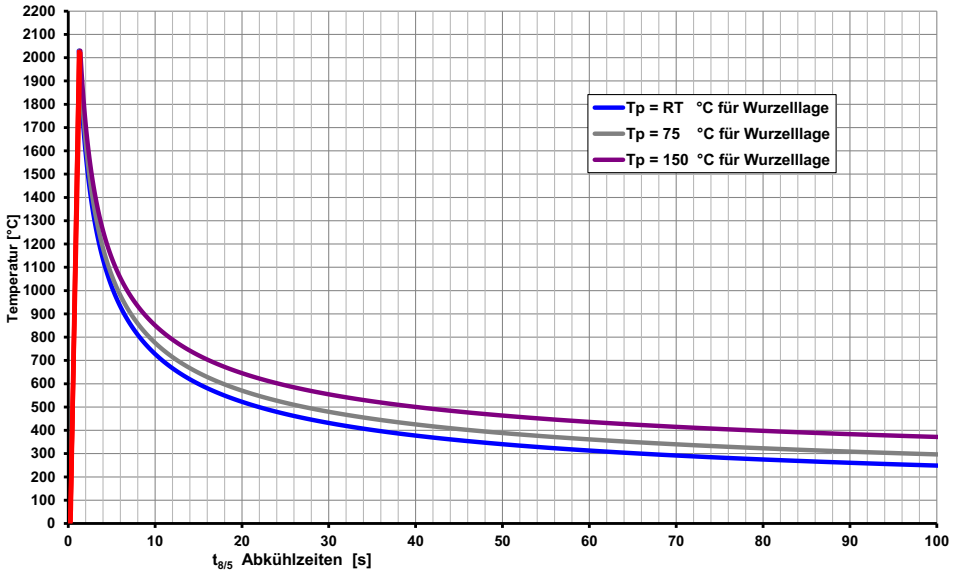



Abb. 6-22: Abkühlkurven mit konstanter Wärmeeinbringung bei unterschiedlichen Vorwärmtemperaturen der Wurzellagen mit der linearen Teilung der Zeitachse.

## 6.4 Abkühlkurven bei unterschiedlichen Vorwärmtemperaturen der Fülllagen

Die Werte der Vorwärmtemperaturen bei den Fülllagen sind auf 150 °C, 100 °C, 75 °C und 27 °C festgelegt. Die Abkühlkurven laufen nicht nebeneinander, sondern sie kreuzen sich wegen der verschiedenen Werte der Wärmeeinbringungen Q. Der Unterschied am Anfang der Abkühlung folgt aus den verschiedenen Werten der Wärmeeinbringungen und den verschiedenen Werten der Vorwärmtemperaturen $T_p$, die keinen signifikanten Einfluss auf den Beginn der $t_{2000}$ Abkühlzeiten haben(s. Abb. 6-23).

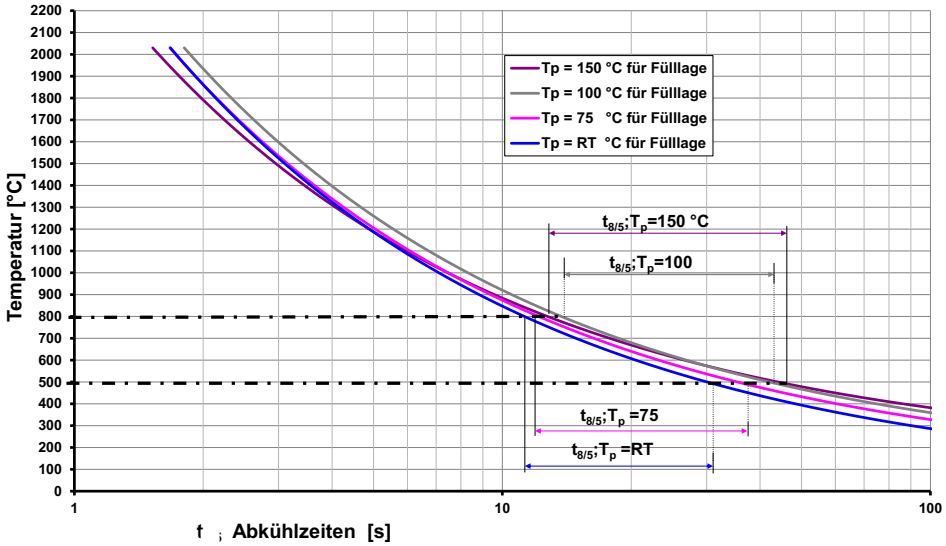



Abb. 6-23: Abkühlkurven mit verschiedenen Wärmeeinbringungen bei unterschiedlichen Vorwärmtemperaturen der Fülllagen mit der logarithmischen Teilung der Zeitachse.

Die Abkühlzeiten $t_{8/5}$ werden signifikant beeinflusst von den zunehmenden Werten der Vorwärmtemperaturen $T_p$ (s. Tabelle 6-7). Trotz der verschiedenen Werte der Wärmeeinbringungen Q bleibt bei den hier gewählten Parameterbereichen die Vorwärmtemperatur $T_p$ der Haupteinflussfaktor auf der Abkühlzeit $t_{8/5}$.

Tabelle 6-7: Berechnete Abkühlzeiten mit verschiedenen Wärmeeinbringungen bei unterschiedlichen Vorwärmtemperaturen der Fülllagen.

| Probe | Vorwärmtemperatur $T_p$ [°C] | Abkühlzeit $t_{8/5}$ [s] | Wärmeeinbringung [J/cm] |
|---|---|---|---|
| Nr.1, Fülllage | 150 | 31 | 26273 |
| Nr.2, Fülllage | 100 | 28 | 25605 |
| Nr.3, Fülllage | 75 | 23 | 26273 |
| Nr.4, Fülllage | 27 | 18 | 23513 |

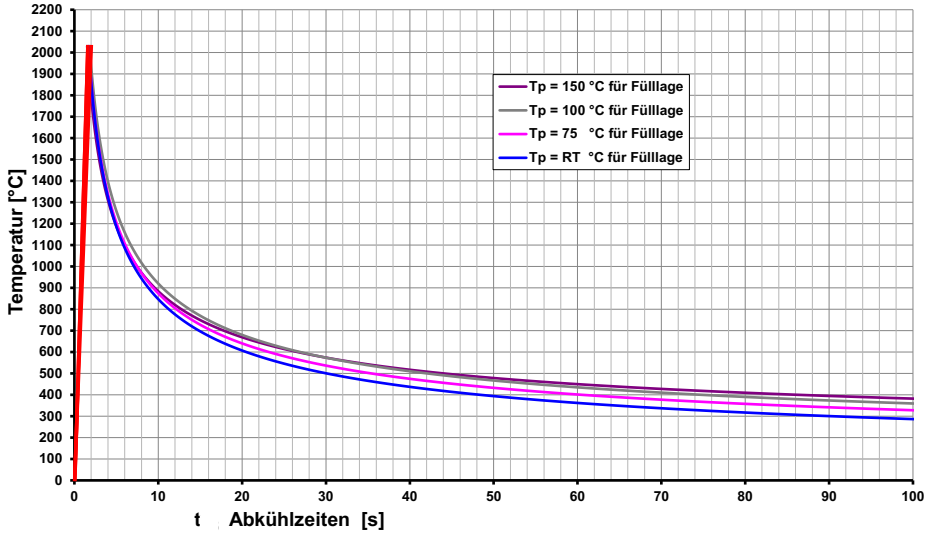



Abb. 6-24: Abkühlkurven mit verschiedenen Wärmeeinbringungen bei unterschiedlichen Vorwärmtemperaturen der Fülllagen mit der linearen Teilung der Zeitachse.

- **Vergleich der Abkühlzeiten $t_{8/5}$ der gleichen Vorwärmtemperaturen von Wurzellagen und Fülllagen**

Die Abkühlzeiten $t_{8/5}$ bei gleichen Vorwärmtemperaturen $T_p$ von den Wurzellagen und den Fülllagen sind bei den Fülllagen größer als bei den Wurzellagen. Das ist eine Folge der Vergrößerung der Wärmeeinbringung: Je größer Q ist, desto größer wird $t_{8/5}$ (s. Tabelle 6-8).

Tabelle 6-8: Vergleich der $t_{8/5}$ Abkühlzeiten zwischen Wurzellagen und Fülllagen bei gleichen Vorwärmtemperaturen $T_p$.

| $T_p$ [°C] | Fülllage | Wurzellage |
|---|---|---|
| 150 | $t_{8/5}$ = 31 [s]<br>Q = 23513 [J/cm] | $t_{8/5}$ = 28 [s]<br>Q = 22444 [J/cm] |
| 100 | $t_{8/5}$ = 28 [s]<br>Q = 26273 [J/cm] | Es gibt keine Wurzellage<br>Mit 100 [°C] vorgewärmt |
| 75 | $t_{8/5}$ = 23 [s]<br>Q = 25605 [J/cm] | $t_{8/5}$ = 17 [s]<br>Q = 22444 [J/cm] |
| 27 | $t_{8/5}$ = 18 [s]<br>Q = 26273 [J/cm] | $t_{8/5}$ = 13 [s]<br>Q = 22444 [J/cm] |

## 6.5 Abkühlkurven bei unterschiedlichen Vorwärmtemperaturen der Decklagen

Die Werte der Vorwärmtemperaturen sind bei den Decklagen auf 200 °C, 75 °C, 50 °C und 27 °C bzw. 27 festgelegt (s. Abb. 6-25).

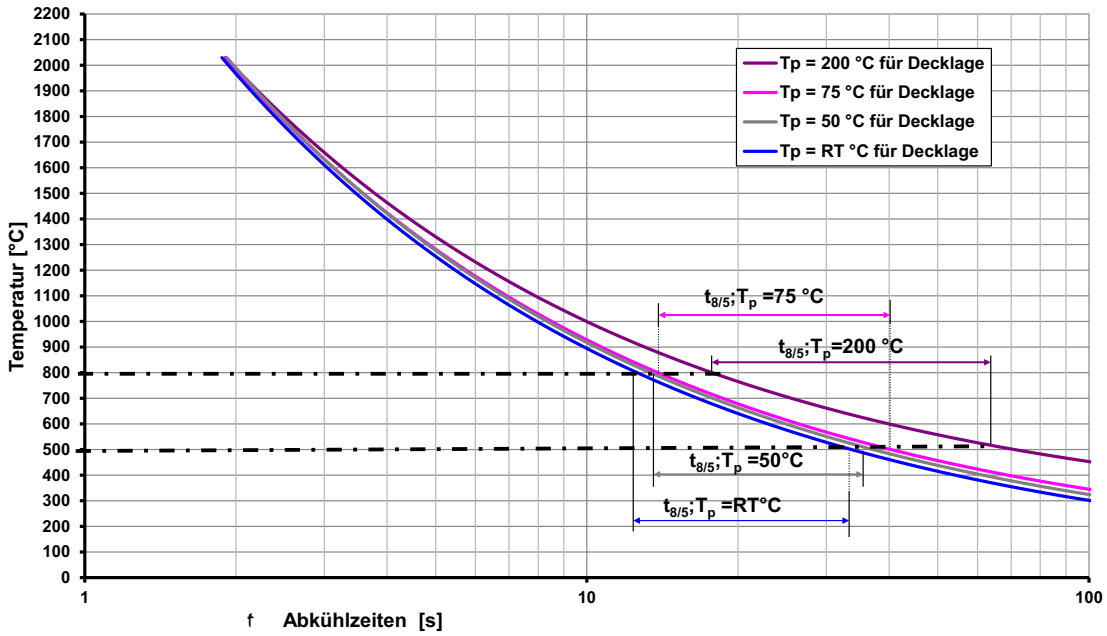



Abb. 6-25: Abkühlkurven mit verschiedenen Wärmeeinbringungen bei unterschiedlichen Vorwärmtemperaturen der Decklagen mit der logarithmischen Teilung der Zeitachse.

Die Abkühlzeiten $t_{8/5}$ bei $T_p$ = 27 °C, bei 50 °C und bei 75 °C unterscheiden sich vergleichsweise wenig im Vergleich mit Abkühlzeit bei $T_p$ = 200 °C von $t_{8/5}$ = 53 s (s. Tabelle 6-9).

Tabelle 6-9: Berechnete Abkühlzeiten mit verschiedenen Wärmeeinbringungen bei unterschiedlichen Vorwärmtemperaturen der Decklagen.

| Probe | Vorwärmtemperaturen $T_p$ [°C] | Abkühlzeiten $t_{8/5}$ [s] | Wärmeeinbringung [J/cm] |
|---|---|---|---|
| Nr.1, Decklage | 200 | 53 | 25605 |
| Nr.2, Decklage | 75 | 26 | 27324 |
| Nr.3, Decklage | 50 | 24 | 27788 |
| Nr.4, Decklage | 27 | 21 | 27788 |

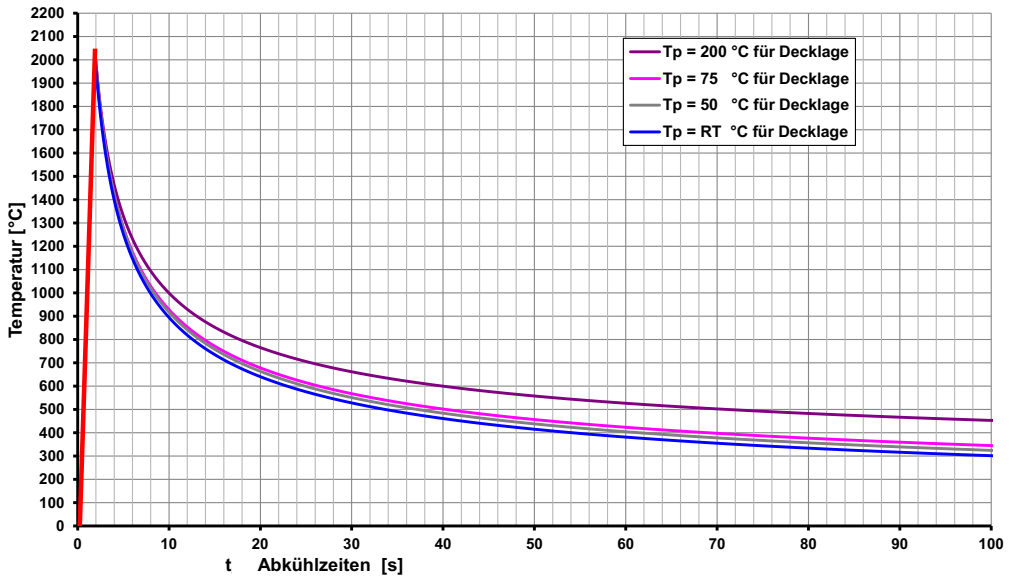



Abb. 6-26: Abkühlkurven mit verschiedenen Wärmeeinbringungen bei unterschiedlichen Vorwärmtemperaturen der Decklagen mit der linearen Teilung der Zeitachse.

- **Vergleich der Abkühlzeiten $t_{8/5}$ der gleichen Vorwärmtemperaturen von den Fülllagen und den Decklagen**

Die Abkühlzeiten $t_{8/5}$ bei gleichen Vorwärmtemperaturen $T_p$ sind bei den Decklagen größer als bei den Fülllagen. Das ist eine Folge der Vergrößerung der Wärmeeinbringung: Je größer Q ist, desto größer wird $t_{8/5}$ (s. Tabelle 6-10).

Tabelle 6-10: Vergleich der $t_{8/5}$ Abkühlzeiten zwischen Fülllagen und Decklagen bei gleichen Vorwärmtemperaturen $T_p$.

| $T_p$ [°C] | Fülllage | Decklage |
|---|---|---|
| 200 | Es gibt keine mit 200 [°C] vorgewärmt Fülllage | $t_{8/5}$ = 53 [s] Q = 25605 [J/cm] |
| 75 | $t_{8/5}$ = 23 [s] Q = 25605 [J/cm] | $t_{8/5}$ = 26 [s] Q = 27324 [J/cm] |
| 50 | Es gibt keine mit 50 [°C] vorgewärmt Fülllage | $t_{8/5}$ = 24 [s] Q = 27788 [J/cm] |
| 27 | $t_{8/5}$ = 18 [s] Q = 26273 [J/cm] | $t_{8/5}$ = 21 [s] Q = 27788 [J/cm] |

## 6.6 Vergleich und Diskussion der Wärmeeinbringungen Q bei den Prozessvariationen

Die Abb. 6-27 zeigt, dass mit zunehmender Lagenzahl der Prozessvariationen die Wärmeeinbringungen zunehmen. Die Schweißparameter sind ausschließlich bei der Schweißung der Wurzellage konstant geblieben. Die nachfolgenden Lagen werden zur Erzielung größerer Abschmelzleistung und Nahtbreite mit mehr Leistung geschweißt. Dies erfordert bei der hier vorliegenden Konstantspannungscharakteristik der so genannten “innerer Regelung“ einen zunehmenden Strom I (bei abnehmender Lichtbogenlänge). Die Spannung U ändert sich dabei nur geringfügig. Diese Änderungen führen zu zunehmenden Wärmeeinbringungen, bei verschiedener Vorwärmtemperaturen der Prozessvariationen.

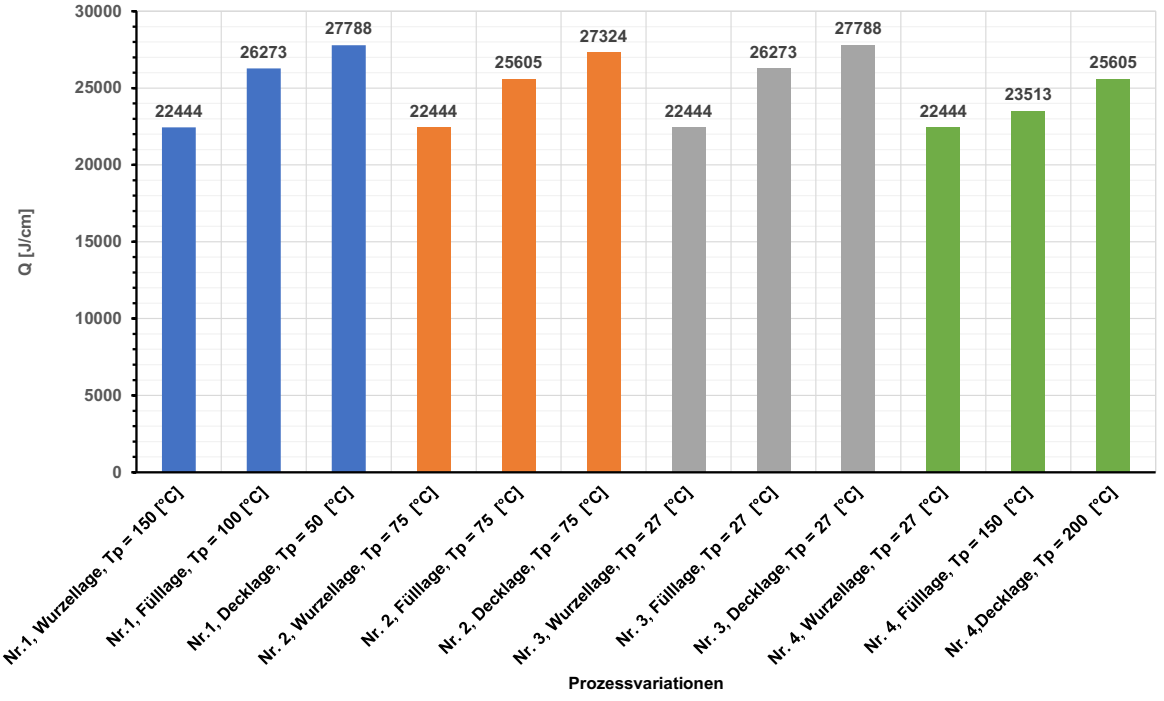



Abb. 6-27: Darstellung der Wärmeeinbringungen Q bei den Prozessvariationen.

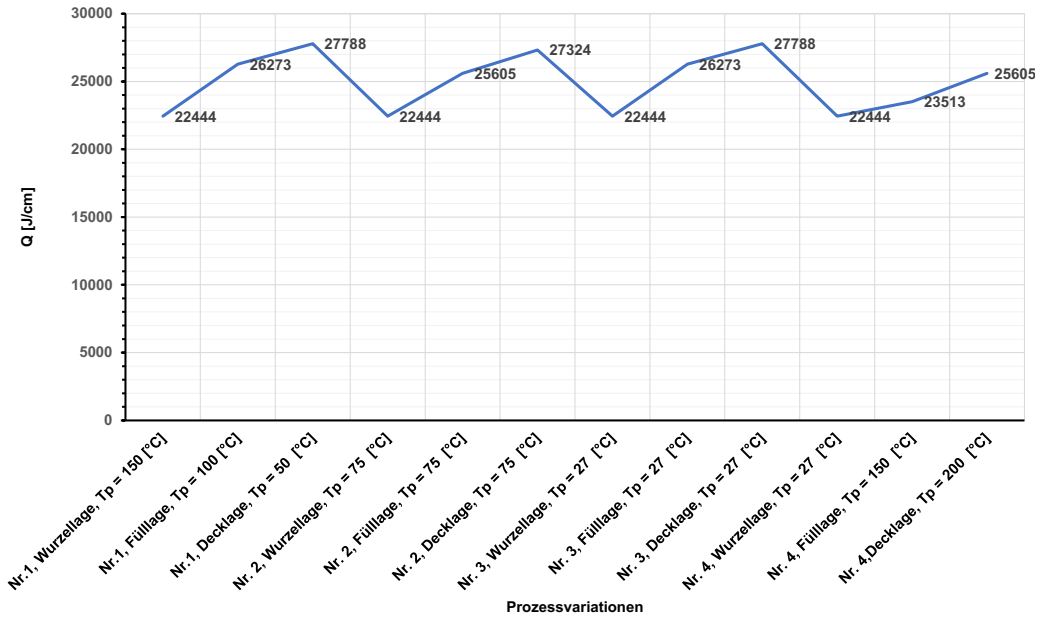



Abb. 6-28: Linien-Darstellung der Wärmeeinbringungen Q bei den Prozessvariationen.

Abb. 6-28 zeigt deutlicher im Vergleich mit der Säulendarstellung in der Abb. 6-27, dass die Wärmeeinbringungslinie bei der Prozessvariation 4 flacher ist, obwohl sich die Vorwärmtemperaturen mit zunehmender Lagenzahl erhöhen. Aber gleichzeitig nimmt die Abkühlzeit unerwünscht bei dieser Prozessvariation zu.

## 6.7 Vergleich und Diskussion der Abkühlzeiten $t_{8/5}$ bei den Prozessvariationen

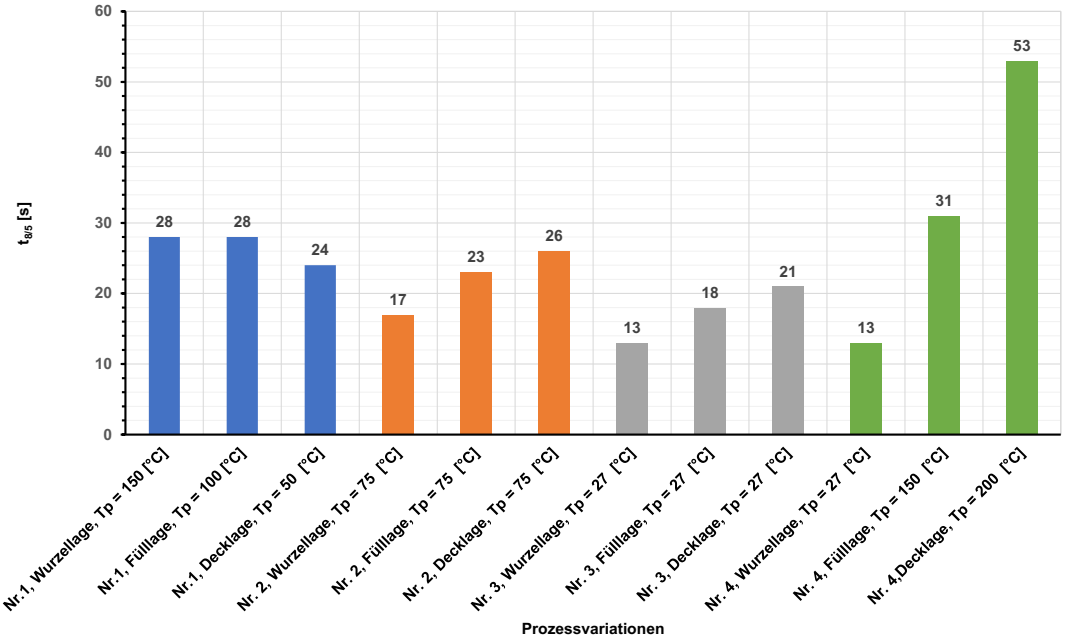



Abb. 6-29: Darstellung und Vergleich der Abkühlzeiten $t_{8/5}$ bei den Prozessvariationen.

Die Abb. 6-29 zeigt, dass die Differenz der Abkühlzeiten bei der Prozessvariation 1 zwischen der Wurzellage und der Fülllage im Vergleich mit den anderen Prozessvariationen, infolge der abnehmenden Vorwärmtemperaturen von der Wurzellage hin zur Fülllage trotz zunehmender Wärmeeinbringung kleiner geworden ist.

Somit ist die angestrebte Reduzierung der Abkühlzeiten $t_{8/5}$ durch abnehmende Vorwärmtemperaturen beginnend von der Wurzellage bis zur Füll- und Decklage erreicht (s. Abb. 6-29).

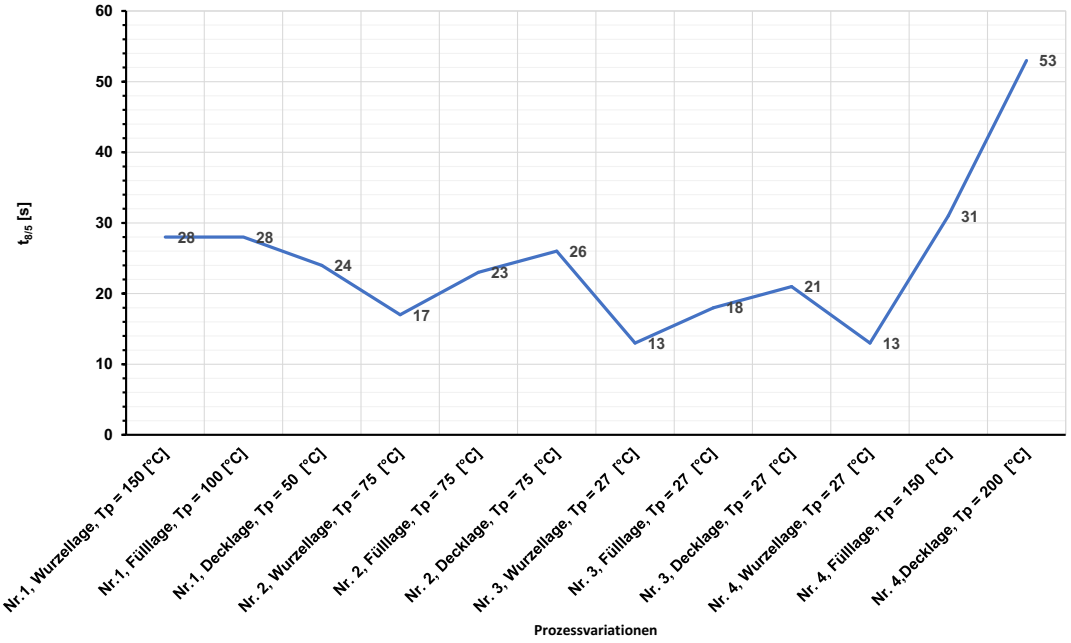



Abb. 6-30: Linien-Darstellung der Abkühlzeiten $t_{8/5}$ bei den Prozessvariationen.

In der Abb. 6-30 zeigt sich deutlich, dass das Verhalten der Abkühlzeiten $t_{8/5}$ bei abnehmenden Vorwärmtemperaturen mit den zunehmenden Lagenzahlen bei der Prozessvariation 1 im Vergleich mit den anderen Prozessvariationen umgekehrt ist. Bei der Prozessvariation 2 haben die Abkühlzeiten $t_{8/5}$ von der Wurzellage zur Füll- und Decklage hin zugenommen, obwohl die Probe mit einer konstanten Zwischenlagentemperatur von 75 °C vorgewärmt wurde. Ihr Anstieg ist ähnlich wie bei der Prozessvariation 3, die bei Einhalten der Zwischenlagentemperaturen von 27 °C geschweißt wurde.

Die steigenden Temperaturen bei der Prozessvariation 4 beweisen, dass das Schweißen der Lagen nacheinander ohne Vorwärmen und Einhalten der Zwischenlagentemperaturen zu einer längeren Abkühlzeit $t_{8/5}$ bei der Decklage führt.

Damit werden die Abkühlgeschwindigkeiten mit zunehmender Lagenzahl kleiner, sodass die Gefügehärte ab- und die Korngröße zunehmen sollten. Die Analysen im folgenden Kapitel werden zeigen in weit diese Annahme zutreffend ist.

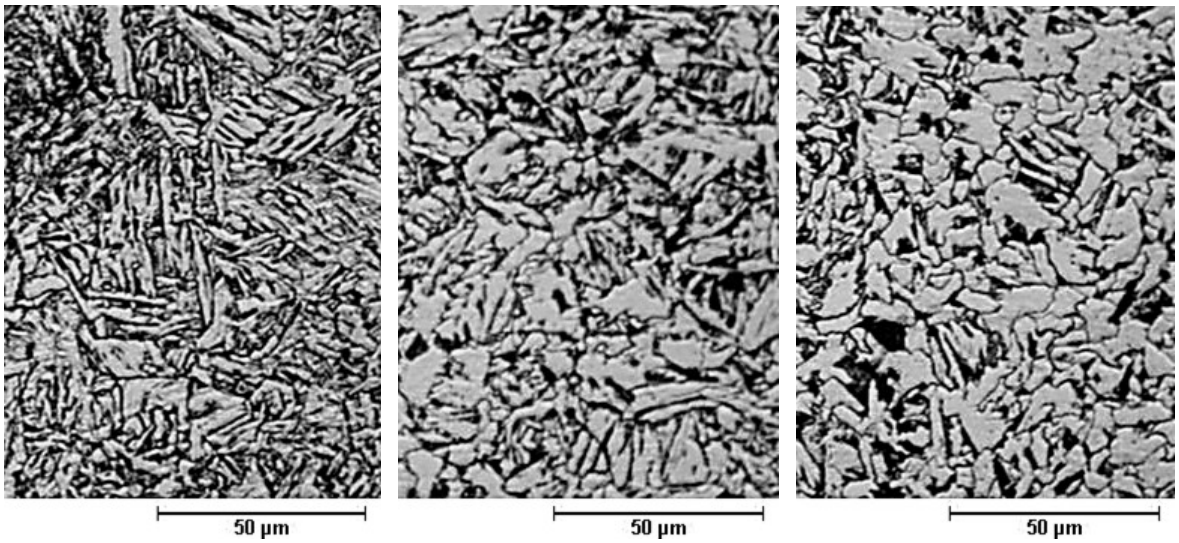
# 7 Experimentelle Ergebnisse

Mit den in Kapitel 5 festgelegten Vorwärmtemperaturen $T_p$ und den berechneten Wärmeeinbringungen Q wurden die Proben geschweißt sowie die Berechnung der Grenzblechdicke durchgeführt. Nach Ermittlung der Grenzblechdicken (s. (2.20), S. 44) und dem Vergleich mit der vorliegenden Blechdicke der Proben (2 cm) sind die Wärmeleitungsbedingungen zweidimensional. Anschließend wurden die Abkühlzeiten $t_{8/5}$ der Lagen der (s. (2.2), S. 24) Proben berechnet. Anhand des Vergleiches der berechneten Abkühlzeiten $t_{8/5}$ der Lagen der Proben mit dem geeigneten Schweiß-ZTU-Schaubild des Stahls (Vgl. "Großer Atlas Schweiß-ZTU-Schaubilder"), wird geprüft, ob geeignete Q - und $T_p$ Werte vorliegen. Ziel dabei ist es, die Übereinstimmungen bzw. Abweichungen der aus dem Schweiß-ZTU-Schaubild prognostizierten Gefügeausbildung sowie der Härte mit den entsprechenden Ergebnissen aus den Schweißversuchen zu untersuchen.

## 7.1 Vorwärmtemperatur als Funktion der Lagenzahl gemäß Prozessvariation 1

### 7.1.1 Gefügeausbildung Probe 1: Vergleich Experiment und Prognose nach Schweiß-ZTU-Schaubild

Für die verschiedenen Abkühlzeiten bzw. die unterschiedliche Lagen der Probe 1 sind die Gefügeausbildungen von der WEZ wie in Abb. 7-1 dargestellt.




| Decklage | Fülllage | Wurzellage |
|---|---|---|
| $T_p$ = 50 °C | $T_p$ = 100 °C | $T_p$ = 150 °C |
| $t_{8/5}$ = 24 [s] | $t_{8/5}$ = 28 [s] | $t_{8/5}$ = 28 [s] |

Abb. 7-1: Vergleich der Gefüge von der WEZ in den unterschiedlichen Lagen der Probe 1 in 500-facher Vergrößerung.

Das Mehrlagenschweißen bei je Lage abnehmenden Vorwärmtemperaturen und zugleich zunehmender Lagenzahl der Probe 1 verringert den Unterschied der Abkühlzeiten der Lagen, so dass die Abkühlzeiten fast gleich sind. Weil die letzte annähernd mit der Abkühlzeit von 27 s des Schweiß-ZTU-Schaubilds R25 (s. Abb. 7-2 (rechts)) übereinstimmen, kann ein Vergleich der Gefügeausbildungen in den Lagen der Probe 1 (s. Abb. 7-1) mit der Gefügeausbildung für eine Abkühlzeit von 27 s, aus dem Schweiß-ZTU-Schaubild R25 (s. Abb. 4-5) vorgenommen werden. Insbesondere ist eine gute Übereinstimmung der Gefügeausbildung der Decklage mit der aus dem Schweiß-ZTU-Schaubild R25 zu erkennen(s. Abb. 7-2 (links)).

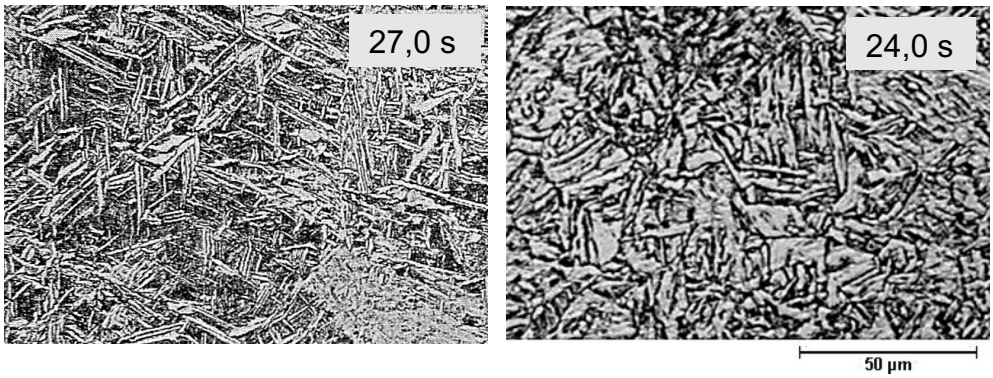



Abb. 7-2: Vergleich der prognostizierten Gefügeausbildung in der WEZ nach Schweiß-ZTU-Schaubild R25 für die Abkühlzeit $t_{850/500}$ = 27 s (links) (Auszug von Abb. 4-5) und der Gefügeausbildung von der WEZ in den Decklagen der Probe 1 (rechts), in 500-facher Vergrößerung.

Das Gefüge der WEZ in der Decklage (Abb. 7-2 rechts) ist überwiegend nadelig. Aber die Nadelschärfe ist im Vergleich mit der Gefügeausbildung in der WEZ nach dem Schweiß-ZTU-Schaubild R25 für die Abkühlzeit $t_{850/500}$ = 27 s (Abb. 7-2 links) wegen des Vorwärmunterschieds von 50 °C geringer. Die Gefüge der WEZ der Wurzellage und die Fülllage wurden von den nachfolgenden Schweißungen umkristallisiert. Somit zeigt sich, dass ihre Gefügeausbildung nicht vergleichbar mit der Gefügeausbildung aus dem Schweiß-ZTU-Schaubild R25 für die Abkühlzeit von 27 s ist.

### 7.1.2 Härtewerte Probe 1: Vergleich Experiment und Prognose nach Schweiß-ZTU-Schaubild

Die für eine Abkühlzeit von 24 s entsprechend $t_{850/500}$ = 26,4 s aus dem ZTU-Schaubild R25 (s. Abb. 4-4) ermittelte Härte beträgt 252 HV30 (s. Abb. 7-3). Demgegenüber ist die Härte der Decklage der Probe 1 mit 201 HV30 im Vergleich mit der

prognostizierten Härte aus dem Schweiß-ZTU-Schaubild R25 um ca. 50 HV30 geringer (s. Abb. 7-3).

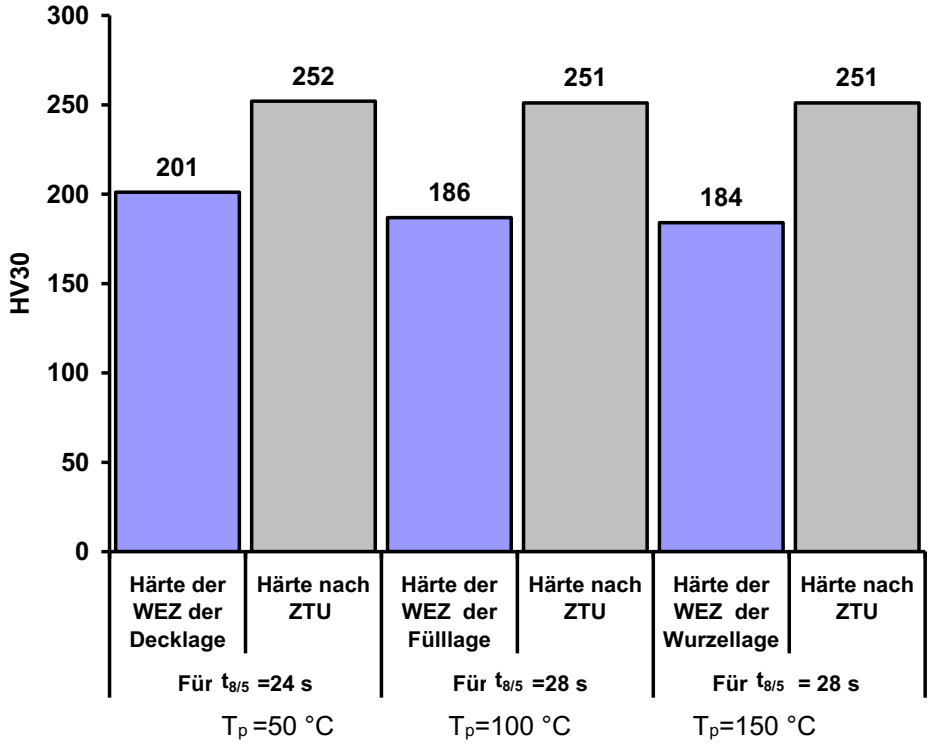


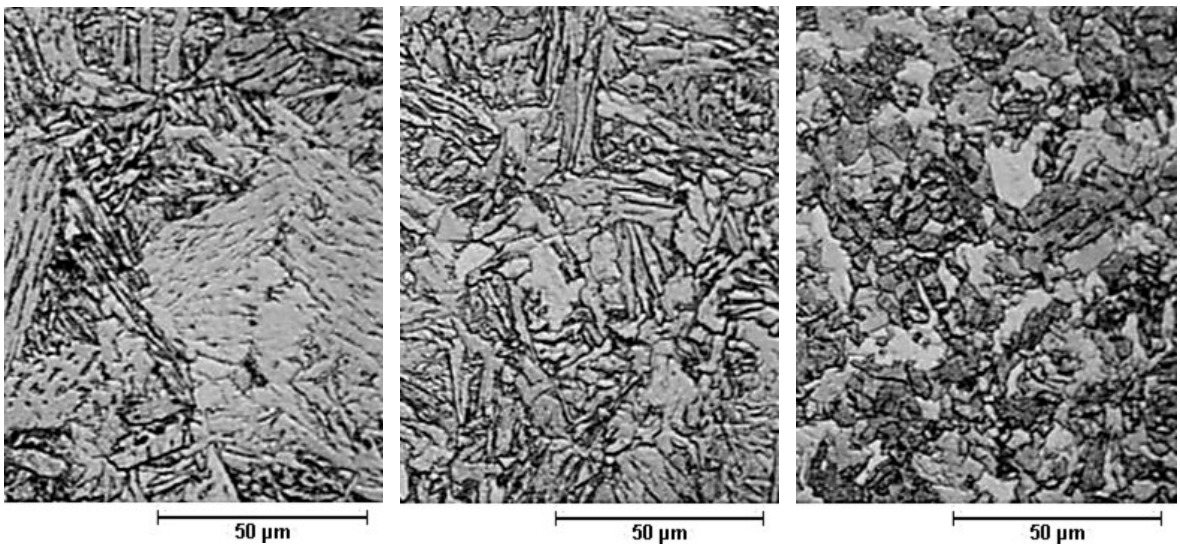

Abb. 7-3: Vergleich der Lagenhärte der WEZ der Probe 1 zu der prognostizierten Härte aus dem Schweiß-ZTU-Schaubild R25 für die Abkühlzeit von 24 s und 28 s.

Die durch die Vorwärmtemperatur von 50°C bedingte Abkühlzeit reduziert die Härte der Decklage um etwa 50 HV30. Bei den Füll- und Wurzellage sind die Reduktionen der Härte noch größer (ca. 65 HV30), was auf die Rekristallisation bei den Folgeschweißungen zurückgeführt werden kann. Das bedeutet, dass die Härteangaben aus dem ZTU-Schaubild bei den Mehrlagenschweißungen mit abnehmenden Vorwärmtemperaturen (Probe 1) ausschließlich für die Decklage teilweise Gültigkeit haben. Der Abb. 4-4, S. 75 ist zu entnehmen, dass die letzte geringste Härte 215 HV30 mit einer Abkühlzeit von ca. 170 s ist. Also würde die gemessene Härte 201 HV30 einer noch größeren Abkühlzeit von ca. 200 s entsprechen. Die Abkühlzeiten sind nicht mehr aussagekräftig, weil die Schweiß–ZTU-Schaubilder in erster Linie für einlagige Schweißung ermittelt wurden. Es ist deshalb nicht verwunderlich, dass zu den experimentellen Ergebnissen erhebliche Unterschiede bestehen.

## 7.2 Vorwärmtemperatur als Funktion der Lagenzahl gemäß Prozessvariation 2

### 7.2.1 Gefügeausbildung Probe 2: Vergleich Experiment und Prognose nach Schweiß-ZTU-Schaubild

Bei der Probe 2 wird das Mehrlagenschweißen bei der jeweils gleichen Vorwärmtemperatur $T_p$ = 75 °C durchgeführt. Mit zunehmender Lagenzahl der Probe 2 nehmen die Abkühlzeiten zu (s. Abb. 7-4). Für die verschiedenen Abkühlzeiten bzw. die unterschiedliche Lagen der Probe 2 sind die Gefügeausbildungen der WEZ in Abb. 7-4 dargestellt.




| Decklage | Fülllage | Wurzellage |
|---|---|---|
| $T_p$ = 75 °C | $T_p$ = 75 °C | $T_p$ = 75 °C |
| $t_{8/5}$ = 26 [s] | $t_{8/5}$ = 23 [s] | $t_{8/5}$ = 17 [s] |

Abb. 7-4: Vergleich der Gefüge von der WEZ in den unterschiedlichen Lagen der Probe 2, in 500-facher Vergrößerung.

Für die Wurzellagen weicht die Abkühlzeit $t_{8/5}$ um ca. 8 s von der des Schweiß-ZTU-Schaubildes R25 (Abkühlzeit $t_{850/500}$ = 27 s) ab. Aber die Abkühlzeiten der Probe 2 sind insbesondere bei der Decklage vergleichbar mit der Abkühlzeit $t_{850/500}$ = 27 s des Schweiß-ZTU-Schaubildes R25 (s. Abb. 4-5). Daher können die Gefügeausbildungen mit der Gefügeausbildung aus dem Schweiß-ZTU-Schaubild R25 für die Abkühlzeit $t_{850/500}$ = 27 s (s. Abb. 4-5) verglichen werden. Das Gefüge in der WEZ der Decklagen der Probe 2 (Abb. 7-5 oben-rechts) für $t_{8/5}$= 26 s und $T_p$ = 75 C ist überwiegend nadelig. Allerdings ist, wegen des Vorwärmens auf 75 °C, die Nadelschärfe im Vergleich mit der Gefügeausbildung in der WEZ nach Schweiß-ZTU-Schaubild R25 für die Abkühlzeit $t_{850/500}$ = 27 s (Abb. 7-5 oben-links) geringer. Die

Gefüge der WEZ der Wurzellage und Fülllage wurden von der nachfolgenden Decklagen-schweißung umkristallisiert. Daher ist das Gefüge der Fülllage unscharf nadelig (s. Abb. 7-5 unten-links). Weil bei der Wurzellage die Nachglühwirkung signifikanter ist, tritt umkristallisiertes körniges Gefüge auf (unten-rechts). Damit unterscheidet sich die Gefügeausbildung der Wurzellage deutlich von der Gefügeausbildung aus dem Schweiß-ZTU-Schaubild R25 für die Abkühlzeit $t_{850/500}$ = 27 s.

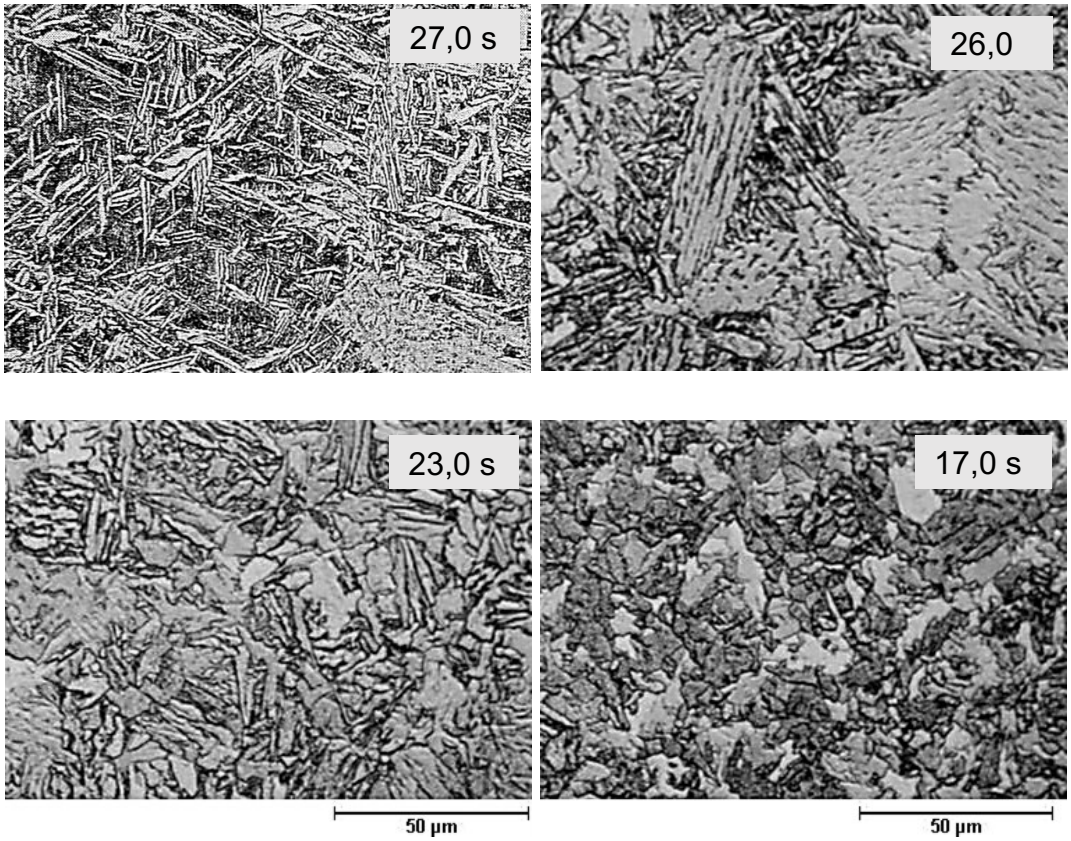



Abb. 7-5: Vergleich der Gefügeausbildungen in der WEZ nach Schweiß-ZTU-Schaubild R25 für die Abkühlzeit von $t_{850/500}$ = 27 s (oben-links), und der Gefüge von der WEZ in der Decklage der Probe 2 (oben-rechts), und der Gefüge von der WEZ in der Fülllage der Probe 2 (unten-links), und der Gefüge von der WEZ in der Wurzellage der Probe 2 (unten-rechts), in 500-facher Vergrößerung.

Daraus kann geschlussfolgert werden: Das Gefüge-Bild aus SZTU ist nicht für die Prognose des Gefüges bei Mehrlagenschweißen geeignet, da eine Umkristallisation in Fülllage und Wurzellage auftritt.

### 7.2.2 Härtewerte Probe 2: Vergleich Experiment und Prognose nach Schweiß-ZTU-Schaubild

Für die Abkühlzeit von 26 s aus dem Schweiß-ZTU-Schaubild R25 (s. Abb. 4-4) ist die prognostizierte Härte ca. 251 HV30 (s. Abb. 7-6). Die Härte der Decklage der Probe 2 für $t_{8/5}$ von 26 s und $T_p$ = 75 °C ist ca. 203 HV30 (s. Abb. 7-6). Die Härte der Decklage der Probe 2 für eine Abkühlzeit $t_{8/5}$ von 26 s und $T_p$ = 75 °C ist somit etwa 50 HV30 geringer als die prognostizierte Härte aus dem Schweiß-ZTU-Schaubild R25 für eine Abkühlzeit von 26 s. Die durch die Vorwärmtemperatur von 75 °C bei der Decklage bedingte Abkühlzeit wirkt sich in einer reduzierten Härte aus. In Abb. 4-4, S. 75 zeigt sich, dass die letzte geringste Härte von 215 HV30 mit einer Abkühlzeit von ca. 170 s ist. Also würde die gemessene Härte 203 HV30 einer noch größeren Abkühlzeit von ca. 200 s entsprechen.

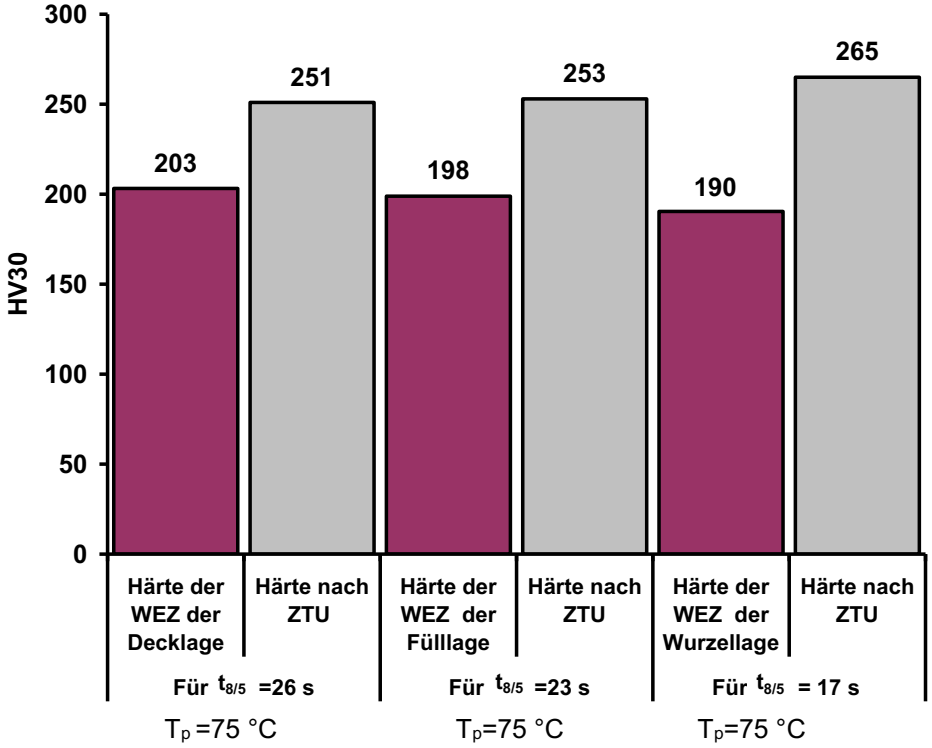


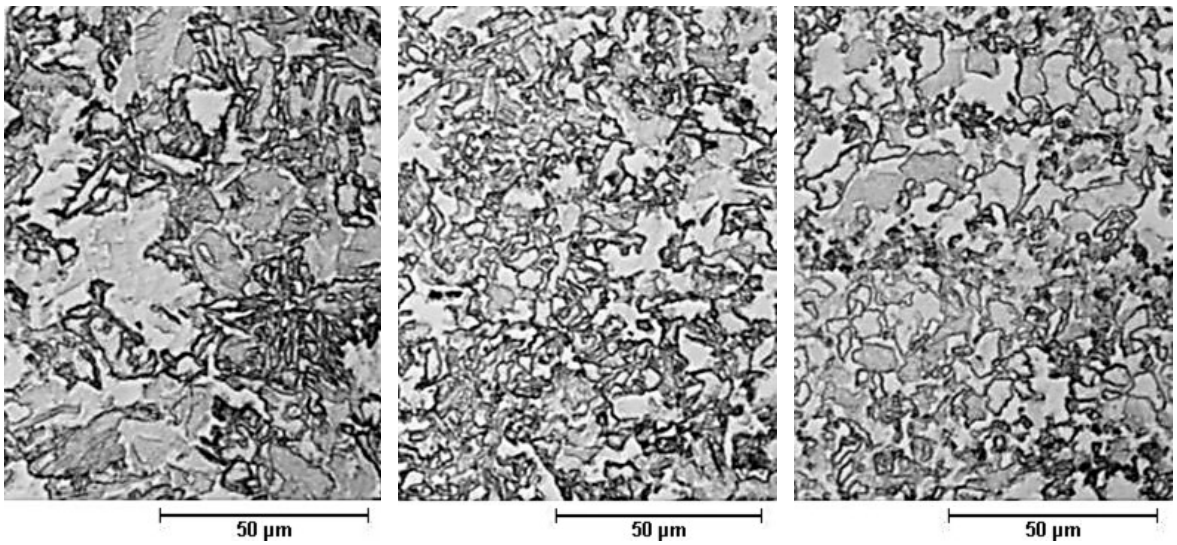

Abb. 7-6: Vergleich der Lagenhärte von der WEZ der Probe 2 zur prognostizierten Gefügeausbildung aus dem Schweiß-ZTU-Schaubild R25 für die Abkühlzeiten von 26 s, 23 s und 17 s.

Die gemessenen Härtewerte weichen von den mit SZTU-Schaubild prognostizierten Härtewerten deutlich ab. Auch hier werden die nachfolgenden Schweißungen als Ursache für die Abweichungen vermutet. Der Effekt weiterer Wärmeeinbringung beim Mehrlagenschweißen ist im Schaubild nicht enthalten. Die Schweiß–ZTU-Schaubilder wurden in erster Linie für einlagige Schweißung ermittelt.

## 7.3 Vorwärmtemperatur als Funktion der Lagenzahl gemäß Prozessvariation 3

### 7.3.1 Gefügeausbildung Probe 3: Vergleich Experiment und Prognose nach Schweiß-ZTU-Schaubild

Für die verschiedenen Abkühlzeiten bzw. die unterschiedlichen Lagen der Probe 3 sind die Gefügeausbildungen von der WEZ in Abb. 7-7 dargestellt. In der Decklage der Probe 3 für $t_{8/5}$ 21 s und $T_p$ = 27 °C (s. Abb. 7-7) liegt ein schlecht geformtes Gefüge vor, d.h. die Korngrenze und Korngröße sind nicht klar und deutlich erkennbar. Das Gefüge ist nicht vergleichbar mit der Gefügeausbildung aus dem Schweiß-ZTU-Schaubild R25 für die in Abb. 4-5 dargestellten Abkühlzeiten.




| Decklage | Fülllage | Wurzellage |
|---|---|---|
| $T_p$ = 27 °C | $T_p$ = 27 °C | $T_p$ = 27 °C |
| $t_{8/5}$ = 21 [s] | $t_{8/5}$ = 18 [s] | $t_{8/5}$ = 13 [s] |

Abb. 7-7: Vergleich der Gefüge der WEZ in den unterschiedlichen Lagen der Probe 3 in 500-facher Vergrößerung.

Die Gefüge der WEZ der Wurzellage und Fülllage wurden von der nachfolgenden Decklagenschweißung umkristallisiert. Es bildet sich damit ein umkristallisiertes, schlecht geformtes Gefüge. Das bedeutet, dass die Gefügeausbildung nicht vergleichbar ist mit der Gefügeausbildung aus dem Schweiß-ZTU-Schaubild R25 für die verschiedenen Abkühlzeiten.

### 7.3.2 Härtewerte Probe 3: Vergleich Experiment und Prognose nach Schweiß-ZTU-Schaubild

Da die Gefügeausbildungen der Schweißlagen nicht mit der Gefügeausbildung aus dem Schweiß-ZTU-Schaubild R25 für die verschiedenen Abkühlzeiten vergleichbar

sind, haben auch die Härteangaben aus dem Schweiß-ZTU-Schaubild keine Gültigkeit. Als Ursache wird hier die mehrfache Wärmeeinbringung beim Mehrlagenschweißen angesehen, die zu Gefügen führt, welche von der Prognose deutlich abweichen. In Abb. 4-4, S. 75 ist die letzte geringste Härte ist 215 HV30 mit der Abkühlzeit von ca. 170 s dargestellt. Also würde die gemessene Härte von 201 HV30 einer noch größeren Abkühlzeit von ca. 200 s entsprechen.

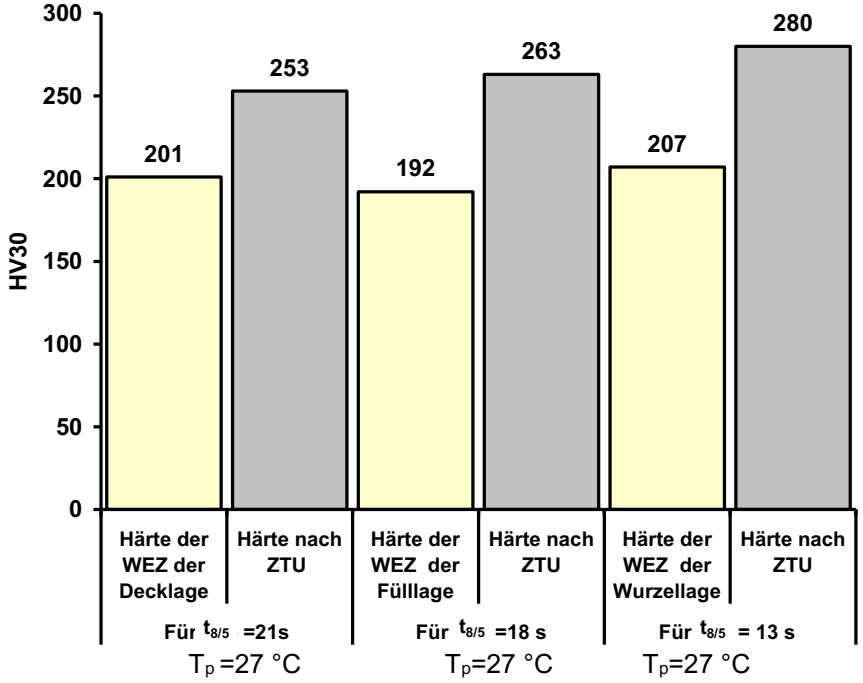


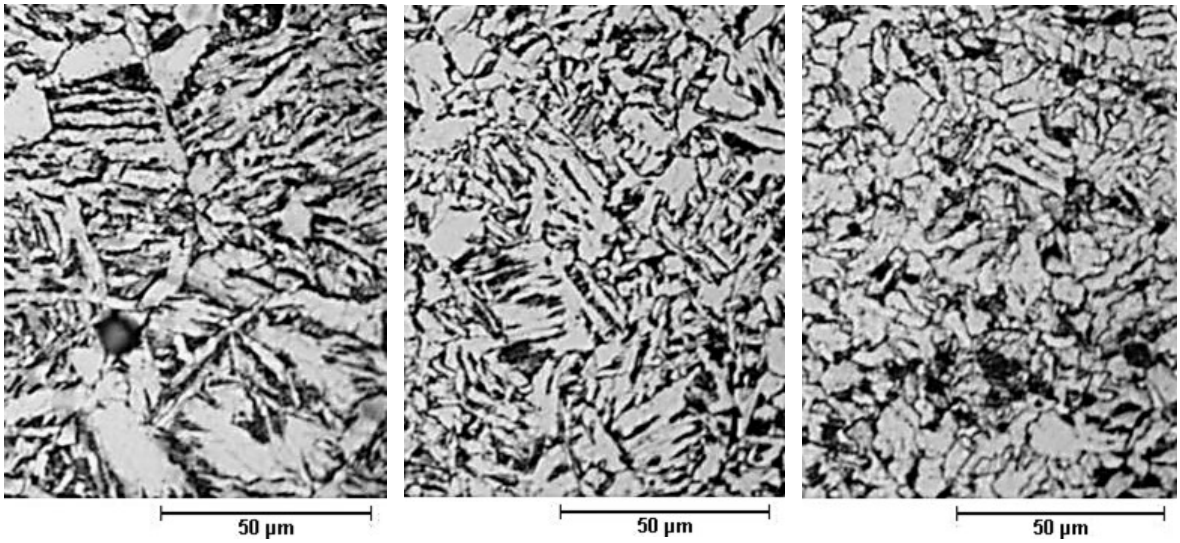

Abb. 7-8: Vergleich der Lagenhärte der WEZ der Probe 3 mit der prognostizierten Gefügeausbildung aus dem ZTU-Schaubild R25 für die Abkühlzeiten von 21 s, 18 s und 13 s.

## 7.4 Vorwärmtemperatur als Funktion der Lagenzahl gemäß Prozessvariation 4

### 7.4.1 Gefügeausbildung Probe 4: Vergleich Experiment und Prognose nach Schweiß-ZTU-Schaubild

Für die verschiedenen Abkühlzeiten bzw. die unterschiedlichen Lagen der Probe 4 sind die Gefügeausbildungen der WEZ wie in Abb. 7-9 dargestellt. Bei den Mehrlagenschweißungen mit zunehmenden Vorwärmtemperaturen nehmen die Abkühlzeiten der Lagen signifikant zu. Die in Abb. 7-9 dargestellte Gefügeausbildung der Probe 4 zeigt keine Übereinstimmung mit der Gefügeausbildung des Schweiß-ZTU-Schaubildes R25 nach Abb. 4-5, Ursachen hierfür sind die abweichenden Abkühlzeiten bzw. die Umkristallisation von den Folgelagen. Ersteres gilt insbesondere für die Decklage, letzteres für Füll- und Wurzellage. Das bedeutet, dass die Gefügeausbildung nicht vergleichbar ist mit der Gefügeausbildung aus dem Schweiß-ZTU-

Schaubild R25 für die dargestellten Abkühlzeiten. Das Gefüge der Decklage in der Abb. 7-9 entspricht dem untereutektoiden Ferrit+Perlit, aber nicht dem mit dem entsprechenden besten nadeligen Gefüge, sondern dem mit großem grobnadeligem Gefüge infolge sehr hoher $t_{8/5}$ Abkühlzeit.




| Decklage | Fülllage | Wurzellage |
|---|---|---|
| $T_p$ = 200 °C | $T_p$ = 150 °C | $T_p$ = 27 °C |
| $t_{8/5}$ = 53 [s] | $t_{8/5}$ = 31 [s] | $t_{8/5}$ = 13 [s] |

Abb. 7-9: Vergleich der Gefüge der WEZ in den unterschiedlichen Lagen der Probe 4 in 500-facher Vergrößerung.

Das Gefüge der Fülllage entspricht dem untereutektoiden Ferrit+Perlit mit dem günstigen nadeligen Gefüge infolge der günstigeren $t_{8/5}$ Abkühlzeit und Umkristallisation der nachfolgenden Decklagenschweißung. Vermutlich führt die niedrige Temperatur $t_{8/5}$ der Wurzellage zu einem harten Zwischengefüge. Die nachfolgende Decklagenschweißung führt zur Umkörnung, und als Folge entsteht eine günstige Kornverfeinerung des Gefüges.

### 7.4.2 Härtewerte Probe 4: Vergleich Experiment und Prognose nach Schweiß-ZTU-Schaubild

Für die Abkühlzeit von 53 s, entnommen aus dem Schweiß-ZTU-Schaubild R25 (s. Abb. 4-4), liegt die prognostizierte Härte bei ca. 245 HV30. Die Härte der Decklage der Probe 4 für $t_{8/5}$ von 53 s und $T_p$ = 200 °C ist ca. 197 HV30. Die Härte der Decklage der Probe 4 für eine Abkühlzeit $t_{8/5}$ von 53 s und $T_p$ = 200 °C ist somit etwa 50 HV30 geringer als die prognostizierte Härte aus dem Schweiß-ZTU-Schaubild R25 für eine Abkühlzeit von 53 s. Die hervorgerufene Anlasswirkung der Vorwärmtemperatur von 200 °C bei der Decklage wirkt sich demnach in der reduzierten Härte

aus. In  Abb. 4-4, S. 75 die letzte geringste Härte ist 215 HV30 mit Abkühlzeit von ca. 170 s. Also würde die gemessene Härte 197 HV30 ein noch größer Abkühlzeit entspricht ca. 200 s.

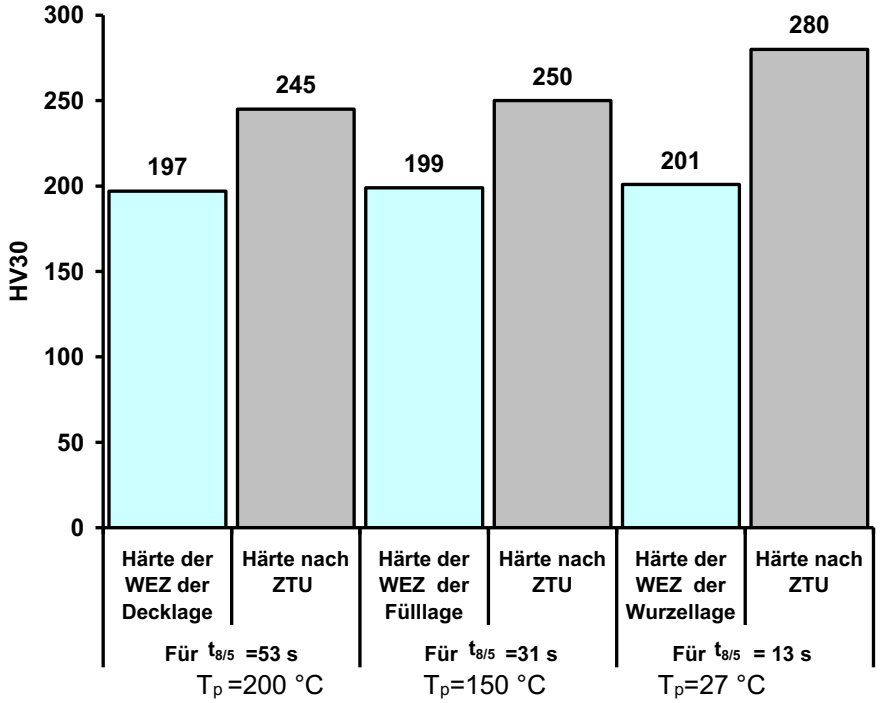


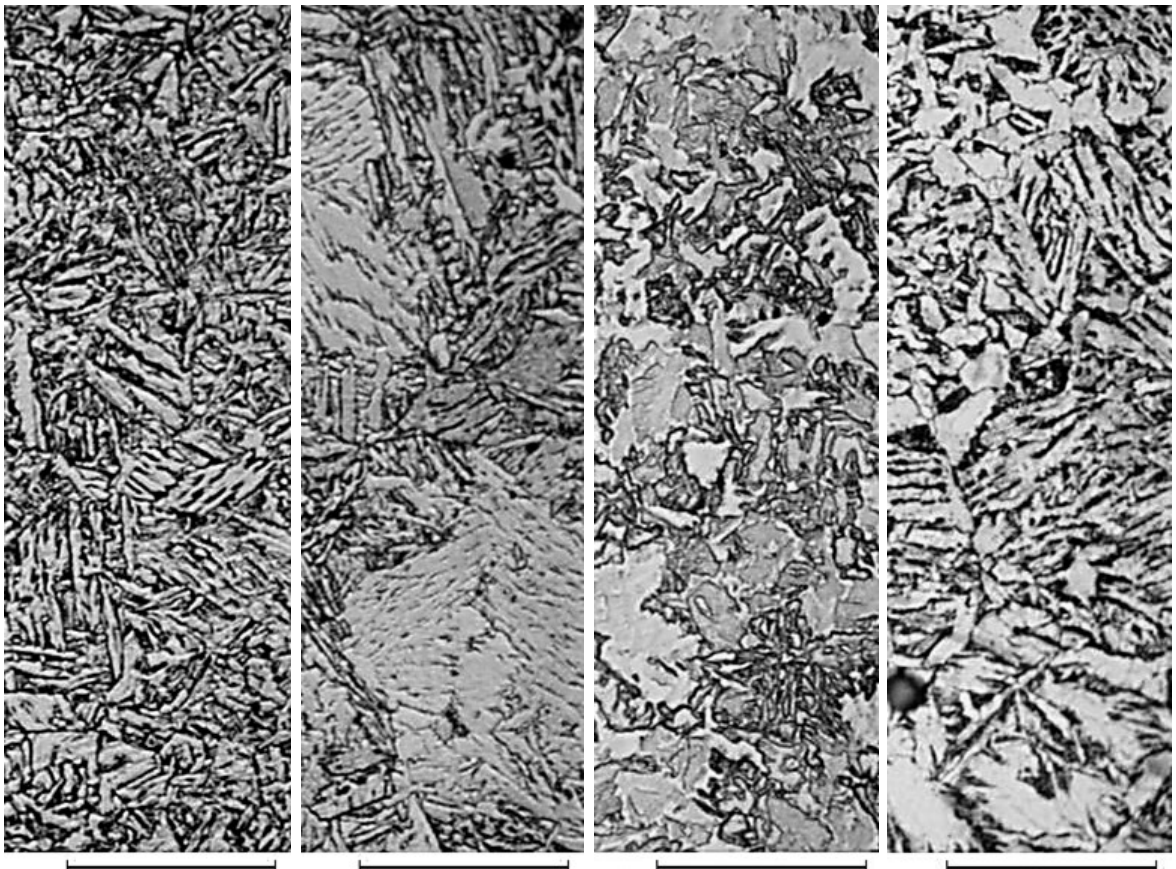

Abb. 7-10: Vergleich der Lagenhärte der WEZ der Probe 4 zur prognostizierten Gefügeausbildung aus dem Schweiß-ZTU-Schaubild R25 für die Abkühlzeiten von 53 s, 31 s und 13 s.

Die Schweiß–ZTU-Schaubilder gelten nicht bei allen Proben zu Mehrlagenschweißungen. Daher stimmen die Schweiß-ZTU-Schaubilder für einlagige Schweißung nicht mit den experimentellen Ergebnissen überein.

# 8 Vergleichende Untersuchungen und Schlussfolgerungen

## 8.1 Vergleich der Gefügeausbildung der Decklagen

Bei den Proben 1 und 2 haben die Decklagen Abkühlzeiten $t_{8/5}$, die zu günstigen nadeligen (ZW) Zwischenstufenumwandlung führen. Die Gefügeausbildung der Decklage der Probe 1 für $t_{8/5}$ von 24 s und $T_p$ = 50 °C und Probe 2 für $t_{8/5}$ von 26 s und $T_p$ = 75 °C (s. Abb. 8-1) und Gefügeausbildung aus dem Schweiß-ZTU-Schaubild R25 für die Abkühlzeit von 27 s (s. Abb. 8-2 (oben)) sind in etwa gleich.




| Probe 1 | Probe 2 | Probe 3 | Probe 4 |
|---|---|---|---|
| $T_p$ = 50 °C | $T_p$ = 75 °C | $T_p$ = 27 °C | $T_p$ = 200 °C |
| $t_{8/5}$ = 24 [s] | $t_{8/5}$ = 26 [s] | $t_{8/5}$ = 21 [s] | $t_{8/5}$ = 53 [s] |

Abb. 8-1: Vergleich der WEZ der Decklagengefüge der unterschiedlichen Proben, in 500-facher Vergrößerung.

Bei den Vorwärmtemperaturen von $T_p$ = 50 °C für $t_{8/5}$ von 24 s und $T_p$ = 75 °C für $t_{8/5}$ von 26 s sind die Gefüge überwiegend nadelig. In der Probe 3 für $t_{8/5}$ 21 s und $T_p$ = 27 °C tritt schlechtes geformtes Gefüge auf. Dieses Gefüge unterscheidet sich

von der Gefügeausbildung aus dem Schweiß-ZTU-Schaubild R25 für die Abkühlzeit von 27 s (s. Abb. 4-5).

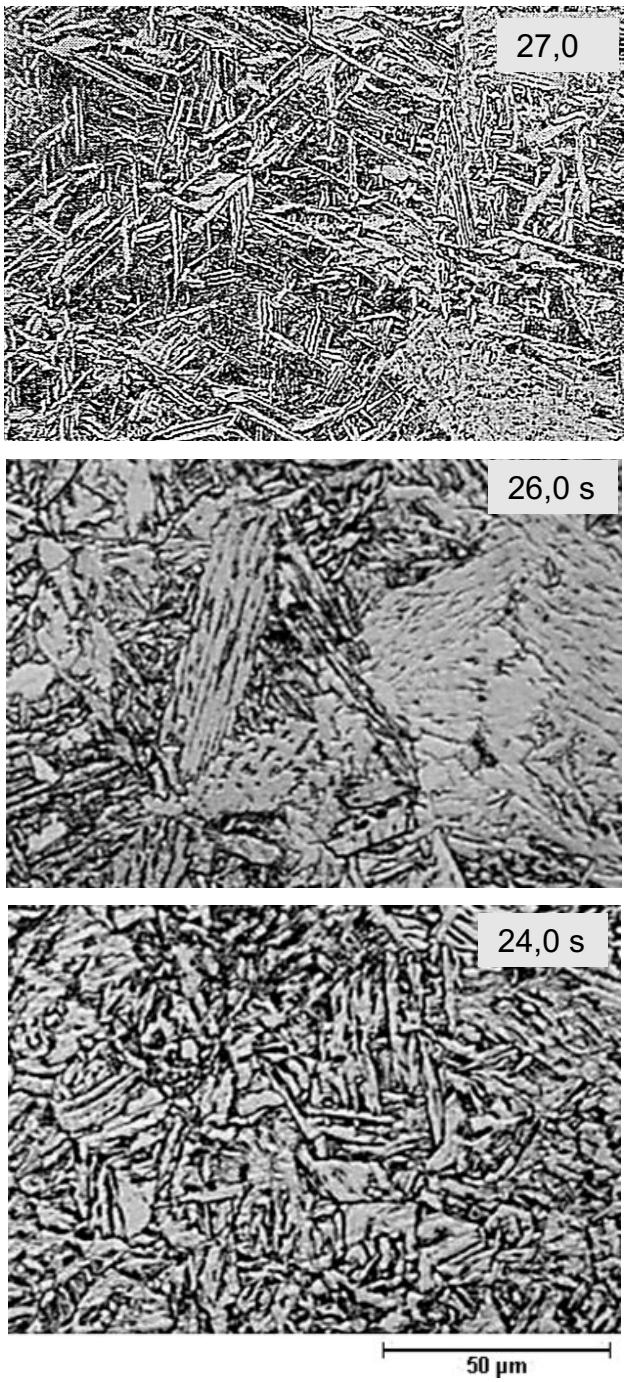


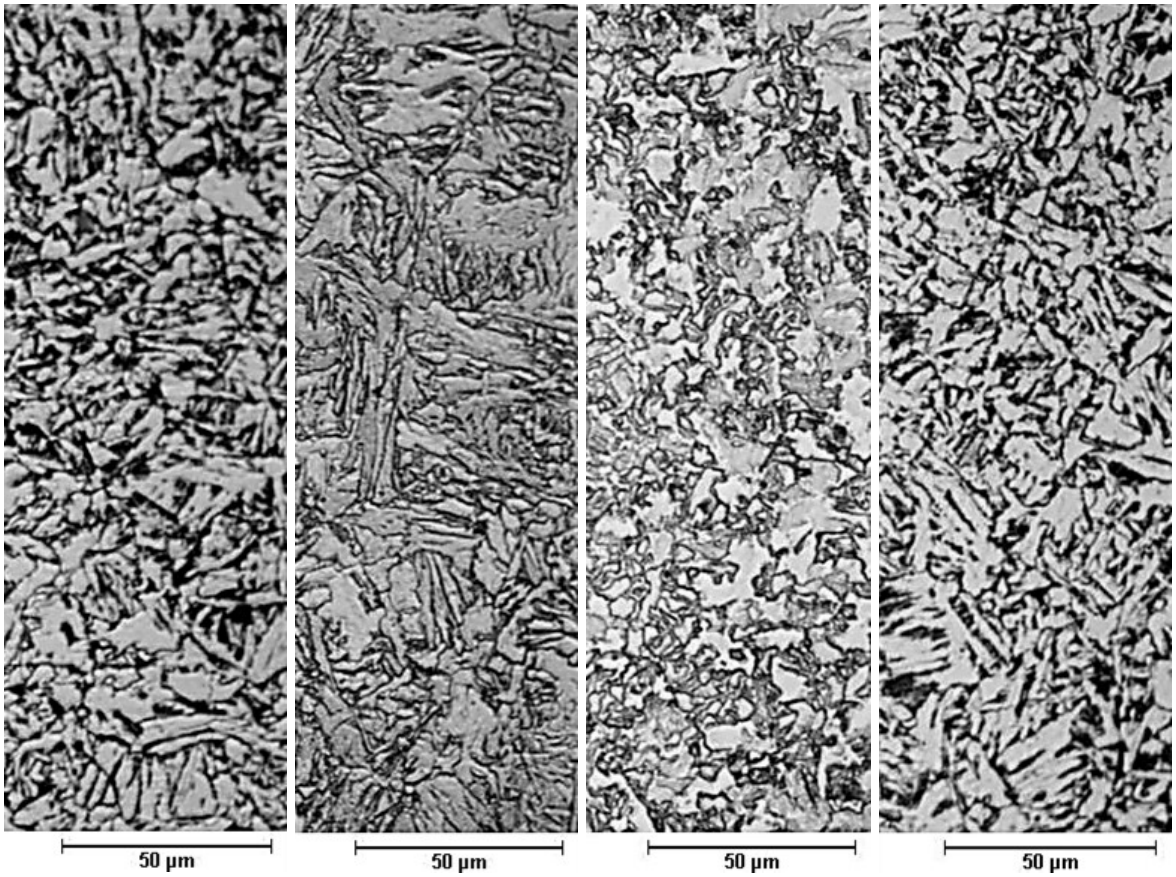

Abb. 8-2: Gefügeausbildung in der WEZ nach Schweiß-ZTU-Schaubild R25 für die Abkühlzeit von 27 s (oben) und der Gefüge von der WEZ in den Decklagen der Probe 2 (Mitte) und der Gefüge von der WEZ in den Decklagen der Probe 1 (unten), in 600-facher Vergrößerung.

Die Gefügeausbildung der Decklage der Probe 4 für $t_{8/5}$ von 53 s und $T_p$ = 200 °C in der Abb. 8-1 entspricht dem untereutektoiden Ferrit+Perlit, aber nicht dem, mit

dem günstigen nadeligen Gefüge, sondern demjenigen mit großem grobnadeligem Gefüge infolge sehr hoher $t_{8/5}$ Abkühlzeit.

## 8.2 Vergleich der Gefügeausbildung der Fülllagen

Die Nachglühwirkung der Nachschweißungen der Decklagen hat eine Rekristallisationswirkung auf die Fülllagen der Proben zur Folge. Dies führt zu den angelassenen, nadeligen, untereutektoiden, ferritischen und perlitischen Gefügen bei den Proben 1 und 2.




| Probe 1 | Probe 2 | Probe 3 | Probe 4 |
|---|---|---|---|
| $T_p$ = 100 °C | $T_p$ = 75 °C | $T_p$ = 27 °C | $T_p$ = 150 °C |
| $t_{8/5}$ = 28 [s] | $t_{8/5}$ = 23 [s] | $t_{8/5}$ = 18 [s] | $t_{8/5}$ = 31 [s] |

Abb. 8-3: Vergleich der WEZ der Fülllagengefüge der unterschiedlichen Proben,

Die in Abb. 8-3 gezeigten Gefügeausbildungen der Fülllagen der Probe 1 ($t_{8/5}$ von 28 s und $T_p$ = 100 °C) und der Probe 2 ($t_{8/5}$ von 23 s und $T_p$ = 75 °C) sind mit der Gefügeausbildung aus dem Schweiß-ZTU-Schaubild R25 für die Abkühlzeit von 27 s (s. Abb. 8-4) vergleichbar. Die Nachglühwirkung von der Decklage hat eine Rekristallisationswirkung auf die Fülllage der Probe 3 zur Folge, die zur einen rekristallisierten, schlechten geformten Gefügeausbildung führt. Das Gefüge der Probe 4 entspricht dem untereutektoiden Ferrit+Perlit mit dem günstigen nadeligen

Gefüge aufgrund der der Umkristallisation durch die Nachglühwirkung der nachfolgenden Schweißung der Decklage.

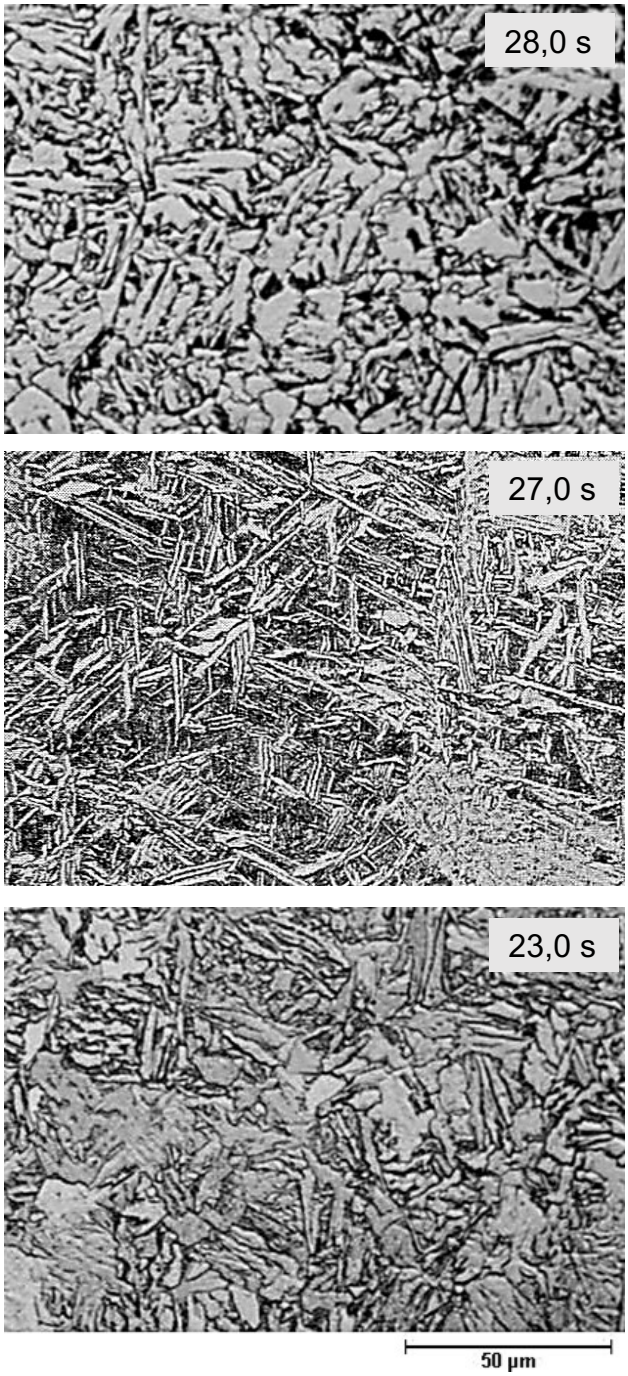
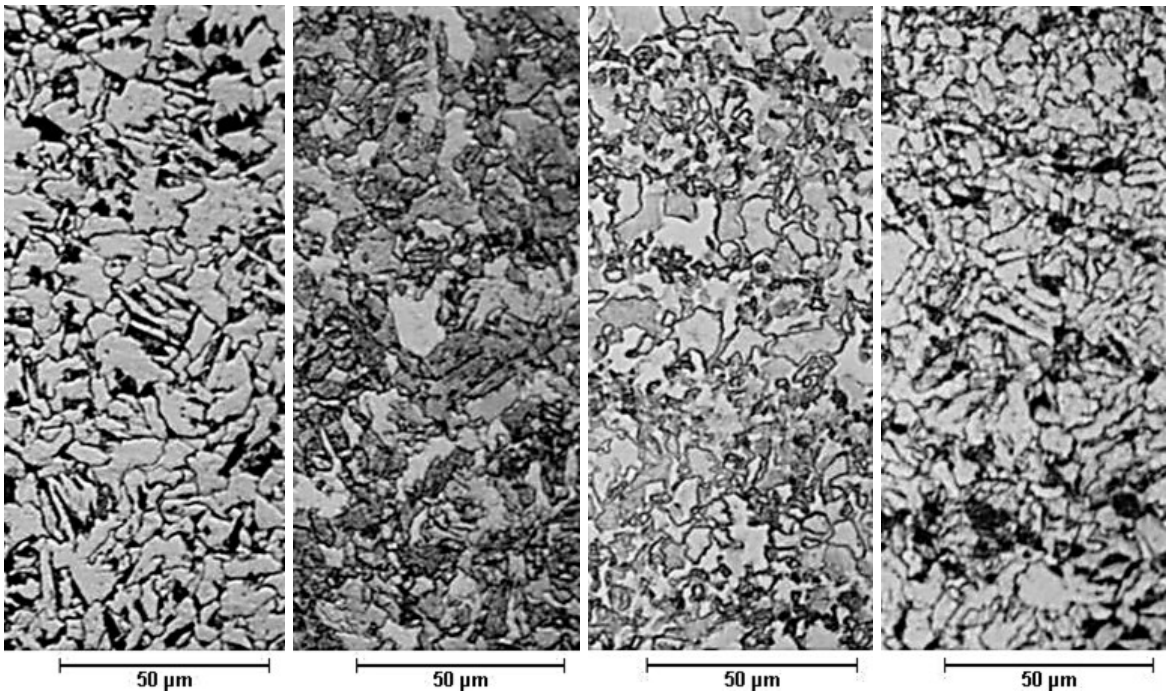



Abb. 8-4: Gefügeausbildung der WEZ in den Fülllagen der Probe 1 (oben), Gefügeausbildung in der WEZ nach Schweiß-ZTU-Schaubild R25 für die Abkühlzeit von 27 s (Mitte) und der Gefügeausbildung von der WEZ in den Fülllagen der Probe 2 der (unten),

Die Gefügeausbildung nach Abb. 8-4 der Fülllagen der Probe 1 (oben) und Probe 2 (unten) sind umkristallisiert nadelig.

## 8.3 Vergleich der Gefügeausbildung der Wurzellagen

Das grobkörnige Gefüge bei den Proben 1 und 2 wird von den Nachschweißungen der oberen Lagen umkristallisiert. Dabei entsteht ein Gefüge aus den untereutektoideschen Ferrit und Perlit mit dem rekristallisierten grobkörnigen Gefüge.




| Probe 1 | Probe 2 | Probe 3 | Probe 4 |
|---|---|---|---|
| $T_p$ = 150 °C | $T_p$ = 75 °C | $T_p$ = 27 °C | $T_p$ = 27 °C |
| $t_{8/5}$ = 28 [s] | $t_{8/5}$ = 17 [s] | $t_{8/5}$ = 13 [s] | $t_{8/5}$ = 13 [s] |

Abb. 8-5: Vergleich der Wurzellagengefüge in der WEZ der unterschiedlichen Proben in 500-facher Vergrößerung.

Die Gefügeanomalie "schlecht geformtes Gefüge" von der Probe 3 wird von den Nachschweißungen der oberen Lagen umkristallisiert. Dabei kommt es zur Umwandlung in z.T. untereutektoiden Perlit mit normal ausgebildeter, körniger Form. Die Nachschweißungen der oberen Lagen führen zur Kornverfeinerung der Probe 4, damit wird eine günstige Kornverfeinerung des Gefüges erreicht.

## 8.4 Vergleich experimentelle Schliffe mit Prognose aus SZTU und Schlussfolgerungen

Eine Übersicht der Schliffbilder aller Proben ist in Abb. 8-6 gezeigt. Anhand der Abbildungen ist zu erkennen, dass die Gefügeausbildung der Decklage der Prozessvariation 1 weitgehend dem der Prognose nach SZTU-Schaubild entspricht. Bei den anderen Decklagen der Prozessvariationen sind die Gefüge überwiegend nadlig. Bei der Prozessvariation 3 weisen alle Lagen schlecht geformtes Gefüge auf.

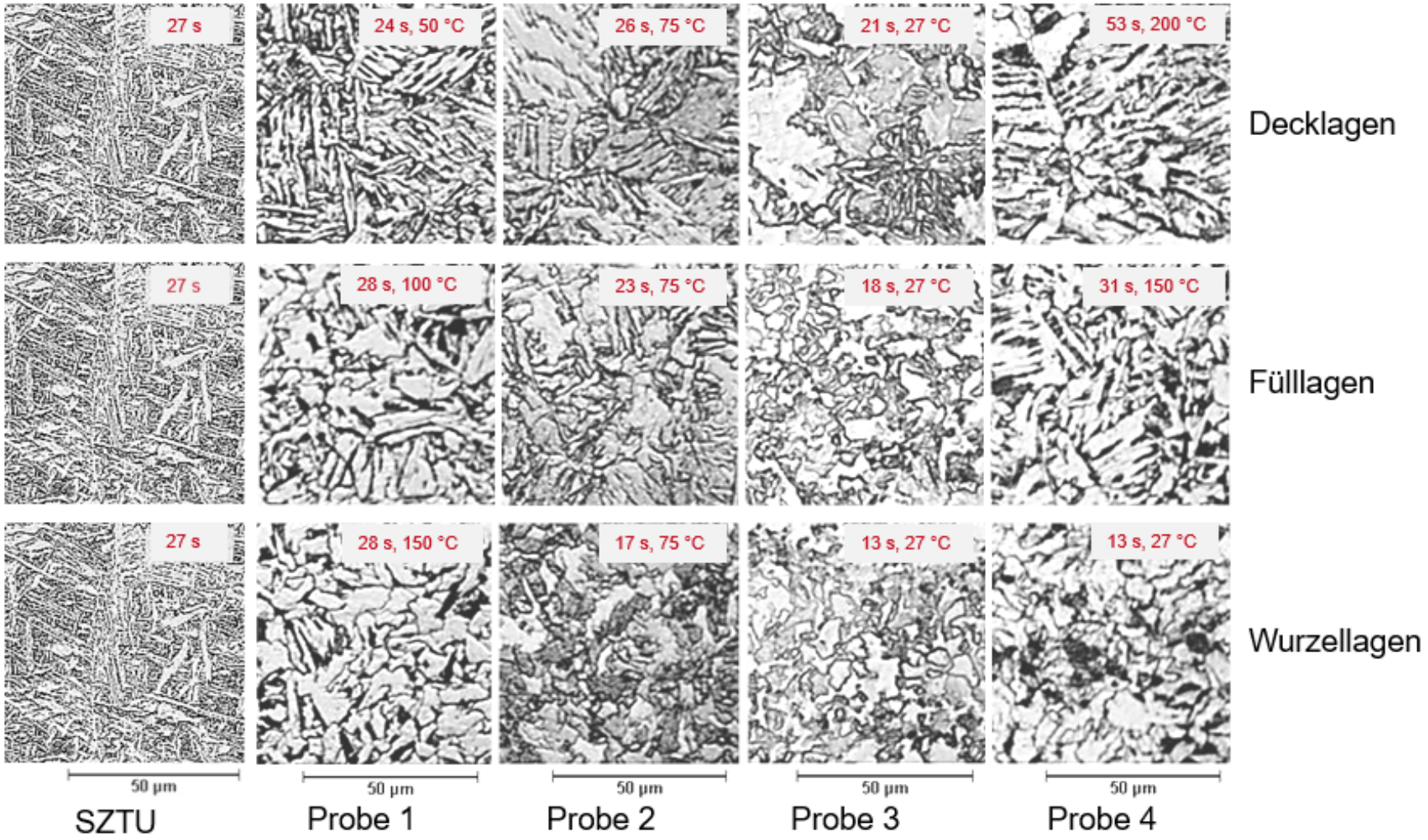



Abb. 8-6: Vergleich experimentelle Schliffe der Prozessvariationen mit Prognoseschliffe aus SZTU.

Die Gefügeausbildung der Fülllagen und Wurzellagen der Prozessvariationen sind nicht Vergleichbar mit den Prognose-Gefügeausbildungen aus dem Schweiß-ZTU-Schaubild (SZTU). Die Nachglühwirkung der Nachschweißungen der Deck- bzw. Fülllagen hat eine Rekristallisationswirkung auf die Füll- und Wurzellagen der Proben zur Folge.

Als Schlussfolgerung zur Gefügeausbildung kann festgehalten werden, dass für die Decklage bei geeigneter Wärmebehandlung ein Gefüge erzielt wird, wie es vom SZTU-Schaubild vorhergesagt wird. Im Allgemeinen lässt sich jedoch keine Übereinstimmung der Gefüge feststellen. Es ist zu vermuten, dass sich allein mit Betrachtungen der Abkühlzeit $t_{8/5}$ keine allgemeine Optimierung des Gefügezustandes erreichen lässt.

## 8.5 Vergleich der Härte der Decklagen

Die Härten in den Decklagen sind trotz der unterschiedlichen Gefügeausbildung von vergleichbarer Größe, mit einem maximalen Unterschied von 4 HV30 (siehe Abb. 8-7). Bei allen Proben stimmen die gemessenen Härtewerte nicht mit den Härtewerten nach Schweiß-ZTU-Schaubilder überein. Sie weichen alle um etwa 50 HV30 vom vorhergesagten Wert ab.

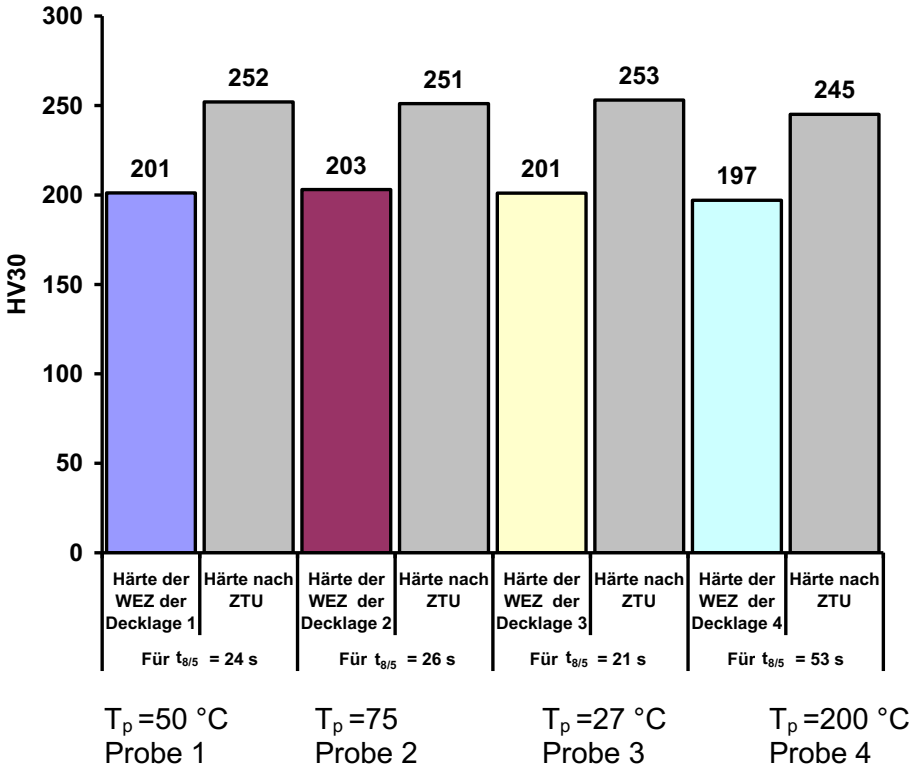



Abb. 8-7: Vergleich der Härte in der WEZ der Decklagen zur prognostizierten Härte aus dem ZTU-Schaubild R25 für die Abkühlzeiten von 24 s ,26 s, 21 s und 53 s.

## 8.6 Vergleich der Härte der Fülllagen

Wie bei den Decklagen weichen die Härten in allen Proben von der Vorhersage deutlich ab, hier um ca. 60 HV30. Die geringste Härte tritt in der Fülllage der Probe 1 auf. Für die Fülllage der Probe 3 ist bei einer relativ geringen Abkühlzeit $t_{8/5}$ von 18 s eine vergleichsweise hohe Härte zu erwarten. Die Darstellung in Abb. 8-8 zeigt sich jedoch eine relativ niedrige Härte der Probe 3, die nicht der kleinen Abkühlzeit der Probe 3 entspricht. Der Unterschied basiert auf dem größeren Gehalt an rekristallisiertem schlecht geformtem Gefüge.

Für alle Proben wird vermutet: Die Gefügeausbildungen der Fülllagen wurden von der nachfolgenden Decklagenschweißung umkristallisiert. Ihre Härten sind nicht vergleichbar mit den Härten aus dem Schweiß-ZTU-Schaubild R25.

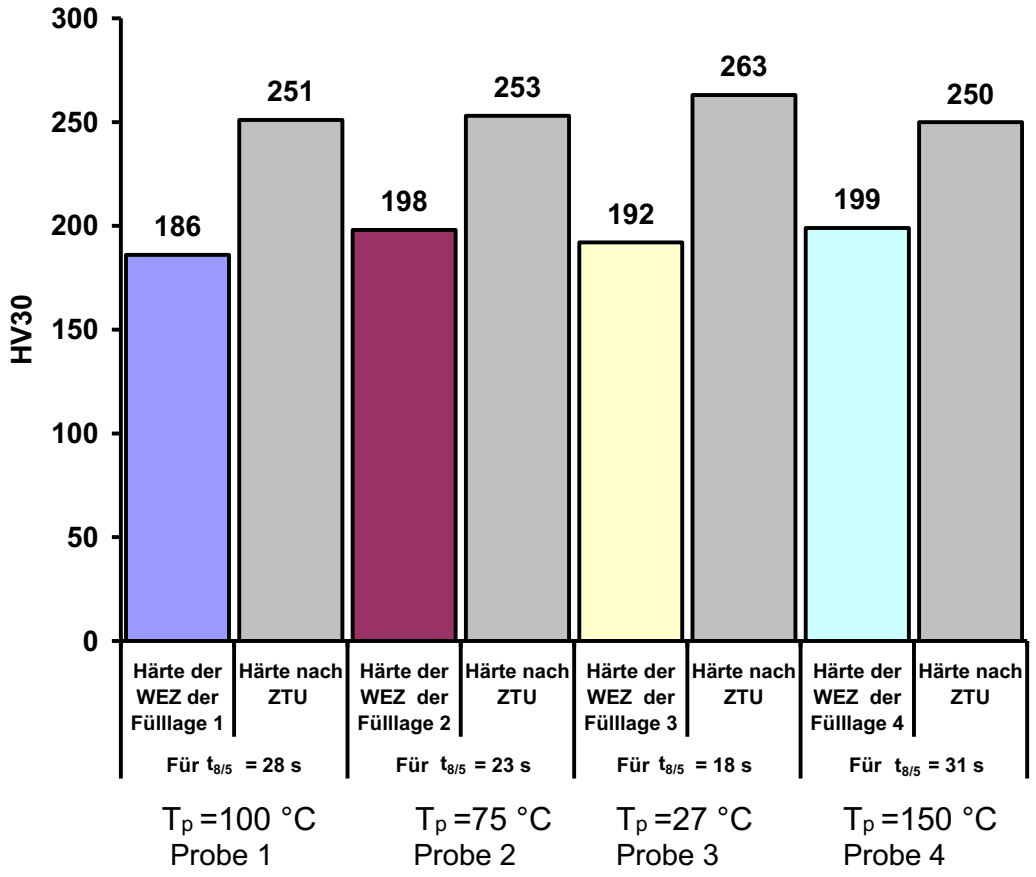



Abb. 8-8: Vergleich der Härte der WEZ der Fülllagen.

## 8.7 Vergleich der Härte der Wurzellagen

Der Unterschied zwischen den Härtewerten in den gemessenen Härten und den Härten aus dem Schweiß-ZTU-Schaubild R25 wird aufgrund von Umkristallisation durch die Nachschweißungen der Füll- und Decklagen größer als bei Deck- und

Fülllage. Die erwartete Wirkung des Vorwärmens mit den angestrebten Abkühlzeiten und ihre Wirkungen auf die Härte tritt bei den Wurzellagen des Mehrlagenschweißes nicht ein.

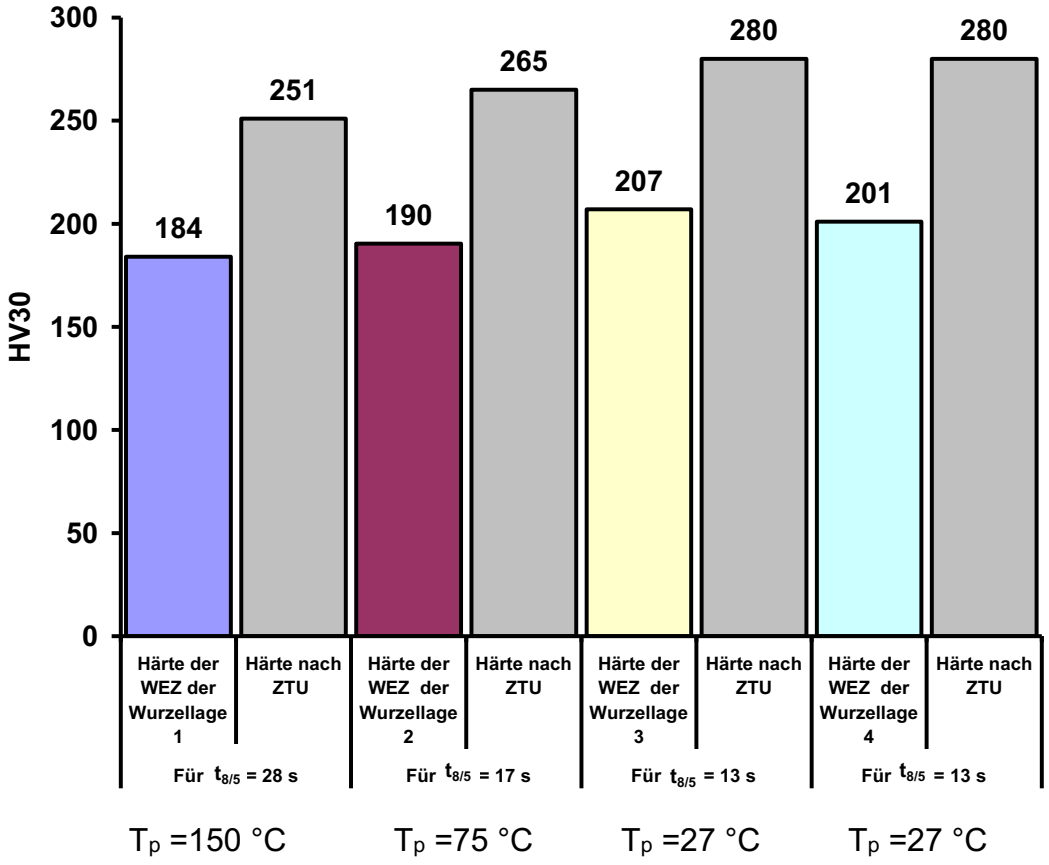



Abb. 8-9: Vergleich der Härte der WEZ der Wurzellagen.

## 8.8 Zusammenfassender Vergleich der Härtemittelwerte

In Abb. 8-10 sind die für die drei Lagen über die vier Prozessvariationen gemittelten Härtewerte dargestellt. Dabei werden die Härten sowohl für die Versuche als auch die Prognose angegeben. Die Decklagen weisen den kleinsten Mittelwert auf. Von besonderem Interesse ist die große Abweichung zum Mittelwert der prognostizierten Härten. Diese beträgt für die Decklage ca. 50 HV30. Bei den Fülllagen ist der Unterschied auf 60 HV30 angewachsen, d.h. die Umkristallisation von Nachschweißung der Decklagen vergrößert den Unterschied um etwa 10 HV30.

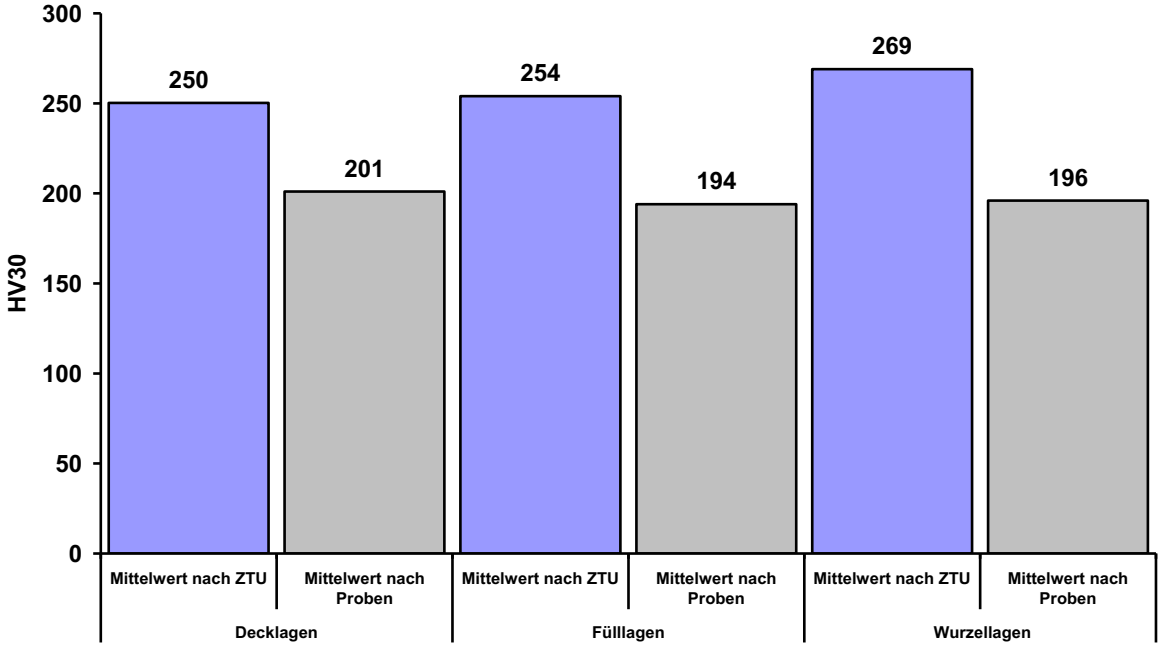



Abb. 8-10: Vergleich der Härtemittelwerte der geschweißten Lagen mit den berechneten Härtemittelwerten nach ZTU –Schaubild.

Bei den Wurzellagen ist der Unterschied auf 70 HV30 größer geworden, d.h. die Umkristallisation von Nachschweißungen der Deck- und Fülllagen vergrößert den Unterschied damit um 20 HV30.

Es ist augenscheinlich, dass die Nachschweißungen einen großen Einfluss auf das Gefüge und die Härte haben. Härte und Gefüge der Decklage der Probe 3 legen nahe, dass auch ein Einfluss der vorhergehenden Schweißungen denkbar ist.

## 8.9 Vergleich der Härtemittelwerte der Prozessvariationen

Die Abb. 8-11 zeigt die über alle drei Lagen gemittelte Härtewerte je Prozessvariation, sowohl die experimentell bestimmten als auch die prognostizierten. Der Härtemittelwert der Prozessvariation 1 von 190 HV30 weist in Folge der gewählten Vorwärmetemperaturen bzw. Abkühlzeiten (abnehmende Vorwärmtemperaturen mit zunehmender Lagenzahl) die geringste Abweichung von der Härte des Ausgangszustandes (Versuchswerkstoffhärte 167 HV30) auf.

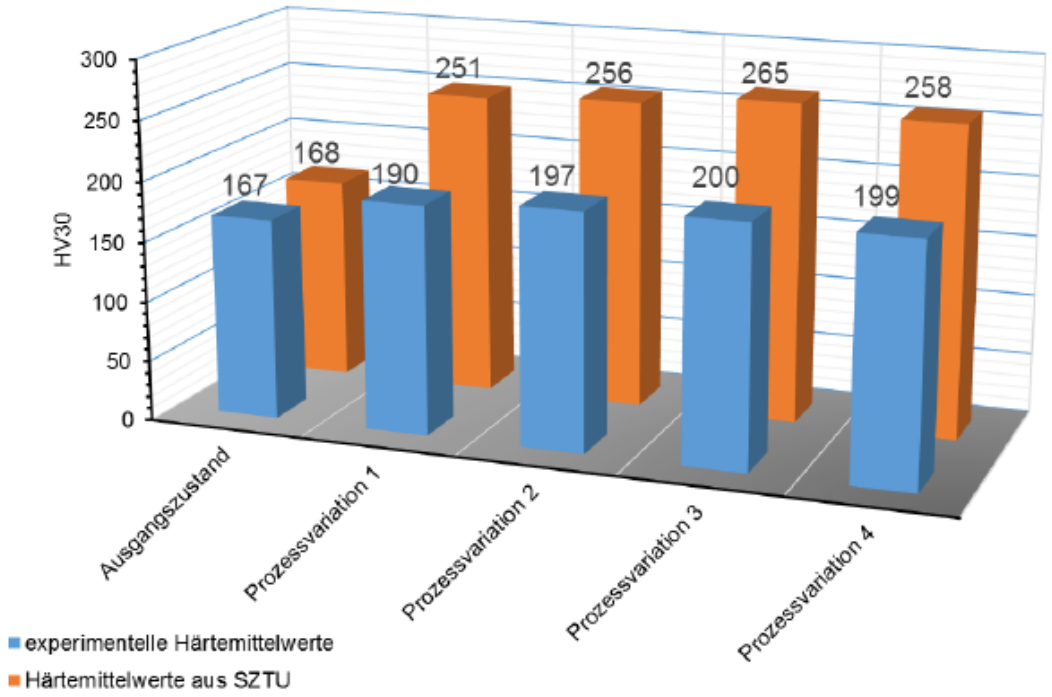



Abb. 8-11: Vergleich der experimentelle Härtemittelwerte der Prozessvariationen mit den berechneten Härtemittelwerten nach ZTU –Schaubild.

Die Abb. 8-12 zeigt die gemessenen Härtemittelwerte und die zugehörige Standardabweichung. Es ist zu erkennen, dass selbst bei der auftretenden Streuung die Höchstwerte der Probe 1 im Vergleich zu den anderen Proben klein sind. Damit zeigt sich ein positiver Effekt durch die gezielte Vorwärmung mit abnehmenden Vorwärmtemperaturen bei zunehmender Lagenzahl.

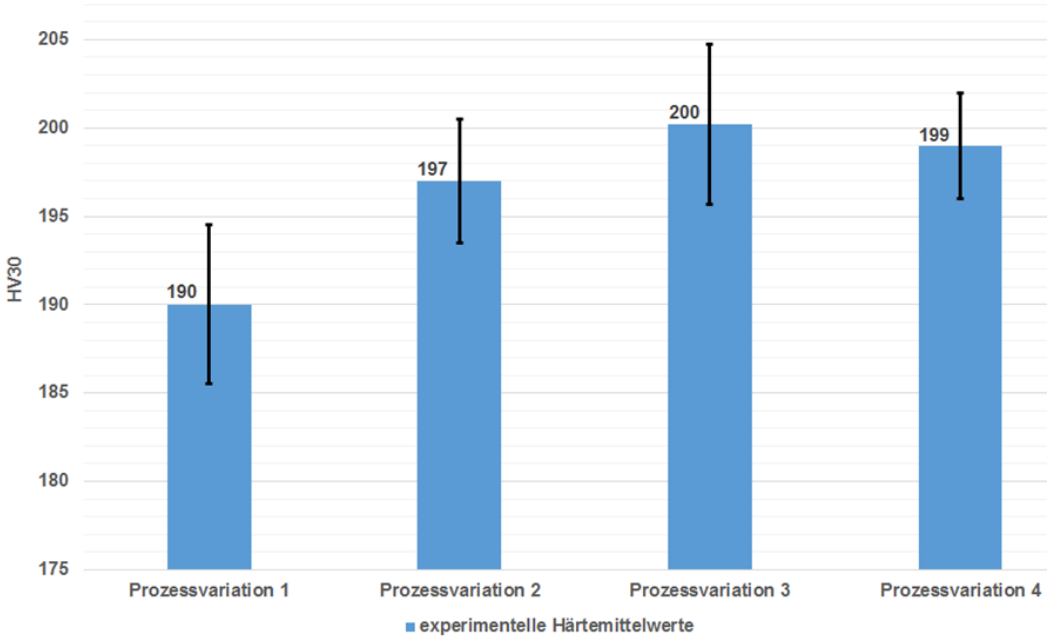



Abb. 8-12: Vergleich der experimentelle Härtemittelwerte der Prozessvariationen in 2D Zwecks Darstellung der Standerdabweichung.

## 8.10 Vergleich experimentelle Härte mit der Prognose-Härten aus SZTU

In den Grafiken Abb. 8-13 und Abb. 8-14 sind die Ergebnisse der Härtemessung sowie der Prognose in übersichtlicher Form dargestellt.

Hinsichtlich der Prognosen ist festzuhalten: Für die Probe 1 wird in den drei Lagen eine homogene Härteverteilung vorhergesagt. Für die Proben 2 bis 4 ist die prognostizierte Härteverteilung ungleichmäßig mit einer maximalen Differenz zwischen den Lagenhärten von 35 HV30. Die maximale Härte wird für die Proben 3 und 4 mit 280 HV30 abgeschätzt.

Im Experiment zeigt sich ein von der Prognose abweichendes Verhalten. Hier ist die Differenz der Lagenhärten in der Probe 1 mit 17 HV30 am größten. Allerdings sind die absoluten Härtewerte in der Probe 1 am kleinsten und liegen am dichtesten an der Härte des Ausgangszustandes. Die größte Härtehomogenität weist, abweichend von der Prognose, die Probe 4 auf. Hier beträgt die Differenz der Lagenhärten nur 4 HV30.

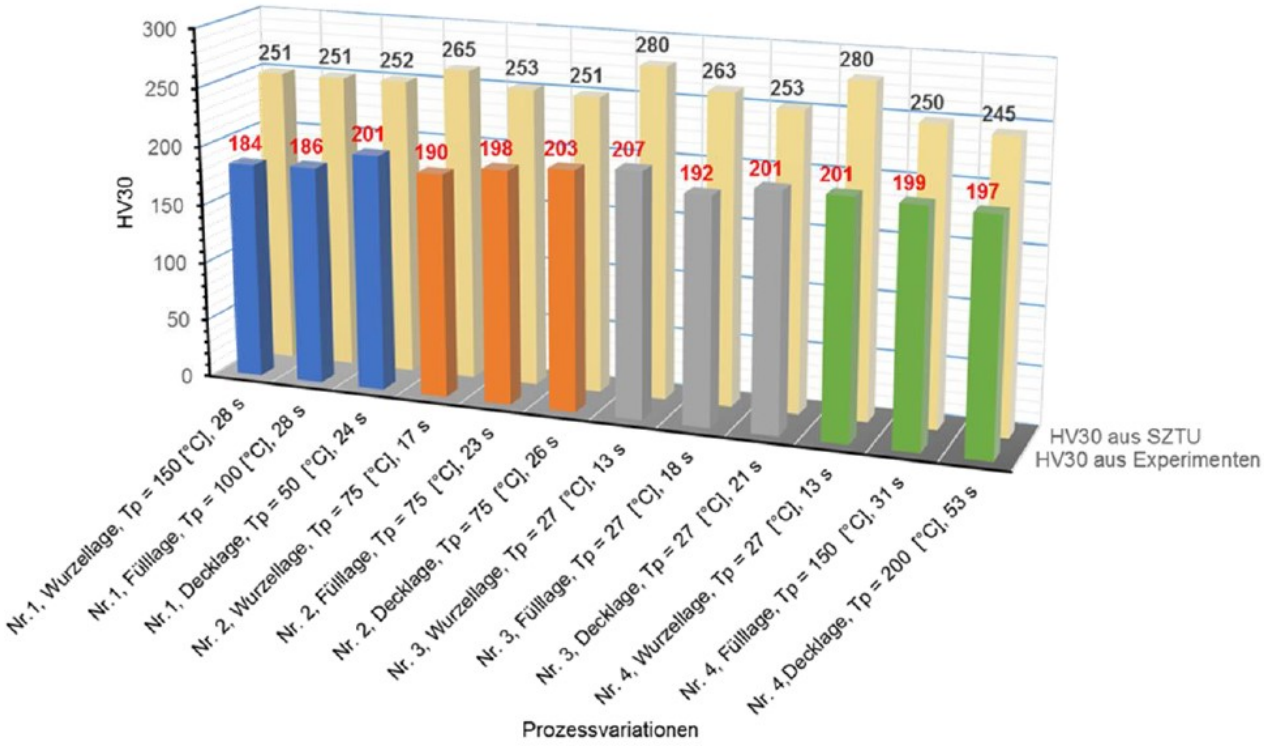



Abb. 8-13: Vergleich der Lagenhärte der WEZ der Proben.

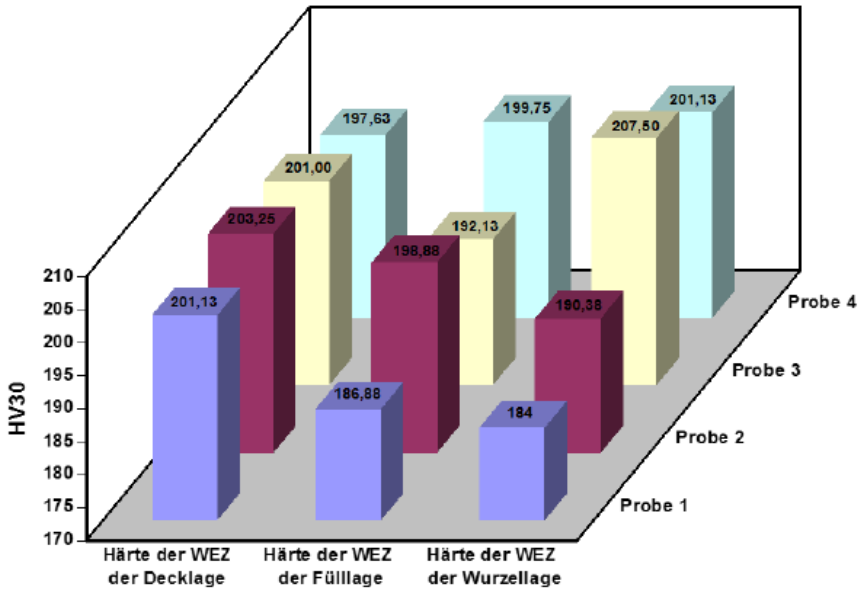



Abb. 8-14: Vergleich experimentelle Härte mit den Prognose-Härten aus SZTU.

Des Weiteren ist für die Probe 1 als einzige festzustellen: Die gewählten Abkühlzeiten $t_{8/5}$ nehmen mit den Lagen tendenziell zu. Damit unterscheidet sich Probe 1 von allen anderen Proben, die eine zunehmende Abkühlzeit mit der Lagenzahl aufweisen. Mit Bezug zu den Härten ist z.B. in Abb. 4-4 eine allgemeine Tendenz abzulesen: Aus kleinen Abkühlzeiten folgen hohe Härtewerte. Es ist bei den vorliegenden Ergebnissen ausschließlich die Probe 1, die dieser Tendenz folgt.

Dieses Verhalten stimmt allerdings nicht generell mit dem Verhalten aus den vorliegenden Experimenten mit Mehrlagenschweißungen überein. Bei den Proben 2 und 4 zeigt sich ein umgekehrtes Verhalten.

# 9 Zusammenfassung und Ausblick

In der vorliegenden Arbeit wurden die physikalischen Grundlagen von Vorwärmprozessen beim Schweißen dargestellt und mit ihren Auswirkungen auf die mechanischen Eigenschaften von Schweißverbindungen diskutiert. Dabei ist insbesondere die Wärmeleitungstheorie von Rykalin betrachtet und die darin enthaltenen Parameter auf ihren Einfluss auf die Abkühlzeit $t_{8/5}$untersucht worden. Basierend auf dem $t_{8/5}$- Konzept wurde in den Kapiteln 4 bis 6 ein Vorschlag zur gezielten Auswahl von Vorwärmtemperaturen beim Mehrlagenschweißen mit dem Ziel gemacht, die Härte und das Gefüge in der Schweißverbindung positiv zu beeinflussen. Das vorgestellte Verfahren wurde in experimentellen Untersuchungen von Mehrlagenschweißungen mit jeweils drei Lagen angewendet und einer kritischen Bewertung unterzogen. Die Ergebnisse sind in den Kapiteln 7 und 8 dokumentiert.

Prognosen des Vorwärmeinflusses auf Härte und Gefüge wurden mittels Schweiß-ZTU-Schaubilder erarbeitet. Im Hinblick auf die technologischen Grundlagen, insbesondere die Anfälligkeit für Härterisse, wurde das bestgeeignete SZTU für den Versuchswerkstoff Aufgrund des Kohlenstoffäquivalents CE ermittelt. Nach der Ermittlung kritischer $t_{8/5}$- Abkühlzeiten aus SZTU und der Mindestvorwärmtemperaturen zur Vermeidung von Wasserstoffrissen wurde ein Schweiß-Arbeitsfeld erstellt.

Laut Versuchsplanung der Prozessvariation 1 wurde die Differenz der $t_{8/5}$der geschweißten Lagen im Vergleich mit den anderen Prozessvariationen minimiert und eine mit der zunehmender Lagenzahl abnehmende Abkühlzeit $t_{8/5}$ erzielt. Damit unterscheidet sich Probe 1 von allen anderen Proben, eine zunehmende Abkühlzeit mit der Lagenzahl aufweisen. Die Ergebnisse der Versuche lassen sich wie folgt zusammenfassen: Die im Experiment gemessenen Härten unterscheiden sich deutlich von den mit SZTU-Schaubild prognostizierten Härten. So weichen beispielsweise die experimentellen Härtewerte der Decklagen um ca. 50 HV30 von der Prognose nach SZTU-Schaubild ab. Auch bei der Gefügeausbildung wird das prognostizierte Gefüge in der Regel nicht erzielt. Ausnahmen hiervon bilden zum Teil die Decklagen der Mehrlagenschweißungen. Als Ursache für diese Abweichungen von Härten und Gefügen wird der Wärmeeinfluss der mehrfachen Schweißungen gesehen. Die üblicher Weise bei Wärmebehandlungen oder im SZTU-Schaubild erkennbare Tendenz, dass kurze Abkühlzeiten zu höheren Härten führen, zeigt sich in den

Versuchen in der Regel nicht. Nur bei gezielter Vorwärmung mit je Lagenzahl abnehmender Abkühlzeit (Prozessvariation 1) ergab sich auch beim Mehrlagenschweißen diese Tendenz. Darüber hinaus zeigten sich bei dieser gezielten Vorwärmung die kleinsten Härtewerten in der Wärmeeinflusszone in allen gemessenen Proben. Die absoluten Härtewerte der Probe 1 liegen am dichtesten an der Härte des Ausgangszustandes.

Damit ist die Möglichkeit einer positive Beeinflussung der Werkstoffeigenschaften in der Wärmeeinflusszone auch beim Mehrlagenschweißen aufgezeigt. Die Tatsache, dass erhebliche Abweichungen zwischen prognostizierten und den experimentell erzielten Härten und Gefügen bestehen, macht aber deutlich, dass das vorgeschlagenen Verfahren noch in zahlreichen Punkten weiter ausgearbeitet werden muss. Dabei legen die Ergebnisse nahe, dass eine Prognose allein auf Grundlage der Abkühlzeit $t_{8/5}$unzureichend sein wird. Vielmehr ist zu erwarten, dass eine Verbesserung der gezielten Vorwärmung eher bei Betrachtung des gesamten thermischen Zyklus zu erreichen ist.

# 10 Anhang

## 10.1 Eisen-Kohlenstoff-Zustandsdiagramm

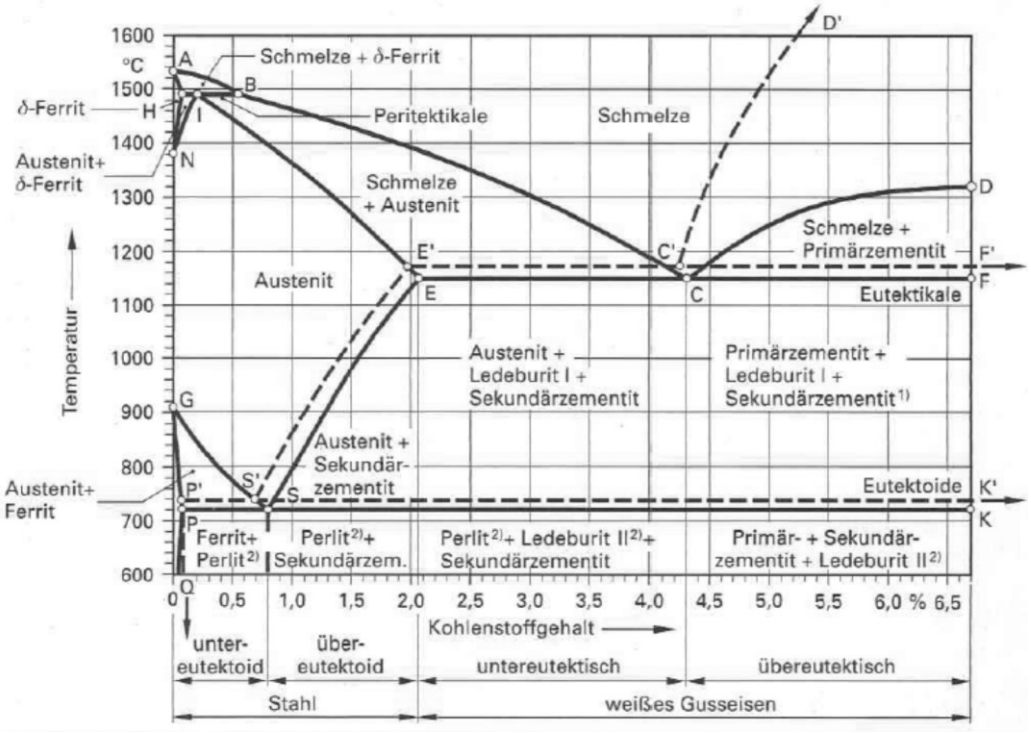



Abb. 10-1: Metastabiles (Fe-Fe3C; durchgezogene Linien) und stabiles (Fe-C, gestrichelte Linien) Eisen-Kohlenstoff-Zustandsdiagramm [Lä06].

### 10.1.1 Erstarrungsformen von Eisen-Kohlenstoff-Legierungen

In Eisen-Kohlenstoff-Legierungen liegt der in den Kristallgittern nicht mehr lösbare Kohlenstoff entweder als stabile Phase in Form von Graphit (C) oder als metastabile Verbindungsphase in Form von Zementit ($Fe_3C$) vor. Man unterscheidet dementsprechend zwei verschiedene Erstarrungsformen von Eisen-Kohlenstoff-Legierungen und dementsprechend zwei verschiedene Zustandsdiagramme:

- **Zustandsdiagramm Fe-$Fe_3C$ (metastabiles System):**

Im metastabilen System ist der im Kristallgitter des α-, γ- oder δ-Eisens nicht mehr lösbare Kohlenstoff in Form von Zementit (Fe3C) chemisch an das Eisen gebunden. Zementit ist thermisch weniger stabil als Graphit und zerfällt beim Glühen bei höheren Temperaturen in Eisen und Graphit. Derartige, über einige Zeit beständige Phasen, bezeichnet man als metastabil (meta, qriech.: zwischen, d.h. zwischen dem stabilen und dem instabilen Zustand). Hat sich bei der Erstarrung einer Eisen-Kohlenstoff-Legierung Zementit ($Fe_3C$) gebildet, dann zerfällt er unter gewöhnlichen Bedingungen jedoch nicht mehr. Erst eine lange Glühdauer (abhängig von Kohlenstoffgehalt und Glühtemperatur) kann zu einem Zerfall des Zementits führen. Die

metastabile Erstarrung wird begünstigt durch eine rasche Abkühlung und die Anwesenheit erhöhter Gehalte an carbidbildenden Elementen (z.B. Mangan).

- **Zustandsdiagramm Fe-C (stabiles System):**

Im stabilen System liegt der nicht mehr im Kristallgitter lösbare Kohlenstoff in Form von Graphit (C) vor. Das stabile System bildet sich bei langsamer Abkühlung und erhöhtem Gehalt an carbidzerlegenden Elementen (z.B. Silicium). Das metastabile (Fe-$Fe_3C$) und das stabile (Fe-C) Zustandsdiagramm unterscheiden sich hinsichtlich der Lage der Phasengebiete und Phasengrenzen nur geringfügig voneinander (Abb. 10-1).

## 10.2 Tabellen aus DIN10025

Tabelle 10-1: Kerbschlagarbeit (Spitzkerb-Längsproben) für Flach- und Langerzeugnisse aus Stahl S355JR [DIN10025].

| Bezeichnung | | Temperatur °C | Kerbschlagarbeit J, min. für Nenndicken in mm | | |
|---|---|---|---|---|---|
| nach EN 10027-1 Und CR 10260 | nach En 10027-2 | | ≤150[a,b] | >150≤250[b] | >250≤400[c] |
| S355JR | 1.0045 | 20 | 27 | 27 | — |

a Für Nenndicken ≤ 12 mm siehe EN 10025-1; 2004, 7.3.2.1.
b Bei Profilen mit einer Nenndickem > 100 mm sind die Werte zu vereinbaren.
c Dem Wert gelten für Flacherzeugnisse.
d Dieser Wert entspricht 27 J bei -30 °C (Siehe Eurocode 3).
e Nur für Langerzeugnisse.

Die chemische Zusammensetzung des Stahles S355JR ist nach DIN EN 10025-2 aus Tabelle 10-2 nach der Stückanalyse zu entnehmen.

Tabelle 10-2: Chemische Zusammensetzung nach der Stückanalyse für Flach- und Langerzeugnisse aus Stahlsorten [DIN10025].

| Bezeichnung | | Desoxidationsart[b] | C in % max[i]. für Erzeugnisdicken in mm | | | Si % max. | Mn % max. | P % Max.[d] | S % max.[d,e] | N % Max.[f] | Cu % max.[g] | Sonstige % max.[h] |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| nach EN 10027-1 Und CR 10260 | nach EN 10027-2 | | >16 | >16[k] ≤ 40 | >40[c] | | | | | | | |
| S355JR | 1.0045 | FN | 0,27 | 0,27 | 0,27 | 0,60 | 1,70 | 0,045 | 0,045 | 0,014 | 0,60 | — |

a Siehe Tabelle 3-2.
b FN: Unberuhigter Stahl nicht zulässig.
FF: vollberuhigter Stahl.
c Bei Profilen mit einer Nenndicke > 100 mm ist der Kohlenstoffgehalt zu vereinbaren.
d Für Langerzeugnisse dürfen die Gehalte an P und S um 0,005 % höher sein.
e Für Langerzeugnisse kann zwecks verbesserter Bearbeitbarkeit der Höchstgehalt an Schwefel um 0,015 % angehoben werden, falls der Stahl zwecks Änderung der Sulfidausbildung behandelt wurde und die chemische Zusammensetzung mindestens 0,0020 % Ca aufweist.
f Der Höchstwert für den Stickstoffgehalt gilt nicht, wenn der Stahl einen Gesamtgehalt an Aluminium von mindestens 0,015 % oder einen Gehalt an säurelöslichem Aluminium von mindestens 0,013 % oder genügend andere Stickstoff abbindende Elemente enthält. Die Stickstoff abbindenden Elemente sind in der Prüfbescheinigung anzugeben.
g Cu-Gehalte über 0,45 können Warmrissigkeit beim Warmumformen verursachen.
h Falls weitere Elemente zugefügt werden, sind sie in der Prüfbescheinigung anzugeben.
i Für Nenndicken > 150 mm max. 0,22 % C.
j Für zum Walzprofilieren geeignete Sorten max. 0,24 % C.
k Für Nenndicken > 30 mm max. 0,24 % C.
l Nur für Langerzeugnisse.
m Der Stahl darf Gehalte an Nb von max. 0,06 %, an V max. 0,15 % und an Ti von max. 0,06 % aufweisen.

Tabelle 10-3: Mechanische Eigenschaften für Flach- und Langerzeugnisse aus Stahlsorten mit Werten für die Kerbschlagarbeit [DIN10025-05].

| Bezeichnung | | Nenndicken mm Mindeststreckgrenze $R_{eH}$ [a] MPa [b] | | | | | | | | | Nenndicken mm Zugfestigkeit $R_m$, [a] MPa [b] | | | | |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| nach EN 10027-1 Und CR 10260 | nach EN 10027-2 | ≤ 16 | >16 ≤ 40 | >40 ≤ 63 | >63 ≤ 80 | >80 ≤ 100 | >100 ≤ 150 | >150 ≤ 200 | >200 ≤ 250 | >250 ≤ 400[c] | <3 ≥3 | ≤100 >100 | ≤150 >150 | ≤250 >250 | ≤400 [c] |
| S355JR | 1.0045 | 355 | 345 | 335 | 325 | 315 | 295 | 285 | 275 | - | 510 bis 680 | 470 bis 630 | 450 bis 600 | 450 bis 600 | - |

Tabelle (fortgesetzt)

| Bezeichnung | | Probenlage [a] | Mindestbruchdehnung [a] % | | | | | | | | | | |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| | | | $L_0$ = 80 mm Nenndicke mm | | | | | $L_0$ = 5,65 $\sqrt{S_0}$ Nenndicke mm | | | | | |
| nach EN 10027-1 Und CR 10260 | nach EN 10027-2 | | ≤ 1 | > 1 ≤ 1,5 | >1,5 ≤ 2 | > 2 ≤ 2,5 | > 2,5 < 3 | ≥ 3 ≤ 40 | > 40 ≤ 63 | > 63 ≤ 100 | > 100 ≤ 150 | > 150 ≤ 250 | > 250[c] ≤ 400 Nur für J2 und K2 |
| S355JR | 1.0045 | l | 14 | 15 | 16 | 17 | 18 | 22 | 21 | 20 | 18 | 17 | ___ |

a Für Blech, Band und Breitflachstahl in Breiten ≥ 600 mm gilt die Richtung quer (t) zur Walzrichtung. Für alle anderen Erzeugnisse gelten die Werte in Walzrichtung(l).
b 1 MPa = 1 N/mm2.
c Die Werte gelten für Flacherzeugnisse.
d Nur für Langerzeugnisse.

## 10.3 Basizitätsgrad

Während bei den Stabelektroden das metallurgische Verhalten durch die Art der Umhüllung festliegt, ist beim UP-Schweißen die metallurgische Wirksamkeit durch Wahl der verschiedenen Pulversorten und der Drahtelektroden in weiten Grenzen frei änderbar. Sie sollte für den gezielten Einsatz der Zusatzwerkstoffe mit einer geeigneten Kenngröße bestimmbar sein. Dies geschieht in der Regel mit dem Basizitätsgrad, der zumeist mit der Formel von Tuliani, Boniszewski und Eaton berechnet wird, in die die Bestandteile in Massenprozent eingesetzt werden, s. (11.1) [Schu10]:

$$B = \frac{CaO + MgO + BaO + Na_2O + K_2O}{SiO_2 + 0{,}5 \cdot (Al_2O_3 + TiO_2 + ZrO_2)} + \frac{LiO_2 + CaF_2 + 0{,}5 \cdot (MnO + FeO)}{SiO_2 + 0{,}5 \cdot (Al_2O_3 + TiO_2 + ZrO_2)}. \quad (10.1)$$

Die Summe der basisch wirkenden Bestandteile wird durch die Summe der sauer wirkenden dividiert. Danach ergibt sich eine auf der chemischen Wirksamkeit beruhende Einteilung der Schweißpulver:

- B > 1 basische,
- B = 1 neutrale,
- B < 1 saure Schweißpulver.

# Literaturverzeichnis


[ANSI/AWS98] ANSI/ AWS D1.1 "Structural Welding Code - Steel, Annex XI: Guideline on alternative methods for determining preheat " (Ausgabe1998).

[Be68] Berkhout, C. F., van Lent, P.H.: Anwendung von Spitzentemperatur-Abkühlzeit (STAZ) Schaubildern. Schweißen und Schneiden 20 (1968) Nr. 6, 5.256–260.

[Ber02] Bergmann, W.: Werkstofftechnik, Band 2, HANSER - Verlag, 2002.

[BS5135-84] BS 5135 "Specification for process of arc welding of carbon and carbon manganese steels" (British Standard, Ausgabe 1984).

[Bö06] Böckh, P.: Wärmeübertragung, Grundlagen und Praxis, Zweite, bearbeitete Auflage, Springer-Verlag Berlin Heidelberg 2006.

[CaWi91] Callister, W.D., Wiley&Sons, John.: Materials Science and Engineering. An introduction 2nd Edition, New York, 1991.

[ChSt01] Christoph, H., Steinbichler, D., Wegmann, H.: Vorwärmen beim Schweißen ferritischer Stähle. Schweißen und Schneiden 53 (2001), Heft 3, S. 162 - 170

[DeUwWe85] Degenkolbe, J., Uwer, D., Wegmann, H.: Kennzeichnung von Schweißtemperaturzyklen hinsichtlich ihrer Auswirkung auf die mechanischen Eigenschaften von Schweißverbindungen durch die Abkühlzeit $t_{8/5}$ und deren Ermittlung. Thyssen technische Berichte, Heft 1/85, S. 57 - 73

[DINEN101-2-01] Deutsches Institut für Normung e.V.: DIN EN 1011- 2 Empfehlungen zum Schweißen metallischer Werkstoffe.
Teil 2: Lichtbogenschweißen von ferritischen Stählen (Mai 2001) Anhang C Vermeiden von Wasserstoffrissen (bekannt auch als Kaltrisse)

[DINEN10025-1-05] Deutsches Institut für Normung e.V.: DIN EN 10025-1 Warmgewalzte Erzeugnisse aus Baustählen. Teil 1: Allgemeine technische Lieferbedingungen; deutsche Fassung EN 10025-1, (Februar 2005).

[DIN760-96] Deutsches Institut für Normung e.V.: DIN EN 760 Pulver zum Unterpulverschweißen. Einteilung; deutsche Fassung EN 760, (Mai 1996).

[DIN13916-96] Deutsches Institut für Normung e.V.: DIN EN ISO 13916 Anleitung zur Messung der Vorwärm-, Zwischenlagen- und Haltetemperaturen (November 1996).

[DIN1011-T1/98-T2/01] Deutsches Institut für Normung e.V.: DIN EN 1011 Empfehlungen zum Schweißen metallischer Werkstoffe.
Teil 1: Allgemeine Anleitung für das Lichtbogenschweißen (April 1998)
Teil 2: Lichtbogenschweißen von ferritischen Werkstoffen (Mai 2001)

[DIN10025-05] Deutsches Institut für Normung e.V.: DIN EN 10025-2 Warmgewalzte Erzeugnisse aus Baustählen.
Teil 2: Technische Lieferbedingungen für unlegierte Baustähle; Deutsche Fassung EN 10025-2, Tabelle 7 (April 2005).

[DIN10025-Tab9/05] Deutsches Institut für Normung e.V.: DIN EN 10025-2 Warmgewalzte Erzeugnisse aus Baustählen. Teil 2: Technische Lieferbedingungen für unlegierte Baustähle; deutsche Fassung EN 10025-2, Tabelle 9 (April 2005).

[DIN10025-Tab2/05] Deutsches Institut für Normung e.V.: DIN EN 10025-2 Warmgewalzte Erzeugnisse aus Baustählen. Teil 2: Technische Lieferbedingungen für unlegierte Baustähle; deutsche Fassung EN 10025-2, Tabelle 2 (April 2005).

[DIN10025-Tab4/05] Deutsches Institut für Normung e.V.: DIN EN 10025-2 Warmgewalzte Erzeugnisse aus Baustählen. Teil 2: Technische Lieferbedingungen für unlegierte Baustähle; deutsche Fassung EN 10025-2, Tabelle 4 (April 2005).

[DIN756-04] Deutsches Institut für Normung e.V.: DIN EN 756 Schweißzusätze. Massivdrähte, Fülldrähte und Drahtpulverkombinationen zum Unterpulverschweißen von unlegierten Stählen und Feinkornbaustählen. Einteilung; (Juni 2004)

[DiPa00] Dilthey, U., Payrebrune, J. de: Unterpulverschweißen hochfester Feinkornbaustähle. Schweißen und Schneiden 52 (2000), Heft 9, S. 544 - 548.

[Di05] Dilthey, U.: Schweißtechnische Fertigungsverfahren, Band 2, Verhalten der Werkstoffe beim Schweißen, Springer Verlag, 3. bearbeitete Auflage, 2005,

[DoAn95] Dorn, L., Anik, S.: Schweißeignung metallischer Werkstoffe, DVS –Verlag, Berlin, 1995.

[DoRi86] Dorn, L., Rippl, P.: Stromquelleneinfluss beim Lichtbogenschweißen – statisches Verhalten. Schweißen und Schneiden 38 (1986), Heft 6, S. 267 – 271.

[DrScKo97] Draugelates, U., Schram, A., Kolleck, M.: Austenitkorngröße in der WEZ. Schweißen und Schneiden 49 (1997), Heft 5, S. 280-287.

[Gr94] Grobecker, J.: Beitrag zum Unterpulverschweißen mit thyristorisierten Wechselstromquellen, Aachener Berichte Fügetechnik, Band 5/94, Shaker Verlag, 1994.

[Gro96] Grong, Øy.: Metallurgical Modelling of Welding, Second Edition, Printed and bound in the UK at The University Press, Cambridge, 1996.

[HeHo99] Heinemann, H., Horn, G., Thieme, S.: Metall-Aktivgasschweißen des höchst festen Feinkornbaustahls S1100Q, DVS 204, 1999, S.266-271.

[Ho61] Horstmann, D.: Das Zustandsschaubild Eisen-Kohlenstoff und die Grundlage der Wärmebehandlung der Eisen-Kohlenstoff-Legierungen, 4. Auflage, Verlag Stahleisen M.B.H. Düsseldorf, 1961.

[IIWDokN.N] N. N.: A chart method to determine necessary preheat in steel welding. IIW Dok. IX· 1740-94.

[Ki78] Killing, R.: Wie funktioniert es? Die Regelung der Lichtbogenlänge, Praktiker 30 (1978), Heft 9, S. 194 – 195.

[Kn87] Knuth, J.:Beschreibung der Arbeutsweise des Hochgeschwindigkeitsdilatometers. W.-Pieck-Univ. Rostock 1987, unveröffentlicht.

[Lä06] Läpple, V.: Wärmebehandlung des Stahls, Europa-Lehrmittel Verlag, Haan-Gruiten, 2006.

[Mi80] Million, A.: Stand der Kenntnisse über die Kaltrissbildung und die Beurteilung der Kaltrissanfälligkeit. DVS-Bericht 64, S.9/23, DVS-Verlag, Düsseldorf 1980.

[Mik94] Mikula, J.: the role of Hydrogen in the initiation of cold cracking (Part 1). Wdg. Int.8 (1994), H. 10, S. 23/27.

[MöOeh84] Möser, M., Oehmigen, G.: Bruch durch Wasserstoff– Kaltrissigkeit. Schweißtechnik, Berlin, Ausgabe 34 (1984) Heft 5, S. 198/199

[PrCeGr04] Profit Center Grobblech / Verkauf-technisches Marketing: Empfehlungen für das Schweißen von S690QL1, Thyssen Krupp Steel, Ausgabe 09/2004.

[PrCeGr09/04] Profit Center Grobblech / Verkauf-technisches Marketing: Empfehlungen für das Schweißen von XABO ® 1100, Thyssen-Krupp Steel, Ausgabe 09/2004.

[Ro39] Rose, A.: Zur Frage der Stahlhärtung, insbesondere über den Einfluss des Abschreckmittels auf den Härtungsvorgang Mitteilungen aus dem kaiser-Wilhelm-Institut für Eisenforschung, 21 (1939) 11 Abhandlung 377, S, 181 196.

[Ru91] Ruge, J.: Handbuch der Schweißtechnik/ Band 1:Werkstoffe. Dritte, neubearbeitete. u. erw. Auflage
Berlin, Heidelberg, New York, London, Paris, Tokyo: Springer, 1991

[Ry57] Rykalin, N.N.: Berechnung der Wärmevorgänge beim Schweißen. VEB-Verlag Technik, Berlin, 1957

[Schu10] Schulze, G.: Die Metallurgie des Schweißens, Eisenwerkstoffe – Nichteisenmetallische Werkstoffe, 4., neu bearbeitete Auflage, Springer-Verlag Berlin Heidelberg 2010, korrigierter Nachdruck 2010

[Se70] Seyffarth, P.: Beitrag zur Anwendung von Schweiß-ZTU-Schaubildern. Diss. A.Univ. Rostock 1970.

[Se72] Seyffarth, P.: Versuchsanlage zur Aufnahme von Kontinuiierlichen Zeit-Temperatur-Umwandlungsschaubildern mit thermischen Schweizyklen. Wiss.Z.Univ.Rostock 21 (1972) Math.-naturwiss.Reihe, H. 9/10, S. 947 bis 969.

[SeMeSch92] Seyffarth, P.; Meyer, B.; Scharff, A: Großer Atlas Schweiß-ZTU-Schaubilder, Fachbücherreihe Schweißtechnik, DVS-Verlag, Düsseldorf, 1992.

[SEW088-93] Stahl-Eisen-Werkstoffblatt SEW 088 “Schweißgeeignete Feinkornbaustähle; Richtlinien für die Verarbeitung, Besonderes für das Schmelzschweißen” (4. Ausgabe, Oktober 1993). Verlag Stahleisen, Düsseldorf 1993.

[SEW063-87] Beiblatt zum Stahl-Eisen-Werkstoffblatt 063: Empfehlungen für das Umformen und Schweißen von Stahlrohren für den Bau von Fernleitungen; Kaltrisssicherheit, 1. Ausgabe, April 1987, Verlag Stahleisen, Düsseldorf.

[ThEi97] Thier, H., Eisenbeis, C., Winkler, R.: Vorwärmtemperatur beim Mehrlagenschweißen. Schweißen und Schneiden 49 (1997), Heft 7, S. 426 - 430.

[UwDe72] Uwer, D., Degenkolbe, J.: Temperaturzyklen beim Lichtbogenschweißen -Berechnung der Abkühlzeiten. Schweißen und Schneiden, Jahrgang 24 (1972), Heft 12, S. 485 - 489

[UwDe75] Uwer, D., Degenkolbe, J.: Temperaturzyklen beim Lichtbogenschweißen, Einfluss des Wärmebehandlungszustandes und der chemischen Zusammensetzung von Stählen auf die Abkühlzeit. Schw. Sehn. 27 (1975) H. 8, S. 303 bis 306.

[UwDe81] Uwer, D.; Degenkolbe, J.: Kennzeichnung von Schweißtemperaturzyklen hinsichtlich ihrer Auswirkung auf die mechanischen Eigenschaften von Schweißverbindungen. Schweißtechnik. (Zürich) 71 (1981) H. 2, S. 45 bis 53.

[UwDeWe84] Uwer, D.; Degenkolbe, J.; Wegmann, H.: Characterization of weld thermal cycles with regard to their effect on the mechanical properties of welded joints by the, cooling time $t_{8/5}$ and its determination. IIW-Doc. IX-1336-84.

[UwHö91] Uwer, D., Höhne, H.: Charakterisierung des Kaltrissverhaltens von Stählen beim Schweißen. Schweißen und Schneiden 43 (1991) Heft 4, S. 195 - 199.

[UwHö91] Uwer, D., Höhne, H.: Ermittlung angemessener Mindestvorwärmtemperaturen. Schweißen und Schneiden 43 (1991), Heft 5, S. 282 - 287.

[UwWeN.N] Uwer, D., Wegmann, H.: Empfehlungen für das kaltrisssichere Schweißen von Baustählen. Thyssen AG, Geschäftsfeld Grobblech / FQP-Schweißtechnik.