

MÖGLICHKEITEN DER MATHEMATISCHEN BESCHREIBUNG VON PHASENUMWANDLUNGEN IM STAHL BEI SCHWEISS- UND WIG- NACHBEHANDLUNGSPROZESSEN

Jörg Hildebrand, Idna Wudtke und Frank Werner

*Bauhaus-Universität Weimar, Fakultät Bauingenieurwesen, Professur Stahlbau,
Marienstraße 5, 99423 Weimar, Deutschland*

E-mail: joerg.hildebrand@bauing.uni-weimar.de

idna.wudtke@bauing.uni-weimar.de

frank.werner@bauing.uni-weimar.de

Keywords: Stahl, Schweißen, WIG-Nachbehandlung, Phasenumwandlung, ZTU-Schaubild, SYSWELD[®].

Abstract. *In der Literatur existiert eine Vielzahl von Modellen zur Beschreibung von diffusionsgesteuerten sowie nicht diffusionsgesteuerten Umwandlungen bei Stahl unter isothermen und nicht-isothermen Bedingungen. Die Auswahl eines geeigneten Modells hängt vom betrachteten Prozess und von den verfügbaren Informationen über den zu untersuchenden Stahl ab. Für die Betrachtung der Phasenumwandlung bei Schweißprozessen eignet sich das semi-empirische Modell von Leblond durch seine einfache Struktur und Allgemeingültigkeit sehr gut. Die notwendigen Berechnungsparameter können sowohl aus Schweiß-ZTU-Schaubildern als auch aus kontinuierlichen Schaubildern ermittelt werden. Für die numerische Simulation eines Schweißprozesses unter Berücksichtigung der phasen- und temperaturabhängigen Vorgänge im Stahl steht das kommerzielle FE-Programm SYSWELD[®] zur Verfügung. Dieses Programm ermöglicht es, Prozesse und Zustände zu modellieren und zu diskutieren, die sich experimentell nur schwer abbilden lassen.*

1 EINLEITUNG

In den letzten Jahrzehnten entstanden unterschiedliche mathematische Modelle zur Beschreibung der Phasenumwandlung bei Stählen. Dadurch bietet sich die Möglichkeit, numerische Untersuchungen zur Auswirkung von Energieeinträgen auf die Gefügestruktur bei Wärmebehandlungs- und Schweißprozessen durchzuführen, um gegebenenfalls die bisher verwendete Verarbeitungstechnologie zu modifizieren. Ein ursprünglich ungünstiger Gefügestand, z. B. ein sprödes Gefüge in Bereich einer Kerbe, kann durch gezielte Wärmeführung wesentlich verändert werden, um die Trageigenschaften einer Verbindung bzw. eines Bauteiles deutlich zu verbessern.

Nach einer allgemeinen Betrachtung der Auswirkungen des Schweißprozesses auf Stähle werden einige mathematische Modelle zu den unterschiedlichen Phasenumwandlungen vorgestellt. Anhand eines Stumpf- und Kreuzstoßes, die aus Feinkornbaustählen hergestellt wurden, werden die Umwandlungen beim Schweißprozess sowie der anschließenden WIG-Nachbehandlung unter Verwendung des Modells von Leblond und Koistinen-Marburger abschließend diskutiert.

2 AUSWIRKUNGEN DES SCHWEISSPROZESSES

Schweißverbindungen können in vier unterschiedliche Zonen eingeteilt werden, die sich in Abhängigkeit der aufgetretenen Temperatur und den abgelaufenen metallurgischen Prozessen bei umwandlungsfähigen Stählen definieren lassen. Die Abbildung 1 zeigt für die drei wichtigsten Zonen - Schmelzbad, Wärmeeinflusszone und Anlasszone - die entsprechenden Temperaturen sowie die im Allgemeinen ablaufenden Vorgänge.

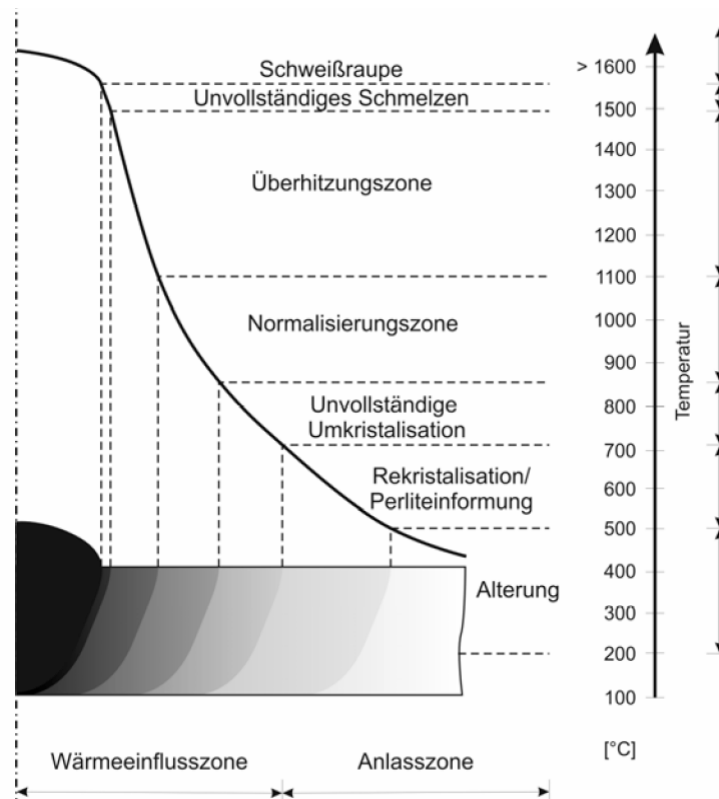


Abbildung 1: Zusammenhang zwischen Temperatur und Zonen nach [1]

Im *Schmelzbad* tritt einerseits eine Umwandlung von flüssiger in fester Phase (Aufschmelzen und Erstarren bei ca. 1550 °C) und andererseits eine Umwandlung in der festen Phase (strukturelle Phasenumwandlung) des vorhandenen Grund- und Schweißzusatzwerkstoffes mit einer Energieaufnahme beim Aufheizen bzw. Energieabgabe bei der Abkühlung auf.

Die sich an das Schmelzbad anschließende *Wärmeeinflusszone* ist durch eine Austenitisierung des Werkstoffes, die bei der A_{C1} -Temperatur (ab 700 °C) beginnt, charakterisiert. Eine vollständige Umwandlung von Ausgangsgefüge in Austenit beim Aufheizen stellt sich oberhalb der A_{C3} -Temperatur (ab 850 °C) ein.

In der *Anlasszone* finden auf Grund der hohen Temperaturen bis zur A_{C1} -Temperaturgrenze Rekristallisationsvorgänge und zum Teil eine Vergrößerung des Kornes statt. Insbesondere bei Verbindungen aus hoch- und höchstfesten Feinbaustählen kann diese Zone durch ein Absinken der Werte im Härteverlauf identifiziert werden.

Der unbeeinflusste Grundwerkstoff schließt sich an die Anlasszone an und kennzeichnet die vierte Zone in einer Schweißverbindung. In dieser Zone ist das Ausgangsgefüge nach den verschiedenen Wärmebehandlungen sowie Walzvorgängen bei der Herstellung der Bleche zu finden und weist spezifische Festigkeitseigenschaften auf.

Die vorhandenen Phasenumwandlungen bei Stahl, die eine metallurgische Eigenschaft von Eisen darstellen, können in zwei Gruppen eingeteilt werden. Die erste Gruppe umfasst die Umwandlung einer Phase beim Aufschmelzen und Erstarren. Bei un- und niedriglegiertem Stahl ist im Allgemeinen im Temperaturbereich über 850 °C das γ -Kristall, welches eine kubisch-flächenzentrierte Struktur aufweist, stabil und wird als Austenit bezeichnet. Unterhalb von 700 °C existiert im Allgemeinen das Ferrit als α -Kristall mit kubisch-raumzentrierter Struktur. Im Bereich zwischen 850 °C und 700 °C liegen beide Kristallstrukturen vor. Die zweite Gruppe beschreibt die Umwandlung einer festen Phase ohne Änderung des Aggregatzustandes und wird als strukturelle Phasenumwandlung bezeichnet. Es ist aus vielen Untersuchungen bekannt, dass die Entstehung von einzelnen Gefügen bzw. die Umwandlung sehr stark von folgenden Einflüssen abhängen:

- Zustand des Ausgangsgefüges, insbesondere Korngröße und Homogenisierung,
- chemische Zusammensetzung des betrachteten Stahls,
- Zeit-Temperatur-Verlauf des Prozesses insbesondere bei der Abkühlung.

3 MATHEMATISCHE MODELLIERUNG DER UMWANDLUNGSKINETIK

Eine mathematische Beschreibung der Phasenumwandlungen ist Voraussetzung für eine realitätsnahe FE-Simulation des Gefügestandes und ermöglicht darauf aufbauend eine Voraussage zum zeitlich veränderlichen Temperatur- bzw. Spannungsfeld auch von komplexen Bauteilen. In den letzten Jahren wurden eine Vielzahl von mathematischen Modellen entwickelt, um die Umwandlung zwischen verschiedenen Phasen zu beschreiben. In der Dissertation von Gross [2] werden sehr kompakt die heute zur Verfügung stehenden Modelle aufgeführt und dargestellt. Aufbauend auf diese Arbeit werden nachfolgend ausgewählte Modelle diskutiert. Zum Aufstellen von Modellen für die Umwandlungskinetik hat es sich als sinnvoll erwiesen, nach den thermischen Randbedingungen in isotherme ablaufende und nicht-isotherme ablaufende Prozesse zu unterscheiden (siehe Tabelle 1).

Prozess	Modellierung der Umwandlung	
isothermer	Austin-Ricket (1935)	$y_i = 1 - (1 + b_i t^{n_i})^{-1}$
	Johnson-Mehl-Avrami (1939)	$y_i = 1 - \exp(-b_i t^{n_i})$
	Koistinen-Marburger (1959)	$y_{mar} = 1 - \exp(\alpha(M_s - T))$
	Wildau-Hougardy (1985)	$y_{mar} = 1 - \exp(b(M_s - T)^n)$
	Schröder (1985)	$y_{mar} = 1 - \left(\frac{T - M_e}{M_s - M_e} \right)^2$
nicht-isothermer	LSG2M (1994)	$y_i = 1 - \exp(-b_i(t^* + dt)^{n_i})$
	Christian (1965)	$\frac{dy_i}{dt} = h(T) \cdot g(y)$
	Börnsen (1989)	$\frac{dy_i}{dt} = b_i^{1/n_i} n_i (y_{eqi} - y_i) \left(\ln \frac{y_{eqi}}{y_{eqi} - y_i} \right)^{1-1/n_i}$
	Leblond (1984)	$\frac{dy_i}{dt} = \frac{y_{eq,i}(T) - y_i}{\tau(T)} f(\dot{T})$
	Seyffarth Kassatkin (1984)	$y_{mar}(t_A) = 1 - \phi \left(\frac{\ln t_A - \ln t_{x,mar}}{\ln S_{mar}} \right)$

Tabelle 1: Modelle zur Ermittlung des Phasenanteiles y_i nach [4]

Ende der 40-er Jahre veröffentlichten Johnson [4] und Austin [5] erste mathematische Beschreibungen für die diffusionsgesteuerte und martensitische Umwandlung bei isothermen Prozessen. Durch die Entwicklung der Rechentechnik und der entsprechenden Methoden war es möglich, auch für komplexere Abkühlprozesse, wie die nicht-isothermen Vorgänge beim Schweißen, neue Modelle aufzustellen bzw. vorhandene Modelle zu modifizieren.

3.1 Isotherme Prozesse

Ausgehend von einer Basisgleichung (siehe Tabelle 2) entsteht durch Integration das Modell von Johnson-Mehl-Avrami und von Austin-Ricket. Die beiden Gleichungen unterscheiden sich durch den angesetzten Zahlenwert für k in der Basisgleichung, der den Verlauf der Umwandlung charakterisiert.

Basisgleichung	Modell von	angesetzter Wert	integrierte Gleichung
$\frac{dy_i}{dt} = (1 - y_i)^k n_i b_i t^{n_i - 1}$	Austin-Ricket	$k = 1$	$y_i = 1 - \exp(-b_i t^{n_i})$
	Johnson-Mehl-Avrami	$k = 2$	$y_i = 1 - (1 + b_i t^{n_i})^{-1}$

Tabelle 2: Entwicklungen aus der Basisgleichung

Es wird vorausgesetzt, dass sich eine Phase 1 vollständig in Phase 2 umwandelt. Dieses gilt nicht immer für die betrachteten Umwandlungsprozesse im Stahl, da mehrere Phasenumwandlungen gleichzeitig bzw. hintereinander ablaufen können. Daher schlägt Ueda [6] vor, einen fiktiven Phasenteil einzuführen, um einen Restanteil der noch vorhandenen Phase zu berücksichtigen.

Die Ermittlung der notwendigen Parameter b und n in die Austin-Ricket-Gleichung bzw. Johnson-Mehl-Avrami-Gleichung erfolgt mit Hilfe von existierenden isothermen ZTU-Schaubildern. Dabei werden Startzeit, die durch die 1 % Umwandlungsgrenze gekennzeichnet ist, und Endzeit, die die Umwandlung von 99 % der Phase darstellt, für eine bestimmte Temperatur herausgelesen und eingesetzt. Mit Hilfe der zwei verfügbaren Wertepaare können in Abhängigkeit der Temperatur die Parameter bestimmt werden.

Zur mathematischen Beschreibung des Kurvenverlaufes der Parameter b und n über einen größeren Temperaturbereich wurden verschiedene Ansätze, wie z. B. Polynomenansätze, entwickelt. Weiterhin gibt es von Börnsen [7] und Hougardy [8] mathematische Approximationen, die die Zeiten gleicher Phasenteile beschreiben. Andererseits wurde versucht, thermodynamische Modelle zur Bestimmung von b und n aufzustellen. Durch die Komplexität und gegenseitige Beeinflussung von unterschiedlichen Effekten ist dieses nur schwer eindeutig möglich.

Für die Beschreibung der diffusionslosen Umwandlung von Austenit (Phase 1) in Martensit (Phase 2) liegen drei allgemein akzeptierte mathematische Modelle vor. Die Besonderheit bei der martensitischen Umwandlung ist der starke Einfluss der Temperatur auf die Entstehung von Martensit. Das Wachstum ist nicht wie bei der diffusionsgesteuerten Umwandlung von der Zeit abhängig. Koistinen und Marburger [9] gehen von einem linearen Zusammenhang zwischen Martensitanteil dy_{mar} und Temperaturveränderung dT aus:

$$\frac{dy_{mar}}{dT} = \alpha(1 - y_{mar}) \text{ für } T < M_s. \quad (1)$$

Der Parameter α stellt dabei den Anstieg des entstehenden Martensitanteiles dar und ist abhängig von der Kohlenstoffkonzentration im Stahl und von der Martensitstarttemperatur. Bekannter ist die Gleichung (1) in umgestellter und danach integrierter Form:

$$y_{mar} = 1 - \exp(\alpha(M_s - T)). \quad (2)$$

Von Wildau und Hougardy [10] wurde eine der Johnson-Mehl-Avrami-Gleichung sehr ähnlichen Gleichung entwickelt. Dabei stellen die Parameter b und n eine Funktion der Martensitstarttemperatur M_s dar:

$$y_{mar} = 1 - \exp(b(M_s - T)^n). \quad (2)$$

Eine ganz andere Herangehensweise wählte Schröder [11]. Die entstehenden Martensitanteile bei der betrachteten Temperatur hängen von der Start- (M_s) und Endtemperatur (M_e) der Martensitbildung ab:

$$y_{mar} = 1 - \left(\frac{T - M_e}{M_s - M_e} \right)^2. \quad (3)$$

Damit werden messtechnisch erfassbare Eigenschaften eines Stahles berücksichtigt sowie ein eindeutiger Zusammenhang zwischen chemischer Zusammensetzung und Umwandlung hergestellt.

3.2 Nicht-isotherme Prozesse

Im Allgemeinen laufen sowohl Aufheiz- als auch Abkühlvorgänge bei Schweißprozessen ab, bei denen sich die Temperatur über die Zeit zum Teil sehr schnell verändert. Die Modelle, die für diese nicht-isothermen Prozesse entwickelt wurden, können in drei Gruppen eingeteilt werden, wie dies Tabelle 3 zeigt.

Gruppe	Ansatz / Idee	Modell
1	Treppenmodell / additive Modelle	$\frac{dy_i}{dt} = b_i^{1/n_i} n_i (y_{eq_i} - y_i) \left(\ln \frac{y_{eq_i}}{y_{eq_i} - y_i} \right)^{1-1/n_i}$
2	Modifikation von Gleichungen	$\frac{dy_i}{dt} = \frac{y_{eq,i}(T) - y_i}{\tau(T)} f(\dot{T})$
3	Empirische Modelle	$y_{mar}(t_A) = 1 - \phi \left(\frac{\ln t_A - \ln t_{x,mar}}{\ln S_{mar}} \right)$

Tabelle 3: Übersicht zur Einteilung der Modelle für nicht-isothermer Prozesse

Ausgehend von der Johnson-Mehl-Avrami-Gleichung wird ein Modell für eine nicht-isotherme Umwandlung entwickelt. Dahinter steckt die Idee, dass eine Folge von sehr kleinen isothermen Schritten ähnlich einer Treppe den nicht-isothermen Temperaturverlauf nachbildet. Diese additive Methode kann wie folgt für eine temperaturabhängige Verzögerungszeit bis zum Beginn der Keimbildung $\tau(T)$ und einer Länge dt_i des Zeitschrittes i definiert werden für:

$$\text{diffusionsgesteuerte Umwandlung} \quad S = \sum_i \frac{dt_i}{\tau(T)} = 1 \quad (4)$$

$$\text{nicht-diffusionsgesteuerte Umwandlung} \quad S = f(\dot{T}) \sum_i \frac{dt_i}{\tau(T)} = 1. \quad (5)$$

Zur Berücksichtigung der Abkühlgeschwindigkeit bei der nicht-diffusionsgesteuerten Umwandlung wird zusätzlich in Gleichung (4) ein Faktor $f(\dot{T})$ eingeführt, der den funktionalen Zusammenhang beschreibt, und daraus entsteht die Gleichung (5).

Da die Johnson-Mehl-Avrami-Gleichung nur für eine isotherme Umwandlung gültig ist und beim nächsten Temperatur-Zeit-Schritt andere Parameter b und n zu verwenden sind, die zu einem veränderten Phasenanteil führen, wird eine fiktive Zeit t_{i+1}^* für den nächsten Zeitschritt eingeführt:

$$t_{i+1}^* = \left(\frac{\ln \left(1 - \frac{y_i}{y_{i+1}^{\max}} \right)}{b_{i+1}} \right)^{\frac{1}{n_{i+1}}}. \quad (6)$$

Die fiktive Zeit t_{i+1}^* stellt den Übergang vom Berechnungsschritt i zum nächsten Schritt $i+1$ sicher und gewährleistet, dass der Phasenanteil y_{i+1} zum Beginn des Zeitschrittes $i+1$ bei der Temperatur T_{i+1} bei veränderten Parametern b und n gleich dem Phasenanteil y_i am Ende des Zeitschrittes i bei der Temperatur T_i ist (siehe Abbildung 4).

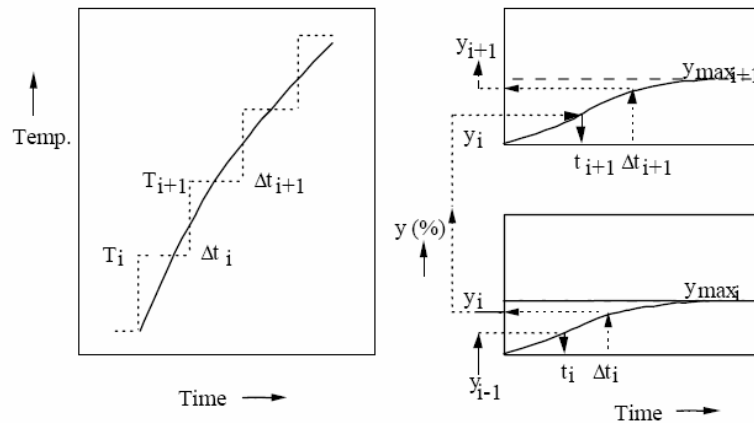


Abbildung 4: Schematische Darstellung für die Berechnung neuer Phasenanteile [15]

Der Phasenanteil y_{i+1} wird am Ende des Zeitschrittes $i+1$ mit der Summe aus fiktiver Zeit t_{i+1}^* und Zeitschritt dt wie folgt berechnet:

$$y_{i+1} = y_{i+1}^{\max} \left(1 - \exp\left(-b_{i+1} (t_{i+1}^* + dt)^{n_{i+1}}\right) \right). \quad (7)$$

Voraussetzungen für die Anwendung eines additiven Modells wurden von Lyra [17] auf Grundlage verschiedener Literaturquellen zusammengefasst:

- Isokinetisches Verhalten: Im Temperaturbereich der ablaufenden Umwandlung muss ein konstantes Verhältnis zwischen Keimbildungsrate I und Wachstumsgeschwindigkeit G vorliegen.
- Frühe Sättigung der Keimbildungsstelle: Die Umwandlung ist additiv, wenn zu einem frühen Zeitpunkt keine verfügbaren Stellen für die Keimbildung vorhanden sind, dann existiert eine temperaturabhängige Umwandlungsgeschwindigkeit.

Mit dem semi-empirischen Modell von Leblond [15] können mehrere Phasenumwandlungen gleichzeitig oder nacheinander betrachtet werden. Es wird davon ausgegangen, dass sich das Gleichgewicht der Phasenanteile unabhängig von der Temperatur bei sehr langsamer Aufheizung bzw. Abkühlung nach ausreichender Zeit einstellt. Dieses wird als temperaturunabhängiger Gleichgewichtszustand $y_{eq,i}(T)$ der Phase y_i bezeichnet und es wird angenommen, dass dieser Zustand auf Grund der Reaktionsträgheit der Teilchen nach einer Verzögerung $\tau(T) > 0$ erreicht wird. Je größer die Temperaturrate beim Umwandlungsprozess ist, umso größer ist die Verzögerung des umgewandelten Phasenanteiles zum Gleichgewichtszustand.

Die nicht-diffusionsgesteuerte Umwandlung hängt insbesondere von der Geschwindigkeit bei der Abkühlung ab und wird durch einen zusätzlichen Faktor $f(\dot{T})$ in der Gleichung berücksichtigt. Damit ergeben sich zwei Gleichungen, die durch die einfache Formulierung sehr gut für eine Integration in ein numerisches Berechnungsprogramm geeignet sind:

$$\text{diffusionsgesteuerte Umwandlung} \quad \frac{dy_i}{dt} = \frac{y_{eq,i}(T) - y_i}{\tau_i(T)} \quad (8)$$

$$\text{nicht diffusionsgesteuerte Umwandlung} \quad \frac{dy_i}{dt} = \frac{y_{eq,i}(T) - y_i}{\tau(T)} f(\dot{T}). \quad (9)$$

Weiterhin berücksichtigt Leblond [15] den Einfluss der Austenitkorngröße auf die Umwandlung infolge der vorhandenen Aktivierungsenergie bei wachsenden, stetigen und fallenden Austenitanteilen. Die Änderungen der Korngrößen in den unterschiedlichen Bereichen werden durch folgende Gleichungen beschrieben:

$$\text{wachsende Austenitanteile} \quad \dot{D}^a = C \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) - \frac{\dot{y}_{aus}}{y_{aus}} D^a \quad (10)$$

$$\text{stetige und fallende Austenitanteile} \quad \dot{D}^a = C \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right). \quad (11)$$

Im Allgemeinen werden die positiven Konstanten mit $a = 4$ und $C = 0,4948 \cdot 10^{14} \text{ mm}^4/\text{s}$ angenommen. Die Aktivierungsenergie Q und die Gaskonstante R ergeben als Quotient den Wert von $Q/R = 63900 \text{ K}$.

Durch die Anwendung von empirischen Modellen gelingt es sehr schnell, Aussagen zur Verteilung der Phasenanteile in der kritischen Wärmeeinflusszone ausgehend von der chemischen Zusammensetzung und der Abkühlzeit $t_{8/5}$ zu bestimmen. Dazu wurde eine Vielzahl von Schweiß-ZTU-Schaubildern hinsichtlich des Umwandlungsverhaltens, insbesondere der Bildungszeiten der Phasen Ferrit, Perlit, Bainit und Martensit, ausgewertet. Für niedriglegierte Stähle entwickelten Seyffarth und Kassatkin [19] Modelle zur Berechnung der Phasenanteile unter Verwendung einer normierten Integralfunktion der Normalverteilung. Zur Bestimmung der Martensitanteile lautet die Gleichung:

$$y_{mar}(t_A) = 1 - \phi\left(\frac{\ln t_A - \ln t_{x,mar}}{\ln S_{mar}}\right). \quad (12)$$

Diese Modelle gelten nur unter bestimmten Voraussetzungen und besitzen einen eingeschränkten Gültigkeitsbereich. Für eine allgemeine Anwendung auf alle Stähle sind solche Modelle nicht geeignet.

4 NUMERISCHE SIMUALTION

In den letzten Jahren wurden grundsätzliche Zusammenhänge zwischen den Einflussfaktoren beim Schmelzschweißen analysiert [18]. Lokal begrenzte Temperatur- und Gefügeveränderungen führen zu inhomogenen Dehnungen im Werkstoff. Die daraus entstehenden Spannungen beeinflussen rückwirkend das Temperaturfeld und das Umwandlungsverhalten der Gefügestruktur allerdings nur schwach.

Eine Unterteilung der komplexen Zusammenhänge bei Schweißvorgängen in Teilprozesse kann durch Ausnutzung der unterschiedlich starken Beeinflussungen zwischen den Einzelprozessen realisiert werden, zum Beispiel werden die Rückwirkungen der Gasdiffusion auf die anderen Einzelprozesse vollständig vernachlässigt. Vorteilhaft ist der damit erzeugte reduzierte Berechnungsaufwand im FE-Programm. Eine Gliederung in drei entkoppelte Teilprozesse ist möglich [18]:

- Temperaturfeld mit Berücksichtigung der Veränderung in der Gefügestruktur
- resultierender mechanischer Spannungszustand
- Diffusion von Gasen im Werkstoff.

Eine auf die Schweißsimulation bezogene Unterteilung gibt beispielhaft [19] an. Dabei werden die Teilbereiche

- Prozesssimulation,
- Struktursimulation und
- Werkstoffsimulation

definiert, die durch Koppelparameter zwischen den Teilbereichen verbunden sind. Die gegenseitige Einflussnahme der verschiedenen Teilbereiche wird auch in Abbildung 5 deutlich.

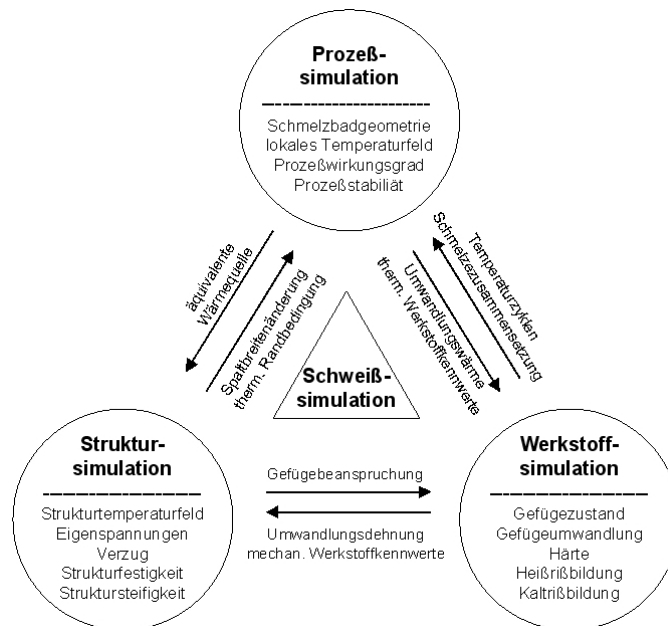


Abbildung 5: Teilbereiche einer Schweißsimulation nach Radaj [19]

In den folgenden beiden Abschnitten werden Ergebnisse von Untersuchungen zur WIG-Nachbehandlung, die in Zusammenarbeit mit dem Institut für Fügetechnik und Werkstoffprüfung in Jena an Feinkornbaustählen S690QL und S960QL entstanden, vorgestellt. Die notwendigen Materialkennwerte und weitere Randbedingungen sind in [20] dokumentiert und werden hier nicht weiter diskutiert.

Die Simulation des MAG-Schweißprozesses und einer anschließenden WIG-Nachbehandlung unterteilte sich jeweils in die thermische Berechnung, gekoppelt mit der Bestimmung der Gefügeanteile, und in die anschließende mechanische Berechnung. Im FE-Programm SYSWELD[®] [12] wurden das Modell von Leblond für die Umwandlung des Ausgangsgefüges in Austenit bzw. von Austenit in Ferrit und Bainit sowie das Modell von Koistinen-Marburger für die Bildung von Martensit angewendet. Weiterhin wurde das Anlassen von Bainit und Martensit in der Simulation berücksichtigt. Durch die gewählte Unterteilung und die Anwendung einer äquivalenten Wärmequelle im FE-Programm ist im ersten Schritt eine Überprüfung der ermittelten Temperaturen mit Hilfe von Versuchsergebnissen notwendig. Am Beispiel eines Stumpf- und Kreuzstoßes aus den oben genannten Feinkornbaustählen werden die aufbereiteten Ergebnisse für das Temperaturfeld und die Umwandlungen diskutiert.

4.1 Verifikation des Temperaturfeldes

Die Verifikation des numerisch ermittelten Temperaturfeldes erfolgt einerseits im Vergleich mit der gemessenen Abkühlzeit $t_{8/5}$ und andererseits im Vergleich mit der Ausdehnung des Schmelzbades, die aus dem Makroschliffbild erkennbar ist. Damit können die Energieeinträge kontrolliert und die temperaturabhängigen Materialwerte, die die Wärmeleitung und –speicherung beeinflussen, überprüft werden.

Bei den zwei untersuchten Schweißverbindungen wurden die Abkühlzeiten $t_{8/5}$ gemessen. Die Lage der Messpunkte ist aus den Bildern in Tabelle 5 ersichtlich. Deutlich werden die Veränderungen der Abkühlzeiten vom Bereich der Schweißnaht über die Wärmeeinflusszonen bis zum unbeeinflussten Grundwerkstoff. Auffällig ist eine breite Staffelung der Abkühlzeiten bei der WIG-Aufschmelzung am Kreuzstoß. Dies deutet auf eine unterschiedliche Wärmeableitung in die beiden Grundwerkstoffe hin. Ein Vergleich der Schmelzbadabmessung zwischen Makroschliff und numerischer Simulation ist in Tabelle 4 für eine Decklage des untersuchten Stumpfstoßes dargestellt.

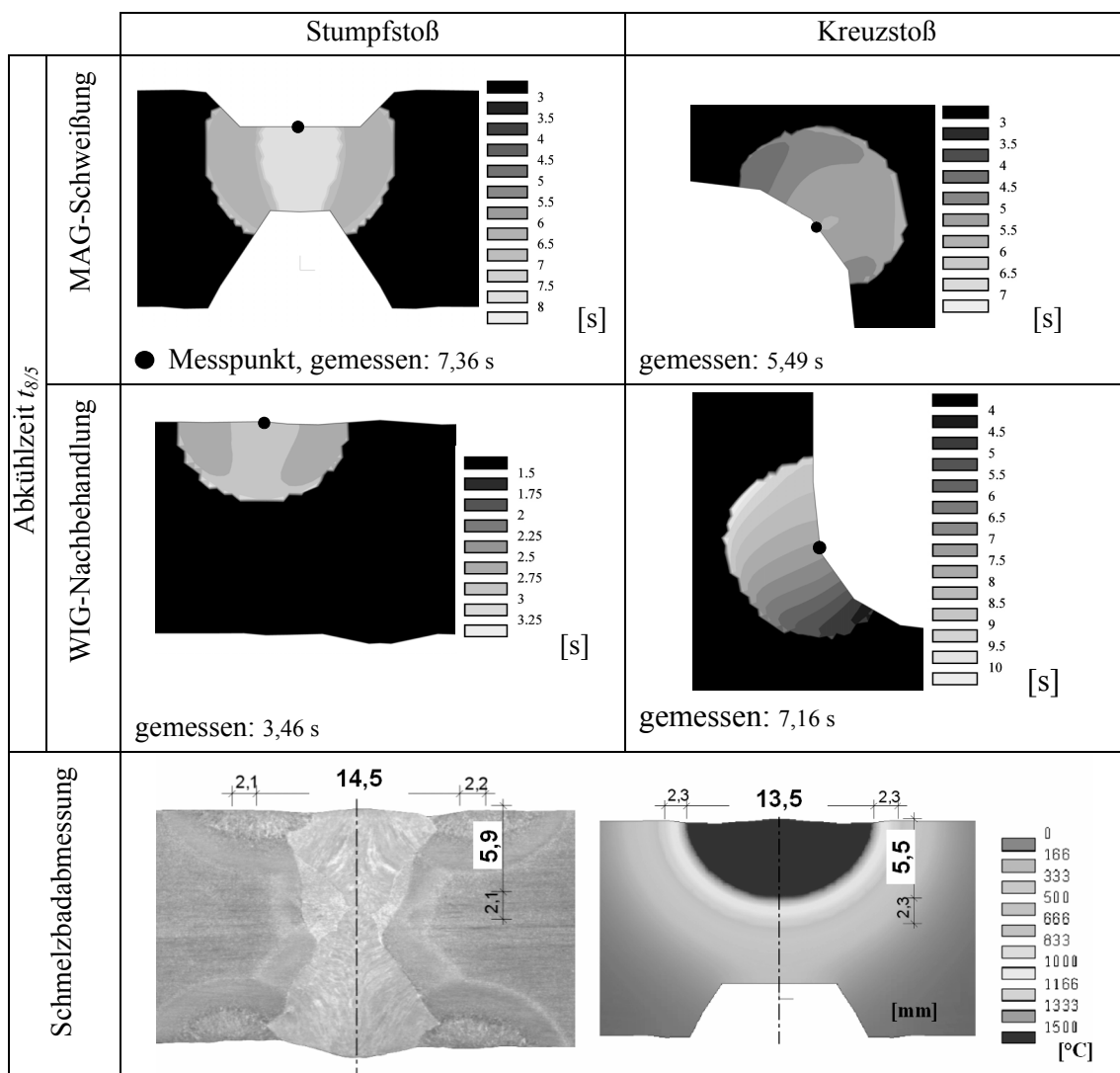


Tabelle 4: Abkühlzeiten und Schmelzbadabmessung

4.2 Gefügezustand

Die Gefügeanteile vor sowie nach der WIG-Nachbehandlung sind für einen Stumpfstoß in Tabelle 5 und einen Kreuzstoß in Tabelle 6 dargestellt. Durch eine erneute Wärmeeinwirkung infolge der WIG-Nachbehandlung und einer teilweisen Aufschmelzung verändert sich das nach dem Schweißen entstandene Gefüge. Dieses wandelt sich infolge des niedrigen Energieeintrages von Austenit in überwiegend martensitisches Gefüge und nur zu einem geringen Teil in Bainit um (Bereich 1). Im Bereich 2, der die Wärmeeinflusszone während der MAG-Schweißung und WIG-Nachbehandlung zeigt, erhöht sich der Anteil des angelassenen Gefüges. Eine schmale Zone von neu angelassenem Martensit bzw. Bainit bildet sich halbrund um die Wärmeeinflusszone aus.

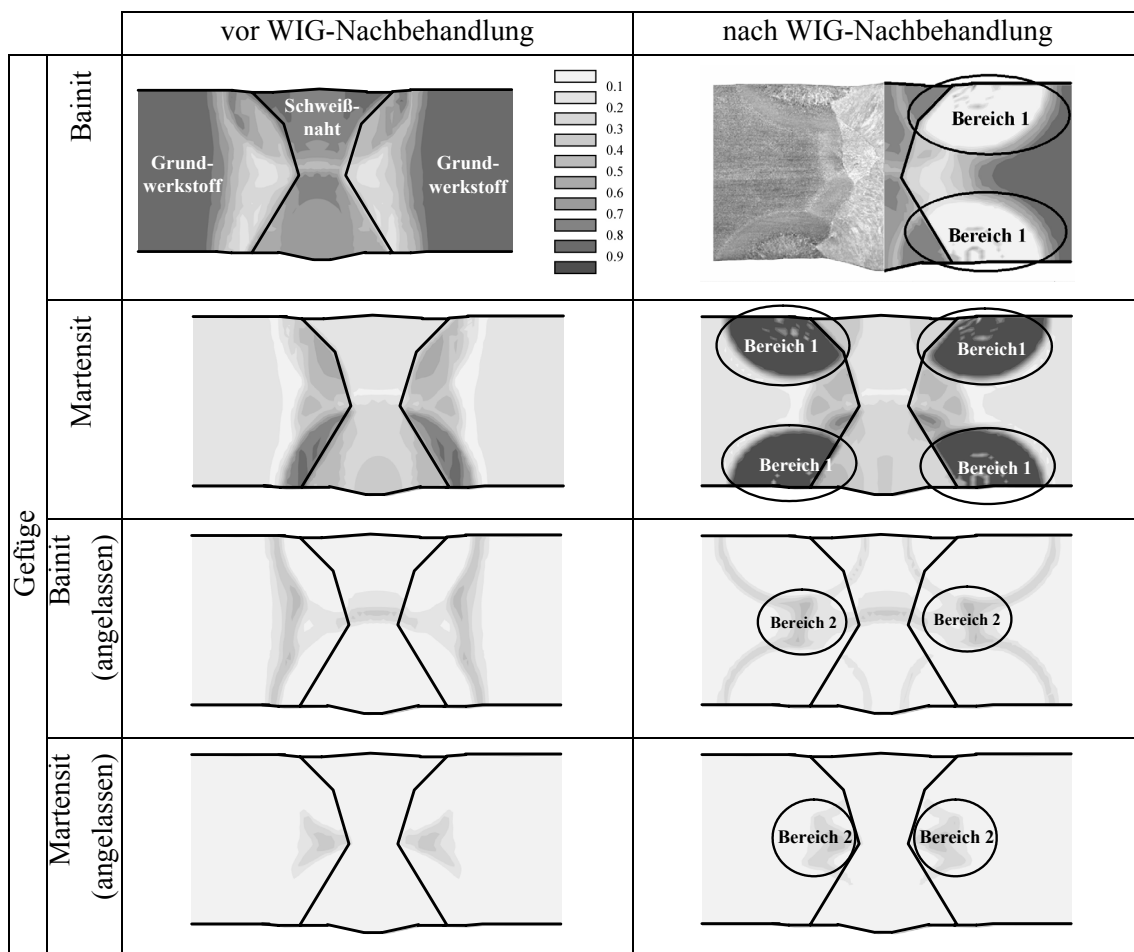


Tabelle 5: Gefügeanteile für den Stumpfstoß aus S690QL

Ähnliche Veränderungen wie beim Stumpfstoß sind auch beim Kreuzstoß festzustellen. Da die Gefügestruktur des Stahles S960QL schon überwiegend aus Martensit gebildet wird und entsprechend dem verwendeten Schweiß-ZTU-Schaubild erst nach einer Abkühlzeit von ca. 12 s Bainit entsteht, wird die Veränderung des Gefügeanteiles Martensit bzw. Bainit nicht so deutlich (Bereich 4). Der eingesetzte Schweißzusatzwerkstoff wandelt unter den verwendeten MAG-Schweißparametern überwiegend in Bainit um (Bereich 5) und wird durch die WIG-Nachbehandlung angelassen oder komplett aufgeschmolzen. Einen signifikanten Einfluss der

zuletzt durchgeführten WIG-Nachbehandlung ist im Bereich 6 bei der Zusammensetzung des Gefüges deutlich zu erkennen.

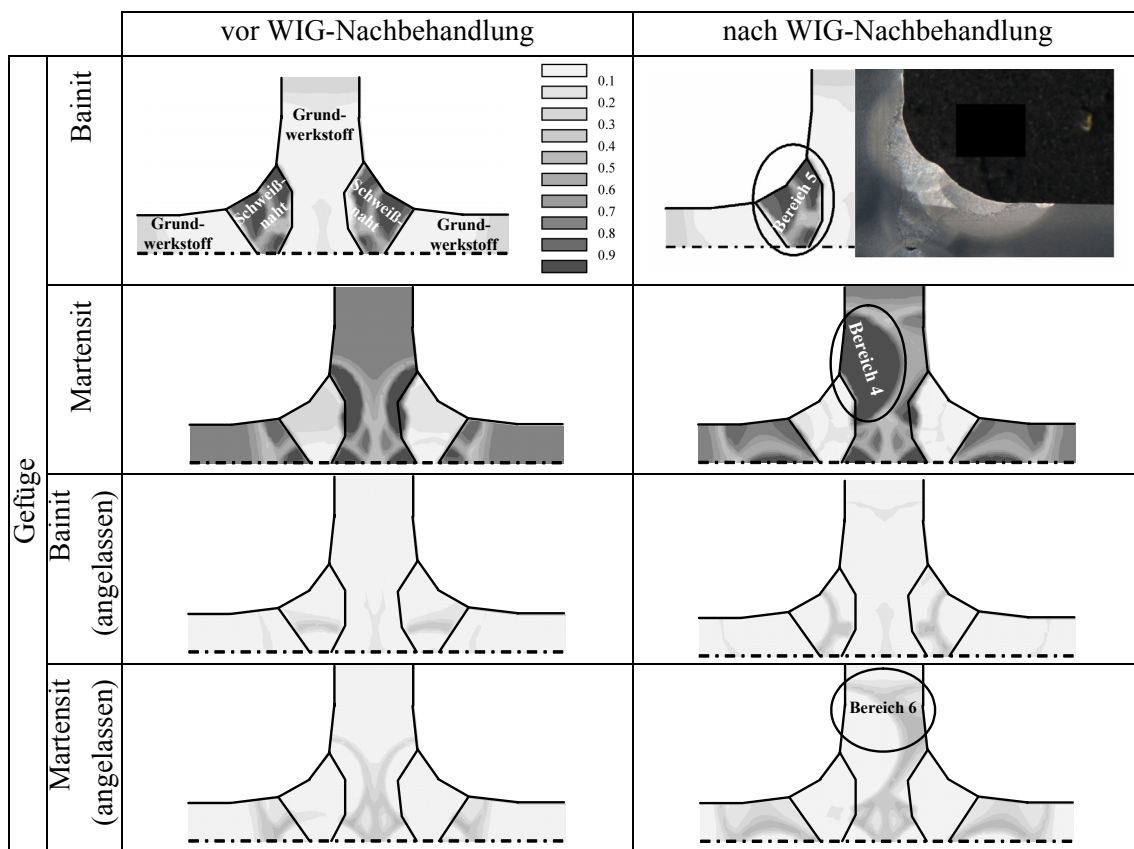


Tabelle 6: Gefügeanteile für den Kreuzstoß aus S960QL

5 SCHLUSSFOLGERUNG

Die gewonnenen Ergebnisse zeigen, dass eine numerische Simulation des Umwandlungsverhaltens eine wertvolle Ergänzung zu experimentellen Untersuchungen darstellt. Es können Prozesse und Zustände modelliert und diskutiert werden, die sich experimentell nur schwer abbilden lassen. Weiterhin ermöglichen die vorhandenen Ergebnisse, Prozessparameter und Randbedingungen des realen Prozesses zu modifizieren, um angestrebte Eigenschaften in der Schweißnaht und der Wärmeeinflusszone zu erzielen.

LITERATUR

- [1] I. Starčević, *Simulation der Eigenspannungen für Schweißvorgänge*. Diplomarbeit, Weimar, 2004.
- [2] A. Gross, *Experimentelle und theoretische Untersuchungen des Unterwasserschweißens unter Berücksichtigung von Gefügeumwandlung*. VDI-Verlag, 2005.
- [3] J. Degenkolbe, H. P. Hougardy und D. Uwer, *Schweißen unlegierter und niedriglegierter Baustähle*. Stahl-Informations-Zentrum, Düsseldorf, 1999.

- [4] W. A. Johnson and R. F. Mehl, Reaction kinetics in process of nucleation and growth. *Trans. AIME*, **135**, 416-458, 1939.
- [5] J. B. Austin and R. L. Ricket, An improved calculation of the transformation of steels, *Trans. AIME*, **135**, 1-20, 1939.
- [6] Y. Ueda, H. Murakawa and Y. Luo, A computational model of phase transformation for welding processes, *Trans. JWRI*, **24**, 95-100, 1995.
- [7] M. Börnsen, *Zum Einfluss von Gefügeumwandlungen auf Spannungen und Formänderungen bei thermischer und mechanischer Belastung*. VDI-Verlag, Düsseldorf, 1989.
- [8] H. P. Hougardy and K. Yamazaki, An improved calculation of the transformation of steels. *Steel research*, **57**, 466-471, 1986.
- [9] D. P. Koistinen and R. E. Marburger, A general equation prescribing the extent of the austenit-martensit transformation in pure iron-carbon alloys and plain carbon steels. *Acta Metallurgica*, **7**, 59-60, 1959.
- [10] H. P. Hougrady und M. Wildau, Berechnung der Wärmebehandlung von Stählen - Umwandlungsverhalten, Spannungen, Verzug. *Stahl Eisen*, **105**, 1289-1296, 1986.
- [11] R. Schröder, *Untersuchung zur Spannungs- und Eigenspannungsbildung beim Abschrecken von Stahlzylindern*. Dissertation, Universität Karlsruhe, 1985.
- [12] N.N., *Sysweld Manual – Metallurgical Transformation Model LSG2M Nancy*. ESI Group Verlag, 2003.
- [13] I. Tzitzelkov, *Eine mathematische Methode zur Beschreibung des Umwandlungsverhaltens eutektoidischer Stähle*. Dissertation, Universität Aachen, 1973.
- [14] J. W. Christian, *The Theory of Transformations in Metals and Alloys*. Pergamon Press, 1965.
- [15] J. B. Leblond, *A new kinetic model for anisothermal metallurgical transformations in steels including effect of austenite grain size*. *Acta metall.* **32**, 137-146, 1984.
- [16] P. Seyffarth, O. G. Kassatkin, Rechnerische der prozentualen Gefügezusammensetzung in der Wärmeeinflusszone niedriglegierter Stähle. *ZIS-Mitteilungen*, **26**, 1284-1292, 1984.
- [17] A. C. Lyra, Computersimulation des Umwandlungsverhaltens von Stählen bei thermomechanischer Behandlung (TMB). Dissertation, Universität Aachen, 1991.
- [18] H. Wohlfahrt und J. Schmidt, *Simulation der Vorgänge im Schmelzbad beim Laserstrahlschweißen zur Voraussage von Nahtausbildung, Gefüge, Verzug und Schweißeseigenspannungen*. Abschlussberichte: AiF-Forschungsvorhaben 11.583 A/B. Braunschweig; Magdeburg, 2002.
- [19] D. Radaj, Fachbuchreihe Schweißtechnik. Bd. 143: *Eigenspannungen und Verzug beim Schweißen: Rechen- und Messverfahren*. Verl. für Schweißen und verwandte Verfahren, Düsseldorf, 2002.
- [20] J. Hildebrand, H. Heinemann, F. Werner und G. Köhler, *Veränderung des Gefüges und des Spannungszustandes einer Schweißnaht durch eine WIG-Nachbehandlung*. Universitätsverlag, Weimar, 77-86, 2005.