

Diplomarbeit

**Dissimilar Schweißen von  
Guss-Stücken  
(Konstruktionsschweißungen)  
NIBAS 625 mit warmfestem Cr-  
Stahl COST CB2**

Technische Universität Graz

Institut für Werkstoffkunde und Schweißtechnik  
Univ.-Prof. Dipl.-Ing. Dr.techn. Priv.-Doz. Christof Sommitsch

Studienrichtung: Produktionstechnik

Betreuer: Dipl.-Ing. Dr.techn. Rudolf Vallant IWE

Bernhard Berger

Graz, 21.06.2011

---

## Eidesstattliche Erklärung

Ich erkläre an Eides statt, dass ich die vorliegende Arbeit selbstständig verfasst, andere als die angegebenen Quellen/Hilfsmittel nicht benutzt, und die den benutzten Quellen wörtlich und inhaltlich entnommenen Stellen als solche kenntlich gemacht habe.

Graz, am .....

.....  
(Unterschrift)

---

## Danksagung

An dieser Stelle möchte ich mich beim Vorstand des Instituts für Werkstoffkunde und Schweißtechnik der TU Graz, Herrn Univ.-Prof. Dipl.-Ing. Dr.techn. Christof Sommitsch, für das Zustandekommen der Diplomarbeit und das mir entgegengebrachte Vertrauen aufrichtig bedanken.

Ebenso gilt mein Dank Herrn Em.Univ.-Prof. Dipl.-Ing. Dr.mont. Horst Cerjak, unter dessen Leitung jener enorme Wissensfundus auf dem Gebiet der warmfesten Cr-Stähle am Institut aufgebaut wurde, der mir den Einstieg in diese Thematik erheblich erleichterte.

Bedanken möchte ich mich auch bei meinen Ansprechpersonen seitens der voestalpine Giesserei Traisen GmbH, Herrn Dipl.-Ing. Claus Lochbichler und Herrn Günter Moderbacher, für die freundliche und überaus kompetente Unterstützung.

Ein besonderer Dank gebührt natürlich Herrn Dipl.-Ing. Dr.techn. Rudolf Vallant, der mich während meiner Diplomarbeit umfassend betreut hat. Durch unzählige anregende Diskussionen und das Korrekturlesen hat er maßgebend zum Gelingen der Diplomarbeit beigetragen.

Darüber hinaus möchte ich mich bei allen Mitarbeitern des Instituts für Werkstoffkunde und Schweißtechnik für die hervorragende Zusammenarbeit in einem sehr freundschaftlichen und hilfsbereiten Klima bedanken. Besonders wertvoll war für mich die Unterstützung durch Herrn Dipl.-Ing. Dr.techn. Rene Radis bei den MatCalc-Simulationen.

Zu guter Letzt möchte ich die Gelegenheit wahrnehmen und mich bei jenen Menschen bedanken, die mir das Studium überhaupt erst ermöglicht haben:

Ich bin meinen Großeltern zu großem Dank verpflichtet; sie haben mich nicht nur über all die Jahre jeden Mittwoch telefonisch mit den neuesten Informationen aus der Heimat versorgt, sondern ständig großes Interesse an meiner Arbeit gezeigt und mich zudem finanziell unterstützt.

Bei meiner „großen“ Schwester möchte ich mich dafür bedanken, dass auch sie mir während der Studienzeit stets zur Seite stand.

Der größte Dank gebührt meinen Eltern; sie waren immer für mich da und haben mich in jeder Hinsicht unterstützt und gefördert.

Bernhard Berger

---

## Kurzfassung

Zu Beginn des 21. Jahrhunderts sind der sparsame Umgang mit fossilen Ressourcen, sowie die Reduktion des CO<sub>2</sub>-Ausstoßes hochaktuelle Themen. Die deshalb notwendige Steigerung des thermischen Wirkungsgrades der neu entstehenden Generation an Kraftwerken wird primär durch eine Anhebung der Dampfparameter Druck und Temperatur erzielt. Dies erfordert den Einsatz neuer hoch kriechfester Materialien im Kraftwerksbau. Es zeichnet sich dabei ab, dass in jenen Bereichen, wo die Temperaturen am höchsten sind, Nickelbasis-Legierungen zum Einsatz kommen und überall dort, wo es die Temperaturen erlauben, auf moderne 9-12% Cr-Stähle zurückgegriffen werden wird. Die Verbindung dieser Werkstoffe miteinander stellt neue Herausforderungen an die Schweißtechnik.

In der vorliegenden Diplomarbeit wurden Dissimilar Schweißverbindungen bestehend aus der Nickelbasis-Legierung Alloy 625 mit dem martensitischen 9% Cr-Stahl COST CB2 untersucht. Dabei kamen drei verschiedene Schweißverfahren, nämlich das Lichtbogenhandschweißen, das MIG-Massivdrahtschweißen und das MAG-Fülldrahtschweißen zum Einsatz. Das Ziel dabei war die Untersuchung der Schweißbeignung der verschiedenen Schweißverfahren in Anlehnung an die Schweißverfahrensprüfung nach EN ISO 15614-1. Dazu wurden sowohl metallographische Untersuchungen am Lichtmikroskop und am REM (Rasterelektronenmikroskop), als auch mechanisch-technologische Prüfungen, wie Härtemessungen, Zugversuche, Seitenbiegeversuche und Kerbschlagbiegeversuche durchgeführt. Zum besseren Verständnis der metallurgischen Abläufe während der Erstarrung der Nickelbasis-Schweißgüter, wurden mittels der Software MatCalc Erstarrungssimulationen ausgearbeitet. Es stellte sich heraus, dass das Lichtbogenhandschweißen die geringste Heißrisanfälligkeit zeigt. Darüber hinaus kann davon ausgegangen werden, dass dieser Schweißprozess alle Anforderungen der EN ISO 15614-1 erfüllen wird.

---

## Abstract

At the beginning of the 21st century the economical use of fossil resources and the reduction of CO<sub>2</sub> output are important topics facing the energy industry. It is necessary to increase the thermal efficiency of fossil power plants, which can be primarily achieved by increasing the pressure and temperature of the steam. To meet these requirements new high creep resistant materials must be used in the construction of modern power plants. One of the solutions is the usage of nickel-based-alloys at high temperature areas and for financial reasons 9-12% Cr-steels at lower temperature areas. The joining of these materials is one of the main challenges facing the welding community due to hot cracking of the weld joints.

This diploma thesis deals with the investigation of a dissimilar-weld-joint of the nickel-based alloy type 625 and the martensitic 9% Cr-steel COST CB2. Three different welding procedures were used, namely shielded manual arc welding, MIG welding with solid wire electrode and MAG welding with a flux-cored electrode all of type Alloy 625. The main goal of this work was to study the applicability of the various welding processes according to the welding qualification process in EN ISO 15614-1. In this work metallographic investigations with the light optical microscope and scanning electron microscope as well as mechanical tests like hardness measurements, tensile tests, side bend tests, and notch impact tests were carried out. For better understanding of phase transformations during solidification, simulations were performed using the software MatCalc. It was determined that the manual arc welding was the best welding procedure because of the lowest hot cracking susceptibility. Moreover it is expected that this welding procedure is able to meet all of the requirements according to EN ISO 15614-1.

---

# Inhalt

<b>EIDESSTATTLICHE ERKLÄRUNG .....</b>	<b>II</b>
<b>DANKSAGUNG .....</b>	<b>III</b>
<b>KURZFASSUNG .....</b>	<b>IV</b>
<b>ABSTRACT .....</b>	<b>V</b>
<b>1 EINLEITUNG .....</b>	<b>1</b>
<b>2 PROJEKTZIEL.....</b>	<b>4</b>
<b>3 LITERATURÜBERSICHT .....</b>	<b>7</b>
<b>3.1 Der warmfeste 9% Cr-Stahl COST CB2 .....</b>	<b>7</b>
3.1.1 Historische Entwicklung der 9-12% Chromstähle.....	7
3.1.2 Legierungselemente .....	9
3.1.3 Gefügebau der 9-12% Chromstähle .....	11
3.1.4 Verhalten des CB2 beim Schweißen .....	15
3.1.5 Einfluss der Wärmenachbehandlung (PWHT) des CB2.....	20
3.1.6 Erklärungsmodell für die Bildung von $\delta$ -Ferrit.....	20
<b>3.2 Die Nickelbasis-Legierung Alloy 625.....</b>	<b>22</b>
3.2.1 Legierungselemente .....	22
3.2.2 Ausscheidungen / Phasen.....	25
3.2.3 Verhalten der Alloy 625 beim Schweißen .....	29
3.2.4 Einfluss der Wärmenachbehandlung (PWHT) der Alloy 625 .....	41
<b>3.3 Ausgewählte werkstoffbedingte Schweißfehler .....</b>	<b>45</b>
3.3.1 Kaltrisse .....	45
3.3.2 Heißrisse .....	46
3.3.3 Ductility Dip Cracking (DDC) .....	54
3.3.4 Poren .....	56
3.3.5 Einschlüsse.....	57

---

3.3.6	Type IV Cracking .....	58
<b>3.4</b>	<b>Schweißen einer Dissimilar Verbindung.....</b>	<b>59</b>
3.4.1	Schweißverfahrensprüfung .....	60
<b>4</b>	<b>VERSUCHSDURCHFÜHRUNG .....</b>	<b>61</b>
<b>4.1</b>	<b>Chemische Analyse der Grundwerkstoffe .....</b>	<b>61</b>
4.1.1	Chemische Analyse des CB2 .....	61
4.1.2	Chemische Analyse der Alloy 625 .....	61
<b>4.2</b>	<b>Schweißversuche .....</b>	<b>62</b>
4.2.1	Chemische Zusammensetzung der reinen Schweißgüter.....	64
<b>4.3</b>	<b>Probenentnahme.....</b>	<b>66</b>
<b>4.4</b>	<b>Metallographie und Härtemessungen .....</b>	<b>67</b>
4.4.1	Ätzungen.....	68
4.4.2	Grundwerkstoff CB2 .....	69
4.4.3	Grundwerkstoff Alloy 625.....	69
4.4.4	Makroschliffe.....	70
4.4.5	Wärmeeinflusszone (WEZ) der Alloy 625 .....	72
4.4.6	Wärmeeinflusszone (WEZ) des CB2.....	73
4.4.7	Schweißgut der Alloy 625 .....	78
<b>4.5</b>	<b>Aufmischungsgrad und chem. Zusammensetzung der ersten und zweiten Lage .....</b>	<b>90</b>
<b>4.6</b>	<b>MatCalc-Simulation .....</b>	<b>94</b>
4.6.1	Gleichgewichts-Berechnung .....	94
4.6.2	Scheil-Gulliver-Berechnung .....	96
<b>4.7</b>	<b>Querzugversuch.....</b>	<b>107</b>
<b>4.8</b>	<b>Biegeprüfung .....</b>	<b>109</b>
<b>4.9</b>	<b>Kerbschlagbiegeprüfung .....</b>	<b>116</b>
<b>5</b>	<b>ZUSAMMENFASSUNG UND SCHLUSSFOLGERUNG.....</b>	<b>120</b>
<b>6</b>	<b>AUSBLICK.....</b>	<b>123</b>

---

---

<b>7</b>	<b>LITERATURVERZEICHNIS .....</b>	<b>124</b>
<b>8</b>	<b>ABBILDUNGSVERZEICHNIS .....</b>	<b>130</b>
<b>9</b>	<b>FORMELVERZEICHNIS.....</b>	<b>135</b>
<b>10</b>	<b>TABELLENVERZEICHNIS.....</b>	<b>136</b>
<b>11</b>	<b>ANHANG .....</b>	<b>138</b>



## 1 Einleitung

Der weltweit steigende Energiebedarf, die zunehmende Knappheit der Ressourcen und die gleichzeitige Forderung nach Emissionsminderung sind Herausforderungen, denen sich unsere Gesellschaft jetzt und in den nächsten Jahren stellen muss. Laut dem Forschungsbericht WETO der Europäischen Kommission (1) wird der weltweite Energiebedarf im Zeitraum von 2000 bis 2030 jährlich um 1.8% ansteigen.

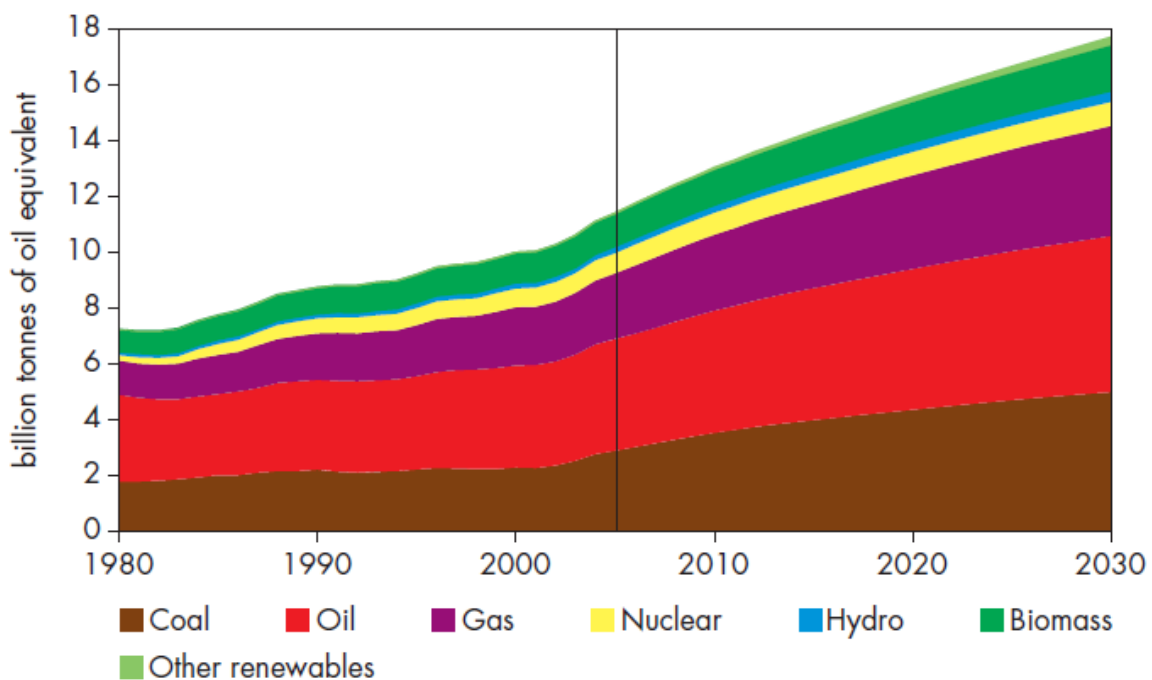


Abbildung 1.1 Zukünftiger weltweiter Primär-Energiebedarf (2).

Um den zunehmenden Bedarf an Energie decken zu können, ist davon auszugehen, dass das Welt-Energiesystem auch weiterhin von fossilen Brennstoffen dominiert und im Jahr 2030 sogar an die 90% des Energiebedarfs abdecken wird. Dabei wird Öl die Hauptenergiequelle stellen, gefolgt von Kohle und Erdgas (1).

Die Steigerung des thermischen Wirkungsgrades fossil befeuerter Kraftwerke kann einen entscheidenden Beitrag zur Reduzierung der Treibhausgase und zur effizienteren Nutzung vorhandener Ressourcen liefern. Eine Anhebung des Wirkungsgrades um ~10% (von 37 auf 47%) bringt zum Beispiel bei einem 750 MW Kraftwerk unter der Annahme von 60% Kapazitätsausnutzung eine Verringerung des CO<sub>2</sub> Ausstoßes um 22%, dies würde eine Reduktion von 700.000 Tonnen CO<sub>2</sub> pro Jahr bedeuten. Die durchschnittlichen Wärmekraftwerks-Wirkungsgrade liegen bei ~42% in

Österreich, in der EU bei ~38% und weltweit bei ~36%; angestrebt wird eine Wirkungsgradsteigerung auf bis zu 55% (3). Ein wichtiger Aspekt dabei ist eine Anhebung der Frischdampfparameter Druck und Temperatur. Diese Maßnahme erfordert allerdings die Entwicklung und den Einsatz neuer Materialien, welche den Temperaturen bzw. den Kriechbelastungen standhalten können.

Von den Kraftwerksbetreibern wurde folgendes Anforderungsprofil an die neuen Werkstoffe gestellt (4):

- Ausreichende Zähigkeit für rasche Lastwechsel und eine gute Duktilität zur Erfüllung der Abnahmekriterien der Kraftwerksbetreiber.
- Vergleichbare Oxidationsbeständigkeit wie 12% Cr-Stähle.
- Zeitstandfestigkeit, die über jener, von heute üblichen warmfesten Stählen liegt.
- Gute Schweißbarkeit und Langzeiteigenschaften von Schweißverbindungen in Anlehnung an den Grundwerkstoff.
- Wettbewerbsfähige Verarbeitungs- und Herstellkosten.

Frühere Kraftwerke wurden als Grundlastkraftwerke ausgelegt, dabei wurden keine Lastwechsel in der Konstruktion berücksichtigt. Für moderne Dampfkraftwerke ist es allerdings zwingend notwendig auf Änderungen des Elektrizitätsbedarfes durch Lastwechsel zu reagieren (5). Es zeichnet sich dabei der Trend hin zu 9-12% Chromstählen ab. Diese besitzen im Vergleich zu austenitischen Werkstoffen eine geringere Wärmeausdehnung und eine höhere Wärmeleitfähigkeit und verursachen somit geringere Wärmespannungen. Diese Vorteile macht man sich vor allem bei Lastwechsel zu Nutze, da An- und Abfahrvorgänge schneller vonstattengehen können (6). Als weitere Nachteile austenitischer Werkstoffe sind die höhere Anfälligkeit auf Spannungsrisskorrosion und der Gefahr der Rissentwicklung durch Wärmespannungen bei voluminösen Komponenten zu nennen (4). Aufgrund der im Vergleich zu austenitischen Stählen relativ kostengünstigen Legierungskonzeption der 9-12% Cr-Stähle ergeben sich auch ökonomische Vorteile. Grundsätzlich kann davon ausgegangen werden, dass sich ferritische Stähle für Rohre bis zu einer Temperatur von 650°C eignen. Bei Temperaturen bis zu maximal 700°C können für spezielle Anwendungen vereinzelt noch austenitische Stähle zum Einsatz kommen. Ab diesen Temperaturen sind Nickelbasis-Legierungen nicht zuletzt wegen ihrer hervorragenden Kriechbeständigkeit bei diesen hohen Temperaturen konkurrenzlos (7).

In Europa wurde 1971 durch eine Ministerkonferenz das Projekt COST (European Cooperation in Science and Technology) mit dem Ziel einer Werkstoffentwicklung kriechbeständiger Stähle gegründet (8). Das Projekt beschäftigte sich unter anderem mit der Entwicklung von ferritisch-

martensitischen 9-12% Chromstählen. Andere Forschungsprojekte wie etwa MARCKO, COORETEC, EPRI oder EPDC forschen ebenfalls an dieser Thematik. Auf dem Gebiet der Nickelbasis-Werkstoffentwicklung seien beispielhaft die Projekte COORETEC, AD700/TERMIE oder COMTES zu nennen (9).

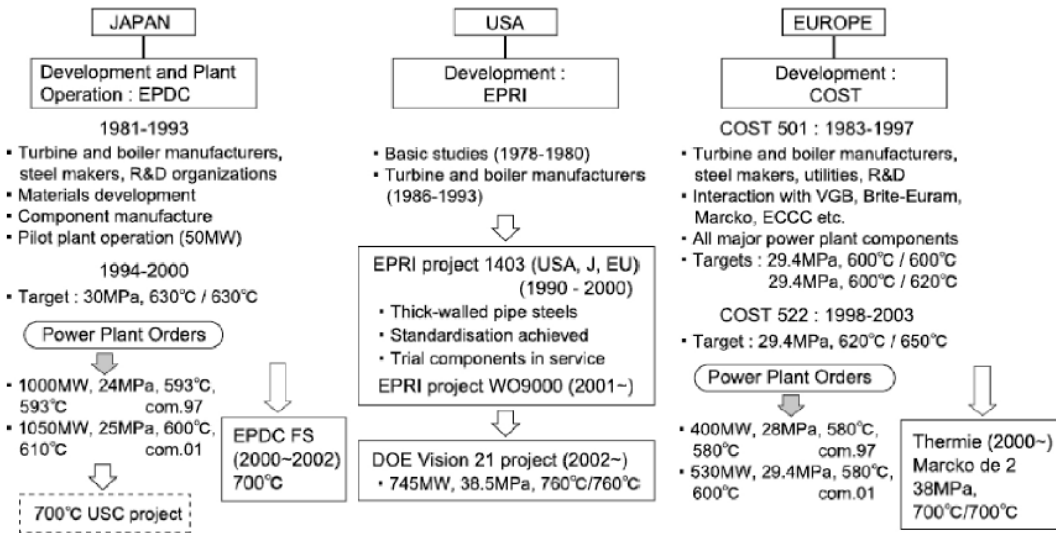


Abbildung 1.2 Internationale Materialforschungs- und Entwicklungsprojekte für den Kraftwerksbau (7).

## 2 Projektziel

Die Forderung nach immer höheren Betriebstemperaturen moderner Kraftwerke kann nur durch die Verwendung geeigneter vor allem kriechbeständiger Materialien erfüllt werden.

Ein probater Weg dabei scheint der Einsatz von hochwarmfesten Nickelbasis-Legierungen in Bereichen, die jenseits 700°C beansprucht werden können (3). Da Werkstoffe auf Nickelbasis jedoch enorm teuer sind, wird man überall dort wo es die Temperaturen erlauben auf billigere Werkstoffe, wie etwa 9-12% Cr-Stähle, zurückgreifen. Das Verbinden dieser beiden Werkstoffe wird dabei die Schweißtechnik vor neue Herausforderungen stellen.

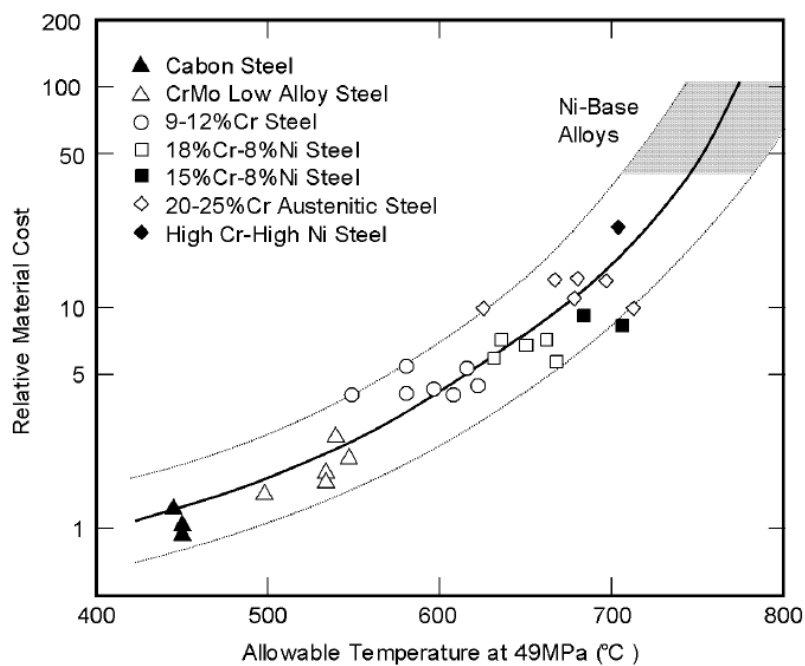


Abbildung 2.1 Zusammenhang zwischen erlaubter Temperatur bei 49 MPa und den relativen Materialkosten (7).

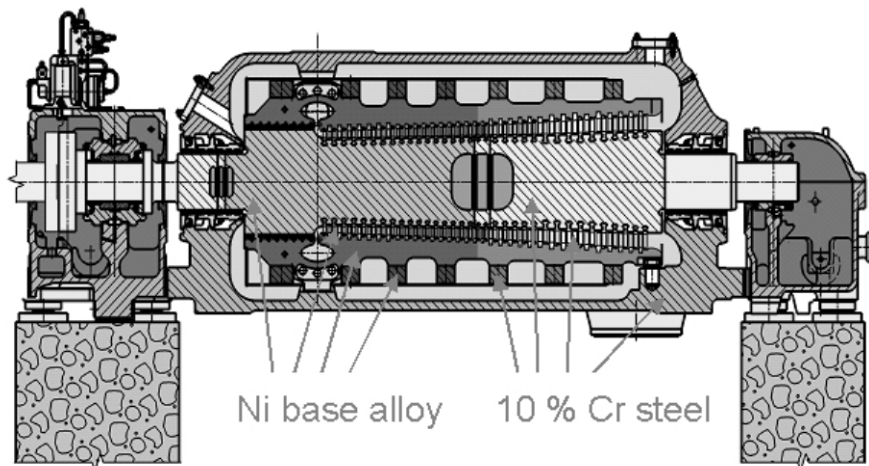


Abbildung 2.2 Schnitt durch eine für den Einsatz bei 700°C ausgelegte Hochdruck Turbine (10).

Die zurzeit neu entstehende Generation an so genannten USC (Ultra Super Critical) Kraftwerken soll bereits mit 300 bar bei 625°C betrieben werden. Dabei sollen vor allem die neu entwickelten, mit Bor und Kobalt legierten martensitischen 9-12% Cr-Stähle zum Einsatz kommen. Derzeit werden weitere Forschungsarbeiten unternommen, um die Einsatztemperatur der 9-12% Cr-Stähle auf 650°C anzuheben, diese Temperatur wird als deren technisch-physikalische Einsatzgrenze angesehen. Das zukünftige Ziel ist der Bau von "700°C-Kraftwerken", wobei in naher Zukunft voraussichtlich verstärkt Nickelbasis-Legierungen verwendet werden (3).

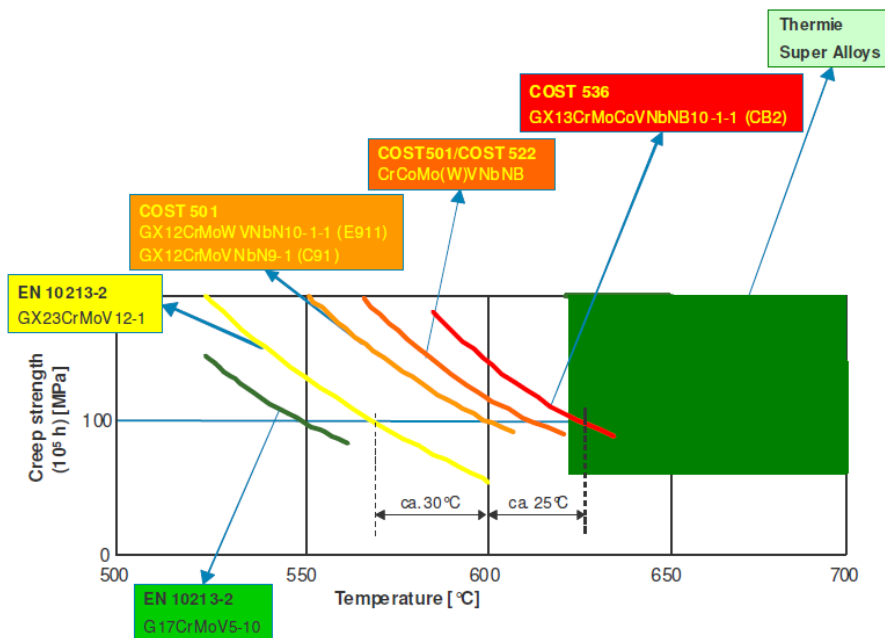


Abbildung 2.3 Entwicklungsstufen der Werkstoffe für USC-Kraftwerke (3).

---

Schweißen wird auch in naher Zukunft das maßgebende Fügeverfahren im Kraftwerksbau sein (9). Bereits jetzt ist die „voestalpine Giesserei Traisen“ (VAGT) mit Anfragen aus der Industrie über Machbarkeitsstudien von Dissimilar Verbindungen für den Kraftwerksbau, zusammengesetzt aus Nickelbasis-Legierungen mit martensitischen Cr-Stählen, konfrontiert.

Im Rahmen der vorliegenden Diplomarbeit soll die Dissimilar Schweißverbindung, bestehend aus dem warmfesten martensitischen 9% Chromstahl COST CB2 und der Nickelbasis-Legierung Alloy 625, untersucht werden. Die Grundwerkstoffe wurden bei der VAGT abgegossen.

Im Zuge des Projekts wurden vier Probeschweißungen bei der VAGT durchgeführt. Dabei kamen folgende drei Handschweißverfahren zum Einsatz:

- Lichtbogenhandschweißen mit Stabelektroden vom Typ BÖHLER FOX NIBAS 625 ( $\varnothing$  2,5; 3,2; 4 mm)
- MIG-Schweißen mit Massivdrahtelektrode vom Typ BÖHLER NIBAS 625-IG ( $\varnothing$  1,2 mm)
- MAG-Schweißen mit Fülldrahtelektrode vom Typ BÖHLER NIBAS 625 PW-FD ( $\varnothing$  1,2 mm)

Ziel ist die Charakterisierung der Schweißeignung der drei Schweißverfahren in Anlehnung an die Schweißverfahrensprüfung EN ISO 15614-1 (11).

## 3 Literaturübersicht

### 3.1 Der warmfeste 9% Cr-Stahl COST CB2

Im Rahmen der Projekte COST 522 und COST 536 wurden verschiedene Legierungsvarianten für den Einsatz bei 625°C getestet. Dabei zeigte sich der mit Bor und Kobalt legierte Werkstoff B2 bzw. die Gussvariante CB2, als auch die Schmiedevariante FB2, aufgrund deren hervorragenden Kriechbeständigkeit als viel versprechende Werkstoffe für den Einsatz bei diesen hohen Temperaturen. Die chemische Zusammensetzung des CB2 ist in Tabelle 3.1 dargestellt.

	Min.	Max
<b>C</b>	0,120	0,140
<b>Si</b>	0,200	0,300
<b>Mn</b>	0,800	1,000
<b>P</b>		0,015
<b>S</b>		0,005
<b>Cr</b>	9,000	10,00
<b>Ni</b>	0,100	0,200
<b>Mo</b>	1,400	1,600
<b>V</b>	0,180	0,220
<b>Nb</b>	0,050	0,070
<b>Ti</b>		0,005
<b>Al</b>	0,010	0,020
<b>N</b>	0,010	0,030
<b>B</b>	0,008	0,015
<b>Co</b>	0,900	1,100
<b>Cu</b>		0,100
<b>Fe</b>		bal.

Tabelle 3.1 Chemische Zusammensetzung des COST CB2 (wt-%).

#### 3.1.1 Historische Entwicklung der 9-12% Chromstähle

Die erste Entwicklung kriechbeständiger 12% Cr-Stähle fand in den 50er Jahren des vorigen Jahrhunderts statt. Diese Stähle, primär für den Einsatz in Gasturbinen gedacht, verfügten über hohe Gehalte an Kohlenstoff und Karbidbildnern. Probleme gab es allerdings bei der Gieß-, Schmied- und Schweißbarkeit, und bereits nach 10.000 Stunden über 550°C fiel die Festigkeit drastisch ab (12).

Mitte der 1970er Jahre entwickelte das Oak Ridge National Laboratory einen 9% Cr-Stahl, der zusätzlich mit Mo- und mit einem niedrigen C-Gehalt legiert war. Durch späteres hinzulegieren von V, Nb und N konnte die Kriechbeständigkeit um 50% im Vergleich zu den damals erhältlichen 9-12% Cr-Stählen erhöht werden. Zur gleichen Zeit wurden auch in Japan Cr-Stähle mit einem ähnlichen

Legierungskonzept entwickelt, die jedoch über höhere Cr- (10%), C- (0,14%), Mo- und W-Gehalte verfügten. Durch niedrigere Vergütungstemperaturen wurden eine gute Festigkeit und Härte gewährleistet, bei einer Kriechbeständigkeit ähnlich oder höher zum P91 (12).

Mit dem Ziel, eine Zeitstandfestigkeit von 100 MPa auf 100.000 Stunden bei 600°C zu erreichen, startete das COST-Projekt (COST 501) 1983 in Europa. Bei den Schmelzversuchen wurden die Ni- und Cr-Äquivalente so abgestimmt, dass die Bildung von  $\delta$ -Ferrit möglichst vermieden wird. Erst mit späteren COST-Projekten kam das Verständnis über die mikrostrukturellen Abläufe und die Kriechmechanismen und konnten so in die Werkstoffentwicklung einfließen. Im COST 501 (1983-1997) wurde vor allem durch die Beimengung von Mo und/oder W eine Verbesserung der Kriechbeständigkeit erzielt. Im darauf folgenden COST 522 (1998-2003) konnte diese durch Beimengung von bis zu 0,01% B und einer Anhebung des Co-Gehalts gesteigert werden. Eine Anhebung des Cr-Gehalts auf bis zu 11% führte zu einer Verbesserung der Oxidationsbeständigkeit, ohne die Neigung zur  $\delta$ -Ferritbildung zu erhöhen. Im COST 536 (2004-2009) war man bestrebt, mit noch höheren B-Gehalten eine weitere Steigerung der Kriechbeständigkeit für den Einsatz bei 650°C zu erzielen (12).

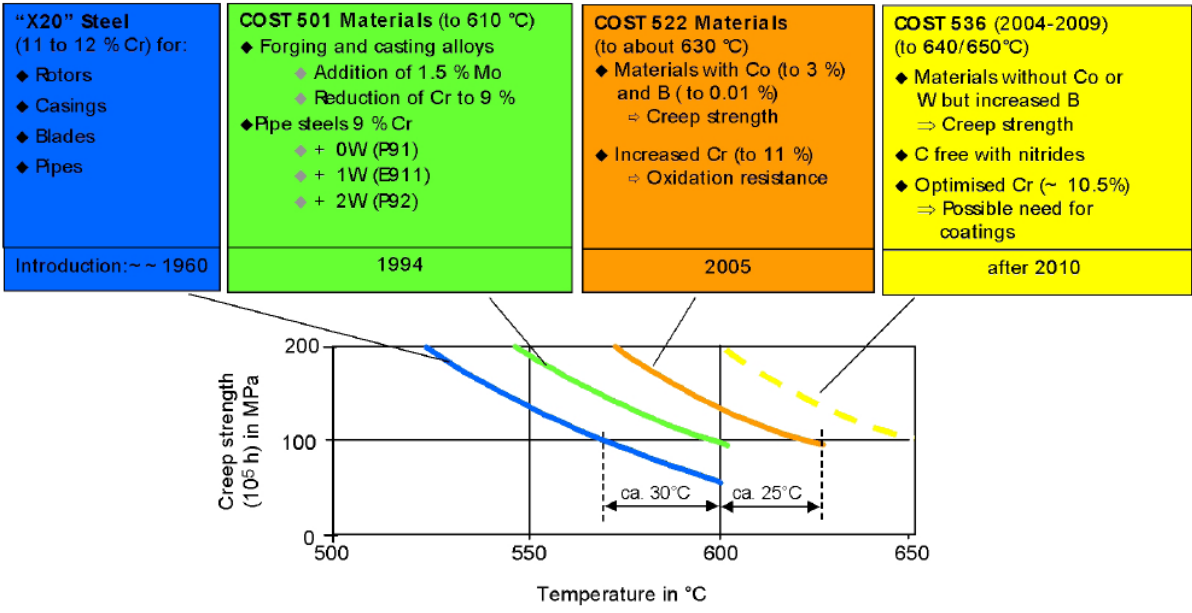


Abbildung 3.1 Entwicklungsstufen der 9-12% Cr-Stähle für kritische Kraftwerksbauteile (12).



### 3.1.2 Legierungselemente

An dieser Stelle sollen die wichtigsten Legierungselemente der 9-12% Cr-Stähle beschrieben werden. Diese Beschreibung stellt keinen Anspruch auf Vollständigkeit, da dies den Rahmen der Arbeit sprengen würde und die Wechselwirkungen der einzelnen Elemente oft sehr komplex und teilweise noch nicht vollständig erforscht sind.

**Bor (B):** Geringe Mengen an Bor erhöhen die Kriechfestigkeit von 9-12% Cr-Stählen drastisch. Die genauen Mechanismen sind noch nicht vollständig geklärt. Eine Theorie geht davon aus, dass das kleine Element Bor (siehe Tabelle 3.6, S.25) mit Leerstellen interagiert und so die Diffusion verlangsamt. Ein anderes Erklärungsmodell schließt aufgrund der geringen Lösbarkeit der Matrix für das Bor auf die geringe Vergrößerungsrate der Karbide. Dabei wird davon ausgegangen, dass das Bor die Grenzflächenenergie an der Matrix/Ausscheidung herabsetzt (13). Als gesichert gilt, dass Bor die C-Atome in Karbiden ersetzen kann (z.B.:  $M_{23}(C,B)_6$ ) und zu deren Stabilisierung beiträgt (8). Mit einem höheren Gehalt an Bor sinkt die Schweißneigung (Heißrissanfälligkeit).

**Kohlenstoff (C):** Ist das bedeutendste und einflussreichste Legierungselement im Stahl. Die austenitstabilisierende Wirkung ist etwa 30-mal größer als die des Nickels (14). Mit steigendem C-Gehalt nehmen die Festigkeit und Härte zu, jedoch sinken die Bruchdehnung, Schmiedbarkeit, Schweißneigung und Bearbeitbarkeit. Aufgrund der starken Neigung zur Karbidbildung kann einerseits die Korrosionsbeständigkeit sinken, andererseits liefern diese Karbide einen entscheidenden Beitrag zur Erhöhung der Kriechfestigkeit in 9-12% Cr-Stählen (6).

**Kobalt (Co):** Co gehört zur Gruppe der Austenitbildner, ohne jedoch die  $A_{c1}$  zu senken, und wird deshalb auch zur Verringerung der  $\delta$ -Ferritbildung verwendet. Es kann in der Matrix in hohem Maße gelöst werden und bildet selber keine Ausscheidungen, kann aber die Menge an Ausscheidungen erhöhen (15), darüber hinaus senkt es die Selbstdiffusion der Matrix. Zudem wird in starkem Maße die Anlassbeständigkeit und Warmfestigkeit erhöht (6).

**Chrom (Cr):** Cr ist ein starker Ferritbildner und engt das Austenitgebiet ein. Aus diesem Grund steigert es den Anteil an  $\delta$ -Ferrit bei Raumtemperatur. Aufgrund seiner Fähigkeit eine Passivschicht zu bilden, wird die Oxidations- und Korrosionsbeständigkeit erhöht. Ein Anstieg der Festigkeit wird sowohl durch Mischkristall- als auch durch Ausscheidungshärtung erreicht. Die Zugfestigkeit steigt um 80-100 N/mm<sup>2</sup> je 1% Cr; die Streckgrenze wird ebenfalls erhöht, jedoch nicht in gleichem Maße, und die Kerbschlagzähigkeit wird verringert. Cr führt zu einer drastischen Verminderung der

kritischen Abkühlgeschwindigkeit, sodass schon bei mäßigen Cr-Gehalten eine Wasserabkühlung aufgrund möglicher Rissbildung nicht mehr möglich ist. Cr-Stähle sind daher Öl- oder Lufthärter (8).

**Kupfer (Cu):** Kupfer besitzt die Eigenschaft sich unter der Zunderschicht anzureichern, wobei dies durch das Eindringen in die Korngrenzen bei Warmverformungsprozessen zum "Lötbruch" führen kann, weshalb es z.T. als Stahlschädling betrachtet wird (16).

**Molybdän (Mo):** Verbessert die Korrosionsbeständigkeit gegenüber reduzierenden Medien (14). Als Ferritbildner fördert Mo die  $\delta$ -Ferritbildung in legierten Stählen. Durch Ausscheidungs- und Mischkristallhärtung erhöht Mo die Warmfestigkeit des Stahls. Typische Ausscheidungen in denen Mo zu finden ist, sind MC,  $M_2C$ ,  $M_6C$  und die Laves-Phase (6), (8).

**Mangan (Mn):** Da Mn desoxidierend wirkt und aufgrund seiner Fähigkeit Schwefel in Form von Mangan-Sulfid zu binden, wird die Schweißbarkeit verbessert. Mn setzt die kritische Abkühlgeschwindigkeit herab und erhöht somit die Einhärtetiefe (16).

**Stickstoff (N):** Erhöht die Streckgrenze, Festigkeit und die Härte, hingegen werden die Dehnung und Kerbschlagarbeit herabgesetzt. N wirkt in ähnlichem Ausmaß wie C als Austenitbildner. Angesichts der Tatsache, dass Ni die Stabilität der Karbidausscheidungen verringert und C die Schweißseignung herabsetzt, wird N in 9-12% Cr-Stählen als austenitstabilisierendes Element hinzulegiert. In ungebundener Form verursacht N durch Blockieren von Versetzungen eine Versprödung beim Anlassen (Blausprödigkeit), in gebundener Form wird durch die Bildung von fein verteilten Nitriden das Kornwachstum eingeschränkt und die Kriechbeständigkeit erhöht (6), (8).

**Niob (Nb):** Ist ein starker Karbidbildner, ähnlich wie Ti und V. Die gebildeten Karbide vom Typ MX bleiben über weite Temperaturbereiche stabil und erhöhen so die Warmfestigkeitseigenschaften enorm. Durch die starke Affinität zu C und N wird die Korrosionsbeständigkeit verbessert. Als nachteilig kann das starke Seigerungsverhalten von Nb angesehen werden (6), (16).

**Silizium (Si):** Ähnlich dem Mn, Al oder Ti wirkt Si als Desoxidationselement und ist somit in allen Stählen zu finden (16).

**Vanadium (V):** Durch die Bildung von sehr fein verteilten MX wird die Streckgrenze und die Warmfestigkeit erhöht (8), (16).

### 3.1.3 Gefügeaufbau der 9-12% Chromstähle

Nach der Wärmebehandlung, die für gewöhnlich ein Austenitisieren, Abschrecken und ein- oder mehrstufiges Anlassen umfasst, besteht das Grundgefüge aus angelassenem Martensit, der je nach Legierungskonzeption eine gewisse Menge an  $\delta$ -Ferrit enthalten kann. Da mit steigendem  $\delta$ -Ferritanteil die Zähigkeit, Kriechfestigkeit und Warmfestigkeit sinkt, ist man bemüht diesen Anteil so gering wie möglich zu halten (6), (8), (17).

Folgende Ausscheidungen sind für 9-12% Cr-Stähle typisch und haben maßgebenden Einfluss auf die Eigenschaften des Stahls:

**M<sub>23</sub>C<sub>6</sub>:** Diese kubisch-flächenzentrierten Karbide besitzen eine hohe Affinität zu Chrom aus dem sie zum größten Teil bestehen (und im geringeren Anteil aus Fe, Mo und V) und sie sind die am häufigsten vorkommenden sekundären Phasen in Stählen mit hohem Chromgehalt (9), (18).

**MX:** Diese kubisch-flächenzentrierten Teilchen kommen hauptsächlich in Form von Niob-Karbonitriden (Nb(C,N)) oder Vanadium-Karbonitriden (V(C,N)) vor (9). Da diese Teilchen sehr klein sind und fein verteilt in der Matrix vorliegen, stellen sie eine wirksame Barriere für die Bewegung von Versetzungen dar, und tragen somit entscheidend zur Sekundärhärte und Festigkeit bei (8). Untersuchungen zeigten, dass Proben mit einem hohen Anteil an MX Ausscheidungen (B0, CB2, FN2) über eine hohe Zeitstandfestigkeit verfügen. Da diese Teilchen zu keiner (V-reiche MX) bzw. nur zu sehr geringer Vergrößerung (Nb-reiche MX) neigen, kann die Kriechfestigkeit gerade in Stählen mit vergrößernden M<sub>23</sub>C<sub>6</sub> Karbiden stark verbessert werden (6), (19).

**M<sub>2</sub>X:** Diese hexagonale Ausscheidung besteht hauptsächlich aus Cr und zu einem geringeren Teil aus V, die restlichen Anteile setzen sich aus Fe, Mo, W und Nb zusammen. Sie liefert wie die MX-Karbonitride einen entscheidenden Beitrag zur Ausbildung der Sekundärhärte. M<sub>2</sub>C ist eine metastabile Phase und kann sich nach längeren Haltezeiten bei entsprechenden Temperaturen in M<sub>23</sub>C<sub>6</sub> umwandeln (8), (9).

**Laves-Phase A<sub>2</sub>B:** Diese intermetallische hexagonale Verbindung in Form von (Fe,Cr)<sub>2</sub>(Mo,W) entsteht in Cr-Stählen erst bei einer Auslagerung im Temperaturbereich von 500 bis 700°C nach 1000-3000 Stunden. Aufgrund der Neigung zur Vergrößerung, der geringen Teilchenpopulation, sowie der Verarmung der Matrix an Mo und W (Mischkristallverfestiger) wird vermutet, dass diese Phase einen negativen Einfluss auf die Kriechbeständigkeit hat (6).

**Modifizierte Z-Phase:** Nach heutigem Erkenntnisstand ist diese Phase hauptverantwortlich für den Rückgang der Zeitstandfestigkeit martensitischer Stähle. Untersuchungen zeigten, dass diese Phase (Cr(V,Nb)N) die für die Kriechbeständigkeit so wichtigen MX-Teilchen auflöst und zu sehr wenigen und großen Partikeln heranwächst und folgedessen nicht mehr zur Ausscheidungsverfestigung beitragen kann. Derzeit werden zwei unterschiedliche Wege verfolgt um den mit der mod. Z-Phase verbundenen Abfall der Zeitstandfestigkeit zu unterbinden. Einerseits wird über thermodynamische Berechnungen versucht die Bildung der mod. Z-Phase soweit wie möglich hinauszuzögern, sodass diese die Lebensdauer von Bauteilen nicht mehr einschränkt. Ein anderer viel versprechender Lösungsweg, unter dem Titel „Z-Concept“, wird derzeit von einer Technischen Universität in Dänemark verfolgt. Dabei zeigte sich, dass der Cr-Gehalt den größten Einfluss auf die Treibkraft, und somit die Bildungsgeschwindigkeit der mod. Z-Phase, hat. Ein Cr-Gehalt unter 9% führt zu einer sehr langsamen Z-Phasenausscheidung, wobei diese Phase die Langzeit-Kriechversuche bei 600 bis 650°C nicht beeinflusst. Wird der Cr-Gehalt auf über 10,5% angehoben, so wird die Z-Phasenausscheidung stark beschleunigt und es kommt zu einem starken Abfall der Zeitstandfestigkeit. Genau diesen Sachverhalt der raschen Ausscheidung der Z-Phase macht sich das Z-Concept zu Nutze, indem man gezielt eine frühe Ausscheidung feinst verteilter Z-Phasenpartikel anstrebt (Abbildung 3.2). Eine rasche Ausscheidung der Z-Phase kann somit durch das Anheben des Cr-Gehalts (auf 12%) und durch das gleichzeitige Absenken des C-Gehalts, welches das Chrom in Form von  $M_{23}C_6$  bindet, erzielt werden. Derzeitige Untersuchungen (Auslagern bei 650°C für 17.000 h) der dänischen Universität mit 12% Cr-Stählen, die zusätzlich mit Kobalt legiert sind, um die  $\delta$ -Ferritbildung zu unterdrücken, zeigen, dass die Z-Phasenausscheidungen immer noch fein verteilt vorliegen. Ein zusätzlicher Vorteil dieses Legierungstyps ist die gute Oxidationsbeständigkeit aufgrund seines hohen Cr-Gehalts zu nennen (9), (19), (20), (21).

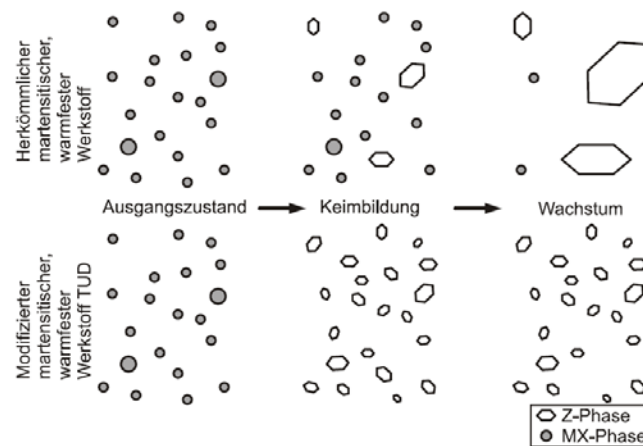


Abbildung 3.2 Schematische Darstellung der Entstehung und Vergrößerung der mod. Z-Phase in einem martensitischen Werkstoff (9).

### Gefügecharakterisierung:

Der beim Normalisieren entstandene Austenit wandelt sich aufgrund der Umwandlungsträgheit, hervorgerufen durch den hohen Cr-Gehalt der 9-12% Cr-Stähle nach der Abkühlung in Luft oder gar bei der Ofenabkühlung, vollständig in Martensit um (22). Nach der Umwandlung sind die ehemaligen Austenitkorn Grenzen in Pakete und in Blöcke unterteilt (Abbildung 3.3 a). Charakteristisch für das dabei entstandene Gefüge ist eine Martensitlattenstruktur mit einer hohen Leerstellendichte (23).

Die mechanischen Eigenschaften werden im Wesentlichen durch eine anschließende Wärmebehandlung determiniert. Der in der tetragonal verzerrten martensitischen Matrix zwangsgelöste Kohlenstoff scheidet sich dabei in Form von Karbiden aus. Dadurch erlangt die Matrix je nach Wärmeführung eine entsprechende Zähigkeit, weiters nimmt die Leerstellendichte ab und Leerstellen ordnen sich zu Subkorn Grenzen an.

Je nach Legierungszusammensetzung scheiden sich verschiedene sekundäre Phasen nach der Wärmebehandlung aus, wobei die  $M_{23}C_6$  Karbide und die MX Karbonitride den größten Anteil ausmachen und hauptsächlich zur Festigkeit beitragen.

Abbildung 3.3 (b) zeigt eine typische Mikrostruktur eines 9-12% Cr-Stahls im so genannten "as-received"-Zustand, also im Lieferzustand, nach dem Anlassen. Die Cr-reichen  $M_{23}C_6$  Karbide findet man vorrangig an den ehemaligen Austenit- und Subkorn Grenzen. Den wesentlich kleineren MX Karbonitriden genügen schon Versetzungen als Entstehungsort; so findet man diese sowohl in den Subkörnern als auch an den Korn Grenzen. Untersuchungen zeigen, dass  $M_{23}C_6$  Karbide eine klare Tendenz während MX eine geringere oder gar keine zur Vergrößerung aufweisen (19), (24).

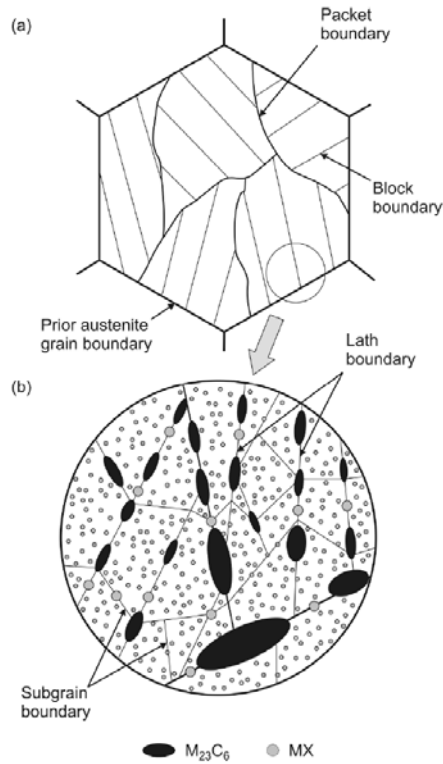


Abbildung 3.3 Schematische Darstellung eines getemperten martensitischen Gefüges eines 9-12% Cr-Stahls im "as-received"-Zustand (23).

Abbildung 3.4 zeigt schematisch ein ehemaliges Austenitkorn nach thermischer Langzeitbelastung. Dabei scheidet sich die mod. Z-Phase in Form von sehr groben und wenigen Teilchen aus, die Laves-Phase mit höherer Teilchenpopulation und geringerer Größe.

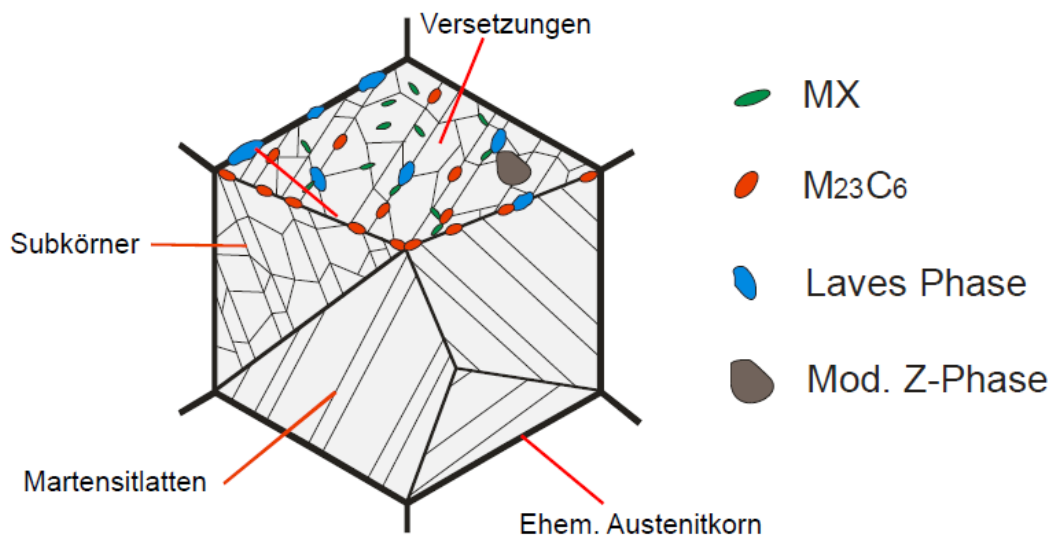


Abbildung 3.4 Schematische Darstellung der Mikrostruktur eines gealterten ehemaligen Austenitkorns (25).

### 3.1.4 Verhalten des CB2 beim Schweißen

Dieses Unterkapitel soll einen Überblick über die durch den Schweißprozess hervorgerufenen mikrostrukturellen Änderungen der Wärmeeinflusszone (WEZ) des CB2 wiedergeben.

Wesentliche, die Mikrostruktur der WEZ bestimmende Parameter sind die Aufheizgeschwindigkeit, Spitztemperatur ( $T_p$ ), Haltezeit, Abkühlgeschwindigkeit, der Einfluss von Mehrlagenschweißungen und die Wärmenachbehandlung (PWHT – Post Weld Heat Treatment) (26).

Die WEZ kann in eine Reihe von Sub-Zonen eingeteilt werden. Abbildung 3.5 zeigt den Zusammenhang zwischen dem Eisen-Kohlenstoff-Diagramm, der Temperatur und der Gefügestruktur eines hochwarmfesten 9% Cr-Stahls. Nachfolgend werden die wichtigsten Sub-Zonen der WEZ näher beschrieben (26):

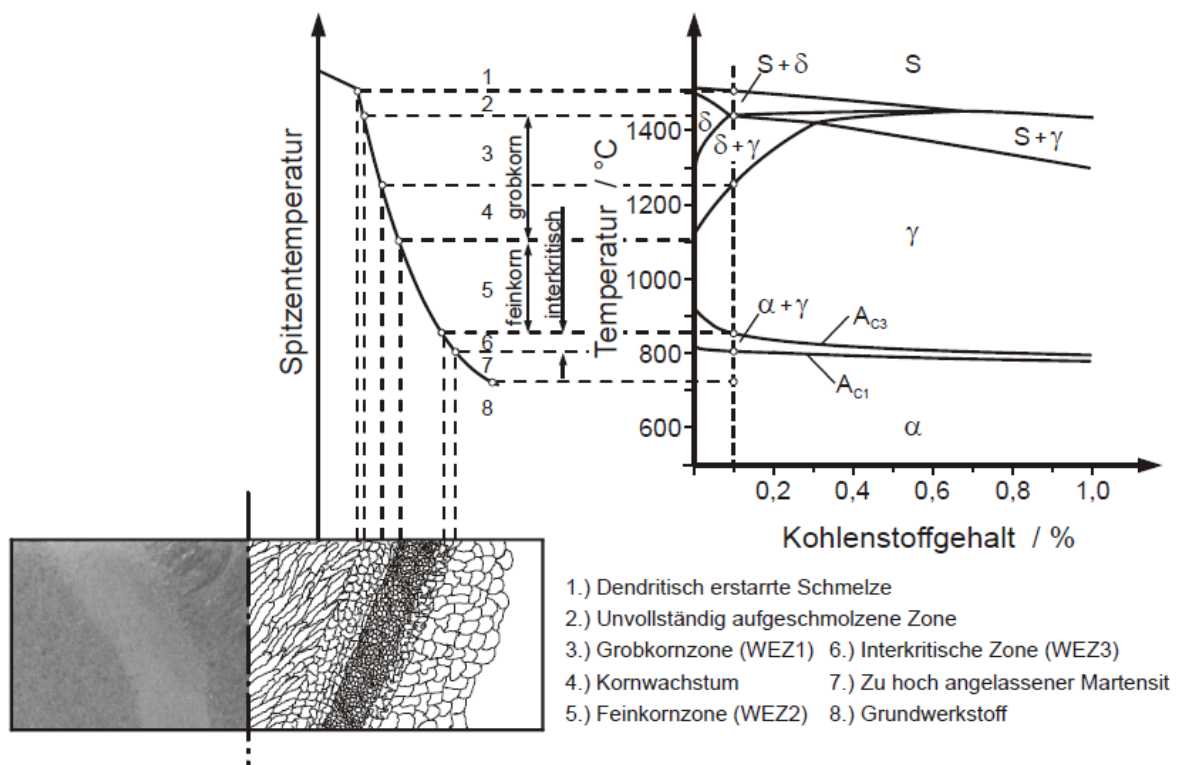


Abbildung 3.5 Phasendiagramm in Verbindung mit der WEZ des X10CrMoVNb9-1 (P91) Stahls (9).

**Grobkornzone ( $T_p \gg A_{c3}$ ):** Diese Zone findet man in der Nähe der Fusionslinie, bei der die Temperaturen weit über  $A_{c3}$  liegen. Ausscheidungen, die das Kornwachstum bei niedrigeren Temperaturen behindern, werden aufgelöst und in weiterer Folge entstehen grobe Austenitkörner. Bei 9-12% Cr-Stählen können sich bei den höchsten Spitztemperaturen ( $T_p > 1250^\circ\text{C}$ )  $\delta$ -Ferritkörner auf Kosten der Austenitkörner bilden, wodurch die Gesamtkorngröße lokal abnimmt. Aufgrund des

raschen Abkühlvorgangs kann ein gewisser Anteil an  $\delta$ -Ferrit bis zur Raumtemperatur stabil bleiben. Die Grobkornzone weist für gewöhnlich die höchsten Härtewerte und die geringste Zähigkeit auf.

**Feinkornzone ( $T_p > A_{C3}$ ):** Bereiche die nur knapp über  $A_{C3}$  erwärmt werden, durchlaufen eine zweimalige Umkristallisation, ähnlich des Normalglühens; zudem behindern (pinnen) nicht aufgelöste Ausscheidungen die Austenitkörner am Wachstum. Diese Zone kann als das schwächste Glied in Schweißverbindungen im Bezug auf das Kriechverhalten angesehen werden. Schon bei geringer Beanspruchungszeit und geringem Spannungsniveau versagen viele Schweißverbindungen kriechbeständiger ferritischer Stähle in diesem Bereich durch den so genannten „Type IV-Cracking“ Mechanismus (siehe Kapitel 3.3.6, S.58).

**Zone unvollständiger Umwandlung ( $A_{C1} < T_p < A_{C3}$ ):** In dieser Zone kommt es zu einer teilweisen Umwandlung von Martensit in Austenit an bevorzugten Stellen, wie ehemalige Austenitkorgrenzen oder Martensitlattengrenzen. Darüber hinaus kann es zur teilweisen Auflösung bzw. zu einer Vergrößerung gewisser Ausscheidungen kommen. Nach der Abkühlung besteht das Gefüge aus neu geformten Martensit und aus ursprünglichen, übertemperten Martensit. Da aufgrund der partiell stattgefundenen Umwandlung ein recht feinkörniges Gefüge entsteht, ist diese Zone ähnlich wie die Feinkornzone anfällig auf das Type IV-Cracking.

**Übertemperte Zone ( $A_{C1} > T_p$ ):** Es findet keine Phasenumwandlung statt, aber aufgrund der im Vergleich zur PWHT erhöhten Temperaturen kann es zu einer Vergrößerung von Ausscheidungen kommen (26).

**Unbeeinflusster Grundwerkstoff ( $700 > T_p$ ):** In dieser Zone findet keine mikrostrukturelle Veränderung statt. Vereinzelt können Eigenspannungen abgebaut werden.

Im Rahmen der Diplomarbeit Méndez-Martin (27) wurde eine Grundlagenstudie zur Charakterisierung der WEZ des CB2 mit Hilfe des Schweißsimulators Gleeble 1500 durchgeführt.

Als Versuchsmaterial diente dabei eine von PHB Stahlguss International hergestellte Testschmelze (Tabelle 3.2), die bei 1100°C für 9 Stunden normalisiert und anschließend bei 730°C für 10 Stunden getempert wurde. Die Wärmenachbehandlung (PWHT) wurde bei 730°C für 24 Stunden durchgeführt.



C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	V	Ti	Al	Co	Nb	B	N
0,1	0,28	0,86	0,013	0,006	9,12	0,22	1,46	0,19	0,001	0,007	1,02	0,06	0,0115	0,0211

Tabelle 3.2 Chemische Zusammensetzung der Testschmelze des CB2 (wt-%) laut Diplomarbeit Méndez-Martin (27).

Mit Hilfe der Software "TempCycle" wurden Schweißzyklen aus den in Tabelle 3.3 ersichtlichen Schweißparametern berechnet. Es wurde für jeden Schweißprozess mit drei unterschiedlichen Spitzentemperaturen ( $T_p$ ) simuliert. Die drei Spitzentemperaturen bilden die Grobkorn- (~1300°C), Feinkorn- (~1100°C) und die interkritische Zone (~950°C) ab. Die Schweißzyklen dienen als Inputdaten für die Simulationen an der Gleeble 1500.

Schweißprozess	Vorwärmtemperatur (°C)	Stromstärke (A)	Spannung (V)	Geschwindigkeit (cm/min)	Wirkungsgrad	Wärmeableitung (m)	Streckenergie (kJ/cm)	$t_{8/5}$ (s)
WIG (1)	200	40	13	5	0,6	*3D	3,7	6
WIG (2)	200	50	15	5	0,6	*3D	5,4	8,75
E-Hand	200	100	26	11	0,8	*3D	11,3	17,75
MIG	200	350	30	22	0,8	*3D	22,9	36,5
UP (1)	200	900	33	38	1,0	*3D	46,9	74,75
UP (2)	200	975	36	25	1,0	*3D	84,2	137

\*3D: drei-dimensionale Wärmeableitung

Tabelle 3.3 Inputdaten für die Berechnung des Schweißzyklus für die WEZ-Simulation (27).

### Einfluss der Spitzentemperatur:

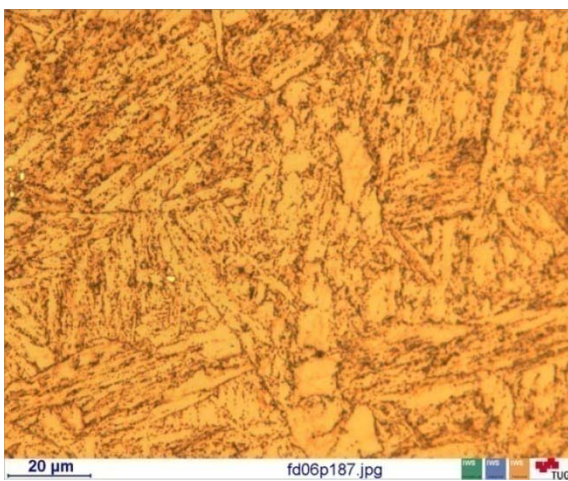
Im „as-received“-Zustand zeigt der CB2 eine getemperte martensitische Guss-Mikrostruktur mit Ausscheidungen an den ehemaligen Austenitkorngrenzen und Martensitlattengrenzen. Es konnte kein  $\delta$ -Ferrit festgestellt werden (Abbildung 3.6 a).

Nach Simulationen, die mit einer Spitzentemperatur im Bereich zwischen  $A_{C1}$  und  $A_{C3}$  (interkritische Zone) durchgeführt wurden, konnten 2 Phasen festgestellt werden: Neu gebildeter Martensit und getempertes Martensit. Es wurde kein  $\delta$ -Ferrit beobachtet und die Martensitlatten lagen enger aneinander als im Grundmaterial (Abbildung 3.6 b).

Nach der Simulation der Feinkornzone bei 1100°C lösten sich die meisten Ausscheidungen auf, getempertes Martensit wandelte sich vollständig in neuen Martensit um und es kam zum ersten Mal

zur Bildung von  $\delta$ -Ferrit. Dieser bildete sich entlang ehemaliger Austenitkorngrenzen und zwischen Martensitlatten. Diese Zone zeichnet sich durch sehr eng aneinander liegenden Martensitlatten und einer generell feinen Struktur aus (Abbildung 3.6 c).

Um die Grobkornzone zu simulieren wurde die Spitztemperatur auf  $1300^{\circ}\text{C}$  angehoben, folgedessen war auch die Mikrostruktur gröber. Es konnten keine Ausscheidungen mehr beobachtet werden und es kam zu einer starken Zunahme an  $\delta$ -Ferrit Phasenanteilen.  $\delta$ -Ferrit bildete sich sowohl entlang ehemaliger Austenitkorngrenzen als auch zwischen den Martensitblöcken, weiters konnten bei dieser Temperatur einige große skelettartige  $\delta$ -Ferritkörner festgestellt werden (Abbildung 3.6 d).



a) As-received

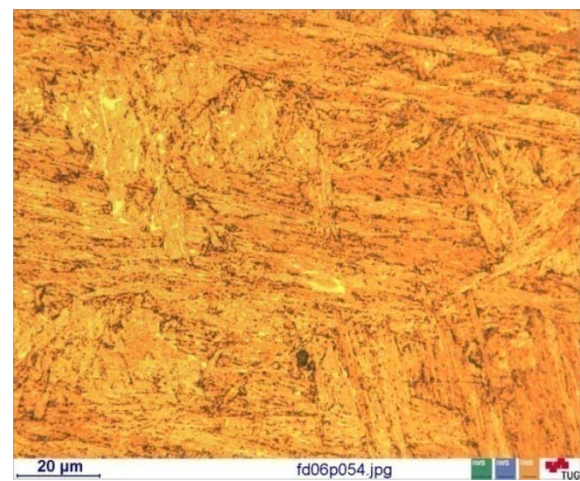
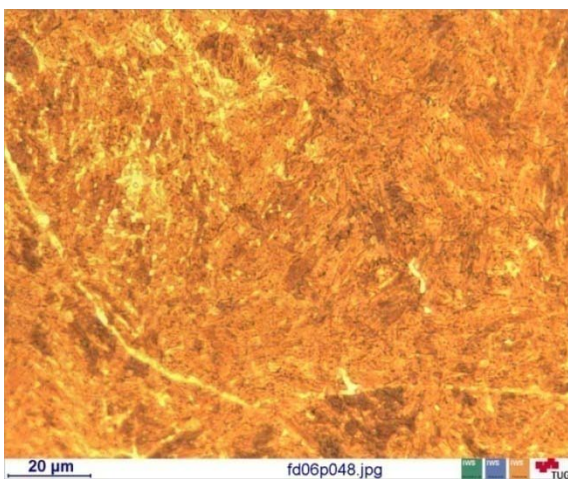
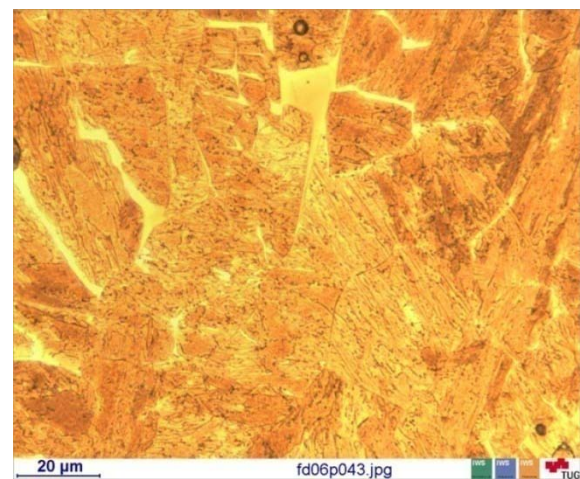
b)  $T_p=950^{\circ}\text{C}$ c)  $T_p=1100^{\circ}\text{C}$ d)  $T_p=1300^{\circ}\text{C}$ 

Abbildung 3.6 Einfluss der Spitztemperatur des MIG-Verfahrens auf die Mikrostruktur (27).

### Einfluss der Wärmeeinbringung:

Im Rahmen der Diplomarbeit Méndez-Martin (27) wurden sechs verschiedene Wärmeeinbringungen untersucht. Folgende Beobachtungen konnten dabei gemacht werden:

1. Mit steigender Wärmeeinbringung verschwindet zunehmend die Gussstruktur und
2. der Phasenanteil an  $\delta$ -Ferrit nimmt zu.
3. Bei einer geringeren Wärmeeinbringung liegt der  $\delta$ -Ferrit sowohl in Form von Blöcken als auch in lattenförmiger Struktur vor, hingegen war bei höheren Wärmeeinbringungen nur eine lattenförmige  $\delta$ -Ferritbildung sichtbar.
4. Die Breite der Martensitlatten steigt mit zunehmender Wärmeeinbringung.

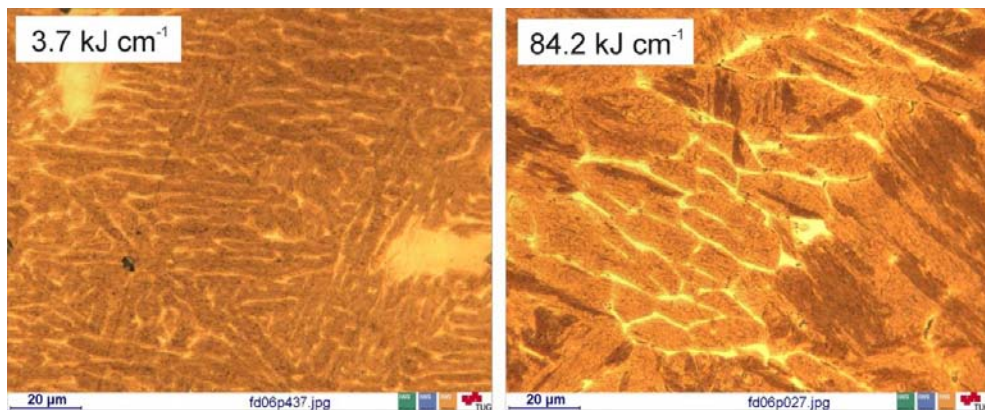


Abbildung 3.7 Einfluss der Wärmeeinbringung bei  $T_p = 1300^\circ\text{C}$ , links WIG(1), rechts UP(2) (26).

### Einfluss von Mehrlagenschweißungen:

In der Diplomarbeit Schalber (8) wurde die Schweißseignung eines dem CB2 ähnlichen Werkstoffs, namens CB2A, untersucht. Der CB2A zeichnet sich gegenüber dem CB2 vor allem durch einen niedrigeren Mn-Gehalt aus und zudem enthält er kein Kobalt. Im Zuge dieser Arbeit wurde u.a. die Auswirkung von Mehrlagenschweißungen mit Hilfe von simulierten Doppelzyklen mit variierender  $t_{8/5}$ -Zeit geprüft. Die erste Spitztemperatur wurde über  $A_{C3}$  ( $1300^\circ\text{C}$ ), die zweite über  $A_{C1}$  ( $1000$ - $1050^\circ\text{C}$ ) und die Zwischenlagentemperatur zwischen der Martensitstart- ( $M_s$ ) ( $363$ - $392^\circ\text{C}$ ) und der Martensitendtemperatur ( $M_f$ ) ( $157$ - $205^\circ\text{C}$ ) gewählt. Durch das zweimalige Überschreiten der  $A_{C1}$  Temperatur verschwand die Gussstruktur komplett und schon bei kürzesten  $t_{8/5}$ -Zeiten bildete sich  $\delta$ -Ferrit. Ausscheidungen zwischen den Martensitlatten verschwanden, an deren Stelle trat  $\delta$ -Ferrit auf. Es waren jedoch Ausscheidungen im  $\delta$ -Ferrit und an dessen Korngrenzen sichtbar, die mit zunehmender  $t_{8/5}$ -Zeit vergrößerten. Generell war ein deutlich feineres Gefüge in Doppelzyklen im Vergleich zu Einfachzyklen ersichtlich.

### 3.1.5 Einfluss der Wärmenachbehandlung (PWHT) des CB2

Des Weiteren wurde in (27) der Einfluss einer PWHT untersucht. Nach der Schweißsimulation wurde ein Spannungsarmglühen durchgeführt, dabei wurden Proben mit 50°C/h aufgeheizt und bei 730°C für 24 Stunden gehalten, anschließend folgte eine Ofenabkühlung unter Argon-Schutzgasatmosphäre.

Das Spannungsarmglühen führte bei allen Proben zu einer Zunahme an Ausscheidungen an den ehemaligen Austenitkorngrenzen und an den Martensitlatten. Bei Proben, die Spitzentemperaturen von 1100°C und 1300°C ausgesetzt waren, führte die Wärmebehandlung zu einer Wieder-Ausscheidung an den ehemaligen Austenitkorngrenzen, an den Martensitlatten und an den  $\delta$ -Ferritgrenzen. Als Folge davon hat der  $\delta$ -Ferrit ein ähnliches Aussehen wie getemperter Martensit und kann nur schwer von diesem unterschieden werden.

### 3.1.6 Erklärungsmodell für die Bildung von $\delta$ -Ferrit

Wie in Kap. 3.1.3 bereits beschrieben, ist das Vorhandensein stabilen  $\delta$ -Ferrits bei Raumtemperatur unerwünscht. Im Rahmen der Dissertation Mayr (26) wurde mittels der Software MatCalc ein Gleichgewichts-Phasendiagramm (Abbildung 3.8) als Funktion des Cr-Gehalts für den CB2 mit der chemischen Zusammensetzung laut Tabelle 3.2 aus (27) berechnet.

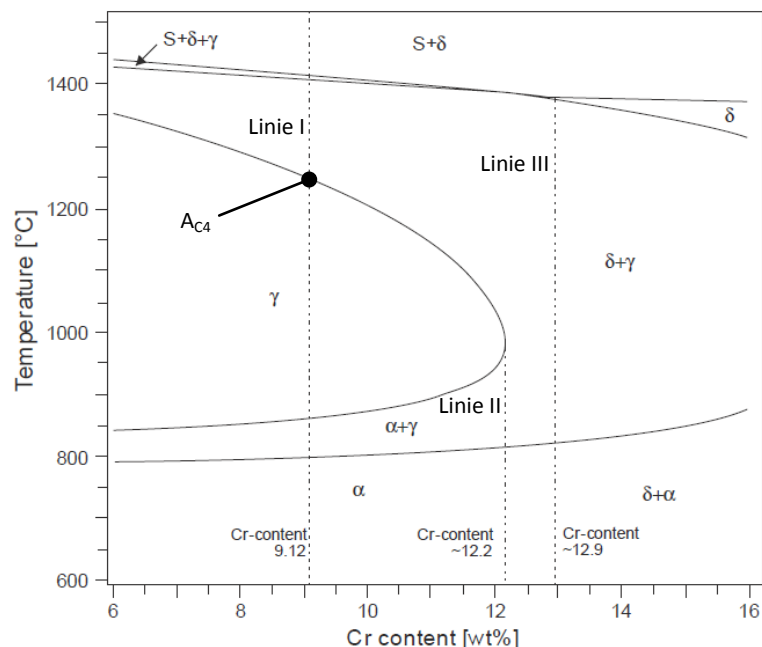


Abbildung 3.8 Berechnetes Phasendiagramm des CB2 mit variierendem Cr-Gehalt (26).

Linie I stellt die nominale Legierungskonzeption mit ca. 9% Cr dar. Aus dem Diagramm ist ersichtlich, dass bis zu einem Cr-Gehalt von ca. 12,2% (Linie II) eine einphasige Matrix bei Raumtemperatur

vorliegt, ab diesen Cr-Gehalt ist sowohl  $\alpha$ - als auch  $\delta$ -Ferrit bei Raumtemperatur thermodynamisch stabil.

Grundsätzlich konnten bei den Schweißzyklus-Simulationen zwei verschiedene Erscheinungsformen des  $\delta$ -Ferrits beobachtet werden. Zum einen trat  $\delta$ -Ferrit zwischen den Martensitlatten und entlang den ehemaligen Austenitkorngrenzen auf, zum anderen bildeten sich bei Simulationen mit der höchsten Spitztemperatur (1300°C) skelettartige  $\delta$ -Ferritblöcke.

**Bildung von  $\delta$ -Ferrit zwischen den Martensitlatten und entlang den ehem. Austenitkorngrenzen:**

Mit der Umwandlung des Martensit in den Austenit kommt es zu einer Auflösung der Cr-reichen  $M_{23}C_6$  Karbide (siehe Abbildung 4.36, S.94), die sich, wie in Kapitel 3.1.3 beschrieben, entlang der Martensitlatten- und ehem. Austenitkorngrenzen befinden. Aufgrund des im Vergleich zum Ferrit viel höheren Lösungsvermögens des Austenits für Kohlenstoff entsteht eine Treibkraft für die Diffusion des Kohlenstoffs in die Matrix. Mit steigender Temperatur nimmt die Diffusionsgeschwindigkeit zu. Angesichts der unterschiedlichen Atom-Radien besitzt das C-Atom eine wesentlich höhere Diffusionsgeschwindigkeit als das größere Cr-Atom. So kommt es zu einer lokalen Anreicherung des Ferrit stabilisierenden Elements Cr (und im geringeren Maße an Mo und W) zwischen den Martensitlatten und entlang der ehemaligen Austenitkorngrenzen. Wie in Abbildung 3.8 ersichtlich, führt ein lokal erhöhter Cr-Gehalt dazu, dass ab der Linie II ein gewisser Anteil  $\delta$ -Ferrit in der  $\gamma$ -Matrix thermodynamisch stabil ist. Aufgrund der hohen, beim Schweißprozess entstehenden Temperaturgradienten und der unterschiedlichen Diffusionsgeschwindigkeit von Kohlenstoff und Chrom, kann auch bei der Abkühlung ein lokaler Konzentrationsunterschied bestehen bleiben und  $\delta$ -Ferrit bis zur Raumtemperatur stabil vorliegen (8).

**Bildung von skelettartigen  $\delta$ -Ferritblöcken:** Diese Erscheinungsform trat nur bei Simulationen mit der höchsten Spitztemperatur (1300°C) auf. Der Ausgangspunkt für die Bildung von skelettartigen  $\delta$ -Ferritblöcken ist die Entstehung von homogenen  $\delta$ -Ferritkörnern bei Überschreiten der  $A_{C4}$  Temperatur entlang der in Abbildung 3.8 gezeigten Linie I. Mit dem Erreichen der  $A_{C4}$  Temperatur beginnt sich  $\delta$ -Ferrit an den Austenitkorngrenzen zu nukleieren und mit steigender Erwärmung setzt ein diffusionsbestimmtes Wachstum ein, das in globulitischen  $\delta$ -Ferritkörnern im Austenit resultiert. Wegen des durch den Schweißprozess hervorgerufenen raschen Abkühlvorgangs kann sich  $\delta$ -Ferrit nicht vollständig in Austenit umwandeln und so bis zur Raumtemperatur in der Martensitmatrix verbleiben. Die skelettartige Morphologie des  $\delta$ -Ferrit kann durch die bevorzugten Richtungen der diffusionsgesteuerten Umwandlung von  $\delta$ -Ferrit in Austenit erklärt werden (Abbildung 3.7 Bild links) (28).

### 3.2 Die Nickelbasis-Legierung Alloy 625

Die Nickelbasis-Legierung Alloy 625 vereinigt gute mechanische Eigenschaften mit hervorragender Oxidations- und Korrosionsbeständigkeit, sowie eine gute Verarbeitbarkeit und Schweißbarkeit. Die hohe Festigkeit kann einerseits über eine Mischkristallhärtung (aufgrund der hohen Gehalte an Mo und Nb) und andererseits über eine Ausscheidungshärtung (durch  $\gamma''$ -Phasenteilchen) erzielt werden. Die chemische Zusammensetzung ist in Tabelle 3.4 ersichtlich. Angesichts dieser Eigenschaften besitzt Alloy 625 weitverbreitete Anwendungsgebiete, wie etwa in der Schiffs-, Luft- und Raumfahrt, sowie in der chemischen und petrochemischen Industrie. Die Legierung wird aber auch im Kraftwerksbau für Reaktorkern- und Steuerstab-Komponenten und für Wärmetauscher in Ammoniak-Spaltungs-Anlagen zur Schwerwasserproduktion verwendet. Angesichts der Kombination aus hoher Kriechbeständigkeit und der guten Korrosionsbeständigkeit in einem Milieu aus gespaltenem Ammoniak (75 at-% H<sub>2</sub>; 25 at-% N<sub>2</sub>) findet man diese Legierung auch in Wärmetauscher-Rohren zur Schwerwasserproduktion (29).

	Min.	Max
<b>C</b>		0,100
<b>Si</b>		0,500
<b>Mn</b>		0,500
<b>P</b>		0,015
<b>S</b>		0,015
<b>Cr</b>	20,00	23,00
<b>Ni</b>		bal.
<b>Mo</b>	8,000	10,00
<b>Nb</b>	3,150	4,150
<b>Ti</b>		0,400
<b>Al</b>		0,400
<b>Co</b>		1,000
<b>Fe</b>		5,000

Tabelle 3.4 Chemische Zusammensetzung Alloy 625 (30).

#### 3.2.1 Legierungselemente

Nachfolgend finden Sie eine kurze Beschreibung der wichtigsten Legierungselemente der Alloy 625. Die überaus vielfältigen Anwendungsmöglichkeiten von Nickel-Legierungen basieren auf etlichen Eigenschaften des Hauptelements **Nickel (Ni)** (31):

- Hohes elektrochemisches Potential (edles Metall – Standardpotential von -0,25V (32))
- Hohe Löslichkeit der Elemente Cu, Cr, Mo, Fe, Co

- Kubisch-flächenzentriertes Kristallgitter
- Keine Umwandlungen im festen Zustand, d.h. meist einphasiges austenitisches Gefüge
- Aushärtbar durch Hinzulegiere von Al, Ti und Nb
- Bildung von Schutzschichten (passivierbar)

**Eisen (Fe):** Da Eisen ein sehr preiswerter Werkstoff ist, wird es gerne verwendet um Nickel in einem gewissen Maße zu substituieren. Eisen fördert das Seigerungsverhalten gewisser Elemente, wie Molybdän und Niob, und kann so die Bildung von TCP (Topologically Close Packed) Phasen, wie etwa die  $\sigma$ -Phase und die Laves-Phase fördern. Mit steigendem Fe-Gehalt sinkt die Oxidationsbeständigkeit (33), (34).

**Chrom(Cr):** Aufgrund des hohen Lösungsvermögens von Chrom in Nickel und der Fähigkeit zur Bildung einer  $\text{Cr}_2\text{O}_3$  Deckschicht kann ein hervorragender Korrosionsschutz gegenüber oxidierenden Medien gewährleistet werden. Des Weiteren trägt Chrom zur Mischkristallhärtung bei und fördert die Bildung von Karbiden (vorrangig  $\text{M}_{23}\text{C}_6$  Karbide). Nachteilig ist die Begünstigung der TCP-Phasenbildung (33).

**Kobalt (Co):** Aufgrund der zu Nickel ähnlichen Atomgröße (Tabelle 3.6) trägt Kobalt nur im geringen Maße zur Mischkristallhärtung bei. Kobalt senkt die Löslichkeit für Ti und Al und fördert dadurch die  $\gamma'$ -Ausscheidung; es wirkt der  $\gamma'$ -Vergrößerung entgegen und es reduziert die Bildung der TCP-Phasen (33)

**Molybdän (Mo):** Molybdän fördert die Korrosionsbeständigkeit gegenüber reduzierenden Medien (35). Aufgrund der Fähigkeit, den Diffusionskoeffizienten anderer Elemente in der Matrix zu verringern und den E-Modul zu erhöhen, wirkt sich Molybdän positiv auf die Kriechfestigkeit aus. Molybdän eignet sich wegen des starken Atomradienunterschieds sehr gut zur Mischkristallhärtung bei (Tabelle 3.6). Außerdem fördert es die Karbidbildung (vorrangig vom Typ  $\text{M}_6\text{C}$ ) und die TCP-Phasenbildung (33).

**Niob (Nb):** Ähnlich wie bei Mo weicht die Größe des Niob-Atoms stark von der des Nickels ab und ist somit ein starker Mischkristallhärter (Tabelle 3.6). Andererseits wird Niob auch zur Ausscheidungshärtung verwendet, da es die Bildung der metastabilen  $\gamma''$ -Phase und der MX Karbonitride fördert. Ist Nb nur in geringen Mengen legiert, kann es das Al in der  $\gamma'$ -Phase substituieren und so zu dessen Mischkristallverfestigung beitragen (33).

**Aluminium (Al):** Aluminium kann zwar bei niedrigen Gehalten zur Mischkristallverfestigung beitragen, wird aber vorrangig zur Ausscheidungshärtung verwendet, da es die  $\gamma'$ -Phase bildet. Die Bildung einer  $\text{Al}_2\text{O}_3$  Passivschicht bewirkt einen Langzeitoxidationsschutz bis ca.  $950^\circ\text{C}$ . Bei zu hohen Gehalten an Aluminium wird die Matrixstabilität aufgrund von TCP-Phasenbildung verschlechtert (33). Aluminium kann das Niob in der  $\gamma''$ -Phase bis zu einem gewissen Teil ersetzen (36).

**Titan (Ti):** Titan kann sowohl Aluminium in der  $\gamma'$ - als auch Niob in der  $\gamma''$ -Phase substituieren und steigert somit den  $\gamma'$ - und  $\gamma''$ -Phasenanteil. Titan bildet im Nickel Karbonitride vom Typ MX (33).

**Kohlenstoff (C):** Nickel besitzt nur ein sehr geringes Lösungsvermögen für Kohlenstoff (36). Während dem Schweißen kann freier Kohlenstoff einen übersättigten Mischkristall bilden. Dieser kann bei Betriebstemperaturen zwischen  $315$  und  $760^\circ\text{C}$  in Form von Karbiden entlang der Korngrenzen ausgeschieden werden und das Gefüge schwächen oder gar zu Rissen führen (37). Kohlenstoff führt zu einer starken Reduktion der Solidus-Temperatur und damit zu einer Erhöhung der Heißrissgefahr (33).

**Bor (B):** Bor wirkt in Nickel auf vergleichbare Weise wie in Eisen (siehe Kapitel 3.1.2). Ähnlich wie Kohlenstoff senkt Bor die Solidus-Temperatur stark ab (33). Durch die von Bor hervorgerufene Verringerung der Fest/Flüssig-Oberflächenenergie wird eine ausgiebige Benetzung der Korngrenzen mit niedrig schmelzenden Phasen begünstigt (36).

Wirkung	Element
Mischkristallhärter	Co, Cr, Fe, Mo, W, Ta
$\gamma'$ - $\text{Ni}_3(\text{Al,Ti})$ Bildner	Al, Ti
Mischkristallhärter der $\gamma'$ -Phase	Cr, Mo, Ti, Si, Nb
$\gamma''$ - $\text{Ni}_3\text{Nb}$ Bildner	Nb
<i>Karbidbildner:</i>	
MC und M(C,N)	W, Ta, Ti, Mo, Nb
$\text{M}_7\text{C}_3$	Cr
$\text{M}_{23}\text{C}_6$	Cr, Mo, W
$\text{M}_6\text{C}$	Mo, W
TCP-Phasen ( $\sigma$ , P, $\mu$ , Laves)	Ti, V, Zr, Nb, Ta, Al, Si
Oxidoberfläche Bildner ( $\text{Cr}_2\text{O}_3/\text{Al}_2\text{O}_3$ )	Cr, Al

Tabelle 3.5 Wirkungsweise verschiedener Legierungselemente auf die Phasenstabilität in Nickelbasis-Legierungen (38).



Element	Gerundeter Unterschied der Atomgröße verglichen mit Nickel, %	Ungefähre Löslichkeit in Nickel bei 1000°C, wt-%
C	+43	0,2
Al	-15	7
Si	+6	8
Ti	-17	10
V	-6	20
Cr	-0,3	40
Mn	+10	20
Fe	+0,3	100
Co	-0,2	100
Cu	-3	100
Nb	-15	6
Mo	-9	34
Ta	-15	14
W	-10	38

Tabelle 3.6 Vergleich der Atomgrößenunterschiede und der Löslichkeit in Nickel bei 1000°C verschiedener Legierungselemente (36).

### 3.2.2 Ausscheidungen / Phasen

In Anbetracht des hohen Lösungsvermögens für größere Mengen an Legierungselementen eignet sich Nickel nicht nur hervorragend zur Mischkristallhärtung, sondern es kann auch ein hoher Korrosionsschutz gewährleistet werden. Neben der Mischkristallhärtung kann eine Teilchenhärtung bei Legierungen mit einem hohen Anteil an Al und Ti durch die Bildung fein verteilter Teilchen der  $\gamma'$ -Phase ( $\text{Ni}_3(\text{Al},\text{Ti})$ ) oder bei sehr Nb-reichen Legierungen, wie es auch Alloy 625 ist, durch die Bildung der metastabilen  $\gamma''$ -Phase ( $\text{Ni}_3(\text{Nb})$ ) erzielt werden. Eine Verfestigung durch Karbide bewirken u.a. die Elemente C, Cr, Mo und W. Gänzlich unerwünscht ist die Bildung der orthorhombischen  $\delta$ -Phase, die bei thermischer Langzeitbeanspruchung bei Temperaturen um die 700°C gebildet wird. Während der Erstarrung kann es zu weiteren unerwünschten Phasenbildungen, wie etwa der spröden Laves-Phase, kommen (36).

Nachfolgend sollen die wichtigsten Ausscheidungen des Alloy 625, die während der Erstarrung, des Betriebes oder der Wärmebehandlungen auftreten können, näher beschrieben werden:

**$\gamma'$ -Phase:** Diese intermetallische Phase mit der nominalen Zusammensetzung  $\text{Ni}_3\text{Al}$  wird in vielen Nickelbasis-Legierungen zur Teilchenhärtung verwendet. Da Al zu einem großen Teil durch Ti, Nb, Ta (bis zu 60%) und Ni teilweise durch Cr, Co und Fe substituiert werden kann, steht auch die Schreibweise  $\text{Ni}_3(\text{Ti},\text{Al})$  oder  $(\text{Ni},\text{Co})_3(\text{Ti},\text{Al})$  in Verwendung. Diese zur Matrix kohärente  $\gamma'$ -Phase

besitzt eine kubisch-flächenzentrierte Struktur (Abbildung 3.9) und sie zeigt nur eine minimale Fehlpassung zur  $\gamma$ -Matrix. Durch die niedrige Kohärenzspannung ist die Oberflächenenergie der Matrix/Ausscheidungs-Grenzfläche eher gering, wodurch wiederum die  $\gamma'$ -Phase ein verringertes Vergrößerungsverhalten zeigt. Eine Besonderheit der  $\gamma'$ -Phase liegt in der Zunahme der Fließspannung mit steigender Temperatur, die ihr Maximum bei ca. 800°C erreicht. In Alloy 625 spielt die  $\gamma'$ -Phase eine untergeordnete Rolle, da zum einen die Al- und Ti-Gehalte niedrig sind und zum anderen neigt Alloy 625 zur Bildung der Nb-reichen  $\gamma''$ -Phase, welche ihrerseits wieder einen gewissen Anteil an Al und Ti substituieren kann (36), (38), (39).

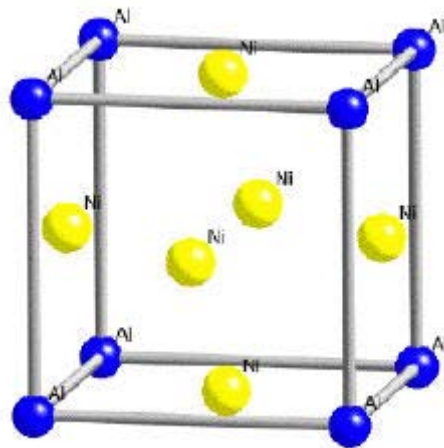


Abbildung 3.9 Kristallstruktur der kubisch-flächenzentrierten  $\gamma'$ -Phase (40).

**$\gamma''$ -Phase:** Diese geordnete tetragonal-raumzentrierte Phase - mit der Nennstöchiometrie  $\text{Ni}_3\text{Nb}$  - kann sich in Nickelbasis-Legierungen mit ausreichenden Nb-Gehalten bilden. Im Gegensatz zur  $\gamma'$ -Phase, die sich bereits während des Abkühlvorgangs bilden kann, ist die Ausscheidungskinetik der  $\gamma''$ -Phase sehr niedrig, was eine bessere Schweißbarkeit und eine höhere Beständigkeit gegenüber der Spannungs-Anlassrissigkeit (strain-age cracking) während einer Wärmebehandlung zur Folge hat. Der enorme Festigkeitsgewinn durch die Ausscheidung der teilkohärenten  $\gamma''$ -Phase kann aufgrund der hohen Fehlpassung ( $\sim 3\%$ ) und der damit verbundenen hohen Grenzflächenspannung zur Matrix erklärt werden. Infolge der hohen Grenzflächenspannung ist im Vergleich zur reinen  $\gamma'$ -Ausscheidung jedoch mit einer höheren Vergrößerungsrate bei thermischer Beanspruchung zu rechnen. Die  $\gamma''$ -Phase ist metastabil, sie beginnt sich über 650°C auszuschneiden und wandelt sich nach einiger Zeit in die spröde, orthorhombisch geordnete  $\delta$ -Phase um. Dieses Verhalten führt zu einer verminderten Kriechbeständigkeit, weshalb Einsatztemperaturen über 650°C zu vermeiden sind (39), (36).

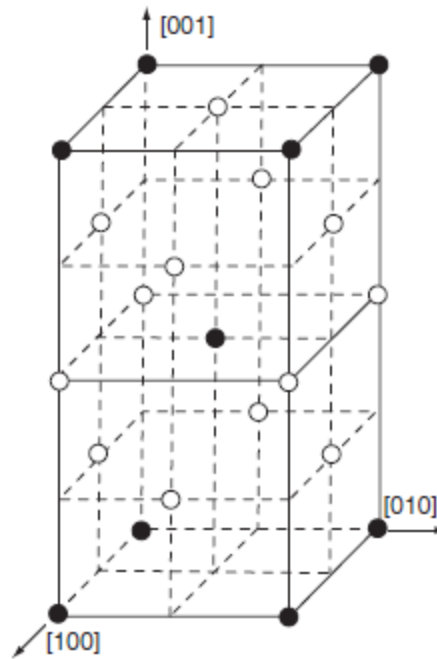


Abbildung 3.10 Kristallstruktur der tetragonal raumzentrierten  $\gamma''$ -Phase (schwarze Atome: Nb, weiße Atome: Ni) (36).

**$\delta$ -Phase:** Die orthorhombisch geordnete  $\delta$ -Phase stellt die stabile Form der metastabilen  $\gamma''$ -Phase mit gleicher Nennstöchiometrie ( $\text{Ni}_3\text{Nb}$ ) dar. Die  $\delta$ -Phase besitzt eine plattenförmige Morphologie. Aufgrund des ausgeprägten Seigerungsverhaltens des Niobs kann sich die  $\delta$ -Phase bereits während der Wärmebehandlung an Nb-reichen Stellen, wie Korngrenzen oder interdendritischen Zonen, bilden. Die grob-plattenförmige Bildung der  $\delta$ -Phase ist unerwünscht, weil sie zu erhöhter Kerbempfindlichkeit aufgrund von Versprödung und zu schlechterer Ermüdungsfestigkeit führt. Mit der Bildung der  $\delta$ -Phase macht sich ein Festigkeitsabfall bemerkbar, da diese inkohärent zur Ni-Matrix ist (36), (39), (41), (42).

**Laves-Phase:** Diese intermetallische TCP (Topologically Close Packed) Phase mit der Nennstöchiometrie  $\text{A}_2\text{B}$  ( $(\text{Cr,Fe,Ni})_2(\text{Si,Ti,Nb,Mo})$ ) ist sehr hart und aufgrund weniger Gleitsysteme spröde. Sie verursacht eine Verarmung an mischkristallhärtenden Elementen, wie Cr, Mo und Fe in der Matrix, führt so zu einem Festigkeitsabfall und in weiterer Folge zu einem frühzeitigen Ausfall. Eine Verarmung der Matrix an Cr und Mo kann in weiterer Folge die Korrosionsbeständigkeit drastisch herabsetzen. Da diese hexagonalen Phasen mit spießiger oder plattenförmiger Morphologie die mechanischen Eigenschaften und die Korrosionsbeständigkeit herabsetzen, sollte deren Bildung möglichst vermieden werden (36), (42), (43).

**MX:** Die MX Teilchen mit kubisch-flächenzentrierter Kristallstruktur scheiden sich aus der Schmelze aus. Diese Primärausscheidungen kommen in zwei unterschiedlichen Formen vor, einerseits in Ti-reichen Karbonitriden und andererseits in Nb-reichen Karbiden. Die Ti-reichen Karbonitride scheiden sich sehr früh aus der Schmelze aus. Angesichts der hohen Diffusionsgeschwindigkeit bei diesen Temperaturen bilden sich wenige große, blockartige Teilchen, die regellos in der Matrix verteilt sind. Die Nb-reichen Karbide bilden sich hingegen erst am Ende der Erstarrung und sind daher in interdendritischen Regionen und entlang Korngrenzen zu finden. MC Karbide können während einer Wärmebehandlung durch  $M_{23}C_6$  und  $M_6C$  Karbide ersetzt werden (36), (39), (41), (42).

**$M_{23}C_6$ :** Dieses Karbid besitzt eine komplexe kubische Struktur, wobei ihr Hauptbestandteil Chrom ist, das bis zu in etwa 30% durch Fe, Ni, Co und Mo ersetzt werden kann.  $M_{23}C_6$  Karbide scheiden sich meist erst bei der Wärmebehandlung oder während des Betriebes im Bereich von 760-980°C aus, vorwiegend an Korngrenzen, Zwillingsgrenzen und Stapelfehlern. Feine, diskrete  $M_{23}C_6$  Ausscheidungen an den Korngrenzen verbessern die Kriechbeständigkeit, da diese ein Korngrenzengleiten unterbinden. Speziell bei höheren C-Gehalten kann sich ein durchgehender Karbidfilm an den Korngrenzen bilden, der den Werkstoff versprödet (36), (41), (38), (39).

**$M_6C$ :** Die  $M_6C$  Karbide bilden sich vorwiegend an Molybdän-reichen Stellen. Angesichts des ausgeprägten Seigerungsverhaltens von Mo kann dieses Karbid an Mo-reichen interdendritischen Stellen, sowie an Korngrenzen bereits während der Erstarrung entstehen. Im festen Zustand bilden sich die komplex kubisch aufgebauten  $M_6C$  im Temperaturbereich von 815-980°C, wobei deren Bildung auf Kosten der  $M_{23}C_6$  vonstattengeht. Bei Temperaturen jenseits der 1000°C sind  $M_6C$  nicht mehr stabil und lösen sich nach einem längeren Zeitraum zugunsten von MX auf (38), (36), (42).

**$M_3B_2$ :** Bor wird in Nickelbasis-Legierungen aus demselben Grund hinzulegiert, wie bei 9-12% Cr-Stählen, nämlich zur Verbesserung der Kriechbeständigkeit. Bor bildet mit den metallischen Partnern Mo, Nb, Ti, Cr, Ni und Co Boride vom Typ  $M_3B_2$  an den Korngrenzen. Diese Boride sind sehr hart und bewirken eine starke Korngrenzenverfestigung. Bor neigt besonders stark zur Seigerung und die Bildung der  $M_3B_2$  findet bei sehr niedrigen Temperaturen statt (siehe Kapitel 4.6.2). Weiters fördert es die Benetzung der Korngrenzen während der Erstarrung, wodurch die Heißrissgefahr erhöht wird. In Alloy 625 wird Bor nicht als Legierungselement beigefügt, wengleich infolge der Aufmischung geringe Mengen an Bor in das Schweißgut gelangen können (36), (39), (41).

### 3.2.3 Verhalten der Alloy 625 beim Schweißen

Während des Schweißprozesses entstehen verschiedene Grenzen bzw. Grenzschichten im Schweißgut. Da viele Fehler in engem Zusammenhang mit diesen stehen, sollen nachfolgend die einzelnen Grenzbereiche näher beschrieben werden (36):

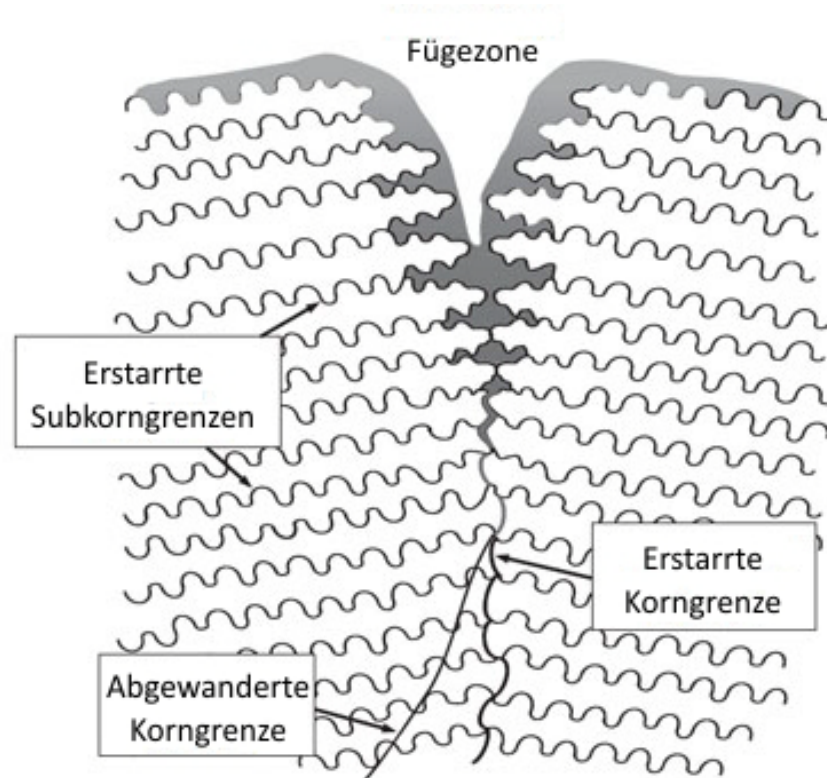


Abbildung 3.11 Schematische Darstellung diverser Grenzen im Schweißgut (44).

**Erstarrte Subkorn Grenzen:** Diese Korngrenzen, die auch als Kleinwinkel-Korngrenzen bezeichnet werden, stellen Zellen oder Dendriten dar. Aufgrund bevorzugter Wachstumsrichtungen während der Erstarrung macht die Fehlorientierung üblicherweise weniger als 5% aus. Dennoch kann es zu gewissen Unterschieden in der chemischen Zusammensetzung an den Subkorn Grenzen im Vergleich zur Grundzusammensetzung kommen. Angesichts der geringen Fehlorientierung ist die Leerstellendichte entlang der Subkorn Grenzen gering.

**Erstarrte Korngrenzen:** Treffen Pakete oder Gruppen von Subkörnern zusammen, so spricht man von erstarrten Korngrenzen. Infolge der unterschiedlichen Wachstumsrichtung der Pakete kommt es zu einer großen Fehlorientierung, weshalb auch der Name „Großwinkel-Korngrenze“ gebräuchlich ist. Die große Fehlorientierung führt auch zu einer hohen Leerstellendichte entlang der Großwinkel-Korngrenzen. In Anbetracht des massiven Seigerungsverhaltens gewisser Legierungselemente in Nickel können große Konzentrationsunterschiede im Korn auftreten. Diese Elemente werden

zusammen mit Verunreinigungen an der Erstarrungsfront vorangetrieben, können niedrig schmelzende flüssige Filme entlang Korngrenzen bilden und in weiterer Folge zu Erstarrungsrisse führen. Erstarrungsrisse treten in Nickelbasis-Legierung hauptsächlich entlang Großwinkel-Korngrenzen auf.

**Abgewanderte Korngrenzen:** Eine Großwinkel-Korngrenze zeichnet sich durch große Fehlorientierung und hohe Leerstellendichte aus (kristallographische Komponente). Weiters kann die chemische Zusammensetzung an der Korngrenze bedingt durch Seigerungen, deutlich unterschiedlich zur Nenn-Zusammensetzung sein (chemische Komponente). Unter bestimmten Voraussetzungen ist es möglich, dass die kristallographische Komponente der Korngrenze von der chemischen abwandert. Die neue Korngrenze nimmt die große Fehlorientierung der erstarrten Korngrenze mit und wird als „abgewanderte“ oder „migrierte“ Korngrenze bezeichnet. Betrachtet man erstarrte Korngrenzen näher, so stellt man fest, dass diese sehr gewunden sind und daher eine hohe Grenzflächenenergie besitzen. Eine Begradigung kristallographischer Grenzen führt, ähnlich wie bei einfachem Kornwachstum, zu einer Reduzierung der Grenzflächenenergie (Abbildung 3.11). Die notwendige Aktivierungsenergie für diesen Prozess kann durch eine Wiedererwärmung zugeführt werden, wie es beispielsweise während Mehrlagenschweißungen vorkommt. Elemente mit einer hohen Diffusionsgeschwindigkeit in Nickel (S, P, O, C, N..) können beim Abwandern der Korngrenzen mitgerissen werden. Abgewanderte Korngrenzen wiederum können zum „ductility dip cracking“ (DDC) (siehe Kapitel 3.3.3, S. 54 ) führen. Möglich ist auch, dass gewisse Ausscheidungen, wie z.B. NbC entlang der Korngrenzen die kristallographische Komponente am Abwandern blockieren („pinnen“) und so das DDC verhindern.

### **3.2.3.1 Seigerungsverhalten in Nickel während der Erstarrung**

Das Seigerungsverhalten bestimmt entscheidend die Mikrostruktur des Schweißgutes und lässt Rückschlüsse auf mechanische Eigenschaften, Schweißbarkeit und Korrosionsbeständigkeit zu. Aufgrund einer unterschiedlichen Löslichkeit der Legierungselemente in der flüssigen und festen Phase kommt es zu Entmischungsvorgängen während der Erstarrung. Die allgemeinste Formel, die das Seigerungsverhalten quantitativ beschreibt, ist die Brody-Flemings-Gleichung (36), (45):

---

#### Formel 3.1 Brody-Flemings-Gleichung

$C_s$       Konzentration eines Legierungselementes im Festkörper

---

$C_0$	nominale Legierungskonzentration
$k$	Verteilungskoeffizient
$f_s$	fester Anteil eines Elements
$\alpha$	dimensionsloser Diffusionsparameter

Die Brody-Flemings-Gleichung lässt eine Diffusion im Festen zu, es wird jedoch eine unendlich hohe Diffusionsgeschwindigkeit in der flüssigen Phase vorausgesetzt, sodass es zu keinem Konzentrationsaufbau vor der Phasengrenze kommt. Der Verteilungskoeffizient  $k$  beschreibt das Verhältnis der Konzentration eines Elements im Festkörper  $C_s$  zur Konzentration im Flüssigen  $C_l$  ( $k = C_s/C_l$ ) bei einer bestimmten Temperatur. Der dimensionslose Diffusionsparameter, der ein Maß für die Diffusion im Festen ist, wird wie folgt definiert:

---

#### Formel 3.2 dimensionsloser Diffusionsparameter

$D_s$	Diffusion im Festen
$t_f$	Erstarrungszeit
$L$	halber Dendritenarmabstand ( $L=\lambda/2$ )

Sowohl die Erstarrungszeit  $t_f$  als auch der halbe Dendritenarmabstand  $L$  sind von der Abkühlgeschwindigkeit  $\epsilon$  abhängig:

---

#### Formel 3.3 Erstarrungszeit

$\Delta T$	Temperaturintervall der Erstarrung
$\epsilon$	Abkühlgeschwindigkeit

---

#### Formel 3.4 halber Dendritenarmabstand

$A, n$	Materialkonstante
--------	-------------------

Joo und Takeuchi (46) berechneten anhand der Daten für die Nickelbasis-Legierung Alloy 713 obere  $\alpha$ -Werte. Um möglichst hohe  $\alpha$ -Werte zu bekommen, also eine möglichst hohe Festkörperdiffusion, wurde  $D_s$  bei hoher Temperatur (1350°C) bestimmt. Zudem wurde ein für Nickelbasis-Legierungen

charakteristisch hohes Erstarrungsintervall  $\Delta T$  von 200°C und Nickel-typische Werte für die Materialkonstanten mit  $A=32$  und  $n=0.31$  gewählt.

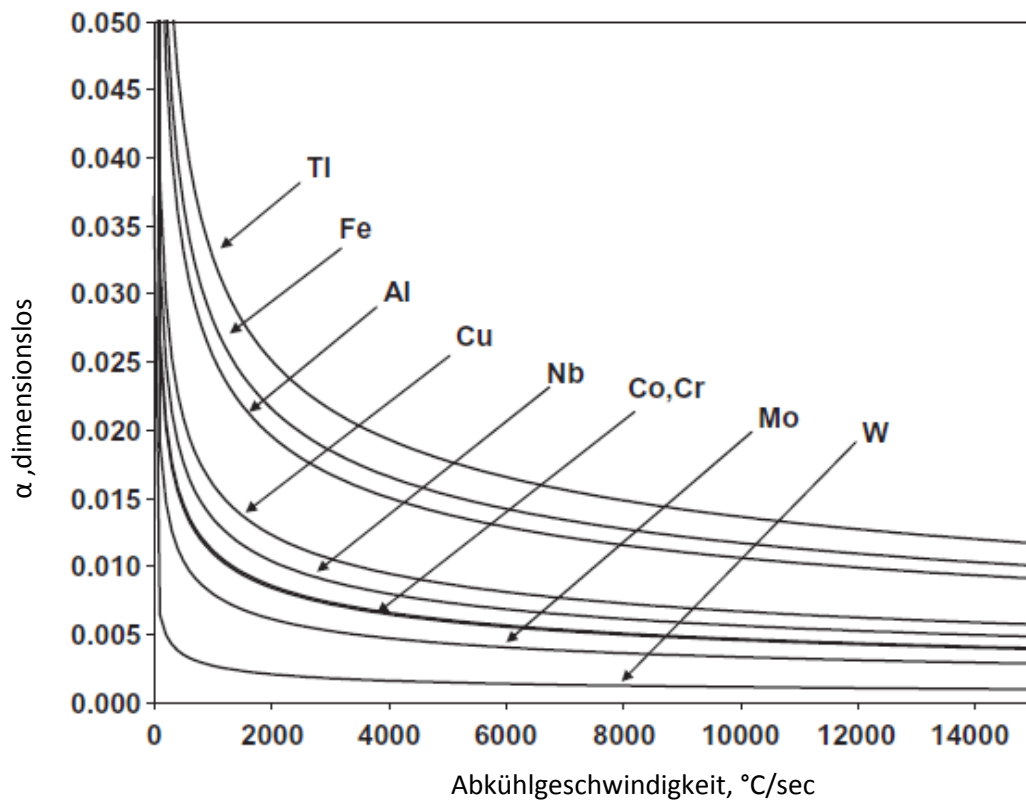


Abbildung 3.12 Dimensionsloser Diffusionsparameter  $\alpha$  als Funktion der Abkühlgeschwindigkeit für verschiedene Legierungselemente in der Nickelbasis-Legierung Alloy 713 (46).

Abbildung 3.12 lässt erkennen, dass alle Elemente über sehr geringe  $\alpha$ -Werte verfügen und mit steigender Abkühlgeschwindigkeit bzw. sinkender Erstarrungszeit  $t_f$  weiter abnehmen. Selbst die Anpassung der Werte  $\Delta T$ ,  $A$  und  $n$  an andere Nickelbasis-Legierungen verändert das Resultat nur minimal. Da die Werte für  $\alpha$  unter allen Abkühlbedingungen wesentlich kleiner als 1 sind, kann für diese Elemente eine Diffusion in der festen Phase mit guter Näherung vernachlässigt werden und die Formel 3.1 kann für  $\alpha \ll 1$  folgendermaßen vereinfacht werden:

### Formel 3.5 Scheil-Gulliver-Gleichung

Durch das Unterbinden der Diffusion im Festen ( $\alpha = 0$ ) reduziert sich die Brody-Flemings-Gleichung zur Scheil-Gulliver-Gleichung. Letztere beruht jedoch weiter auf der Annahme, dass ein vollständiger Konzentrationsausgleich in der flüssigen Phase stattfinden kann, jedoch wird nun die Festkörper-Diffusion unterbunden.



Berechnungen der  $\alpha$ -Werte für Kohlenstoff in Nickel zeigten ein ganz anderes Bild; hier waren die  $\alpha$ -Werte um ein Vielfaches größer als Eins. Es wird vermutet, dass kleine Atome wie etwa C über interstitielle Mechanismen diffundieren können. Betrachtet man in Tabelle 3.7 die Diffusionsdaten verschiedener Elemente in Nickel, so stellt man fest, dass die Aktivierungsenergie, also jene Energiebarriere, die überwunden werden muss, um Diffusion zu ermöglichen, für C um beinahe die Hälfte geringer ist als für die anderen Legierungselemente.

Element	Diffusionskoeffizient $D_0$ (m <sup>2</sup> /sec)	Aktivierungsenergie Q (kJ/mol)
Fe	$8,0 \times 10^{-5}$	255
Cr	$1,1 \times 10^{-4}$	272
Co	$1,4 \times 10^{-4}$	275
Nb	$7,5 \times 10^{-5}$	264
Mo	$1,0 \times 10^{-4}$	275
W	$2,0 \times 10^{-4}$	299
Al	$1,9 \times 10^{-4}$	268
Ti	$4,1 \times 10^{-4}$	275
Cu	$5,7 \times 10^{-5}$	258
C	$8,0 \times 10^{-6}$	135

Tabelle 3.7 Diffusionsdaten verschiedener Legierungselemente in Nickel (36).

**Schlussfolgerung:** In Nickelbasis-Legierungen hat man es mit zwei Extremen zu tun: Einerseits kann mit guter Näherung die Festkörper-Diffusion für substitutionelle Legierungselemente während der Erstarrung vernachlässigt und andererseits kann für kleine, interstitielle Atome eine vollständige Diffusion im Festen angenommen werden. Im Bezug auf substitutionelle Legierungselemente lässt somit der Verteilungskoeffizient  $k$  direkte Rückschlüsse auf das Seigerungsverhalten zu (Formel 3.5). Dementsprechend bedeuten Werte um  $k \approx 1$ , dass das Element nur sehr wenig oder gar nicht seigert, ist jedoch  $k < 1$ , so seigert es während der Erstarrung sehr stark.

Alloy	Ni	Fe	Cr	Co	Nb	Mo	W	Al	Ti	Si	C
IN718	1,00	1,04	1,03	—	0,48	0,82	—	1,00	0,69	0,67	—
IN725	—	1,1	0,99	—	0,55	0,79	—	—	0,66	—	—
IN738	1,03	—	0,98	1,09	0,52	0,87	1,13	0,92	0,69	—	—
IN625	—	—	—	—	0,54	—	—	—	—	0,57	0,21
IN625/C-Stahl	1,04	1,02	1,05	—	0,46	—	—	—	—	—	—

Tabelle 3.8 Verteilungskoeffizienten  $k$  am Beginn der Erstarrung verschiedener Elemente diverser Legierungen (36).

In Tabelle 3.8 sind in Schweißgütern experimentell ermittelte Verteilungskoeffizienten  $k$  einiger Legierungselemente gegenübergestellt. Der Verteilungskoeffizient wurde dabei als Verhältnis der Konzentration im Korninneren zur nominalen Konzentration gesetzt ( $k = C_{\text{core}}/C_0$ ) und beschreibt somit das Seigerungsverhalten am Beginn der Erstarrung. Vergleicht man Tabelle 3.6 mit Tabelle 3.8 so stellt man fest, dass Elemente mit Nickel-ähnlichen Atomradien, wie beispielsweise Fe, Cr, und Co,  $k$ -Werte nahe Eins aufweisen, also kaum zum Seigern neigen und somit gleichmäßig verteilt vorliegen. Eine Ausnahme bildet Wolfram. Dieses Element ist zwar um ungefähr 10% größer als Nickel, es zeigt jedoch nur ein geringes Seigerungsverhalten und ist somit interessant für die Mischkristallhärtung. Aus Tabelle 3.8 ist des Weiteren ersichtlich, dass Elemente wie Nb, Mo, Si und vor allem C über ein sehr ausgeprägtes Seigerungsverhalten verfügen. Kohlenstoff ist ein Karbidbildner und neigt zu einem ausgeprägten Seigern, wobei aufgrund der hohen Festkörper-Diffusion Kohlenstoff gleichmäßig verteilt in der Matrix vorliegt.

### 3.2.3.2 Erstarrungssequenz des Alloy 625

Cieslak (47) untersuchte das Erstarrungsverhalten des Alloy 625 anhand variierender Gehalte an C, Si und Nb. Da alle diese Elemente einen Verteilungskoeffizienten  $k < 1$  besitzen, neigen sie mehr oder weniger stark zum Seigern (Kapitel 3.2.3.1). Es zeigte sich deutlich, dass Niob maßgebend das Erstarrungsverhalten beeinflusst. Nahezu Nb-freie Legierungen (sind im eigentlichen Sinn keine Alloy 625 mehr) erstarren einphasig, während es bei Nb-reichen Legierungen zur Ausbildung von sekundären Phasen während der Erstarrung kommt. In Nb-reichen Legierungen sind Nb-Karbide (NbC) und die Laves-Phase ((Cr,Fe,Ni)<sub>2</sub>(Si,Ti,Nb,Mo)) die dominierenden sekundären Phasen im Schweißgut, wobei in geringerem Ausmaß noch M<sub>6</sub>C beobachtet werden konnten. Jede dieser Phasen ist hoch angereichert an Niob und Molybdän. Laut den Untersuchungen fördert ein hoher C-Gehalt in Legierungen die Bildung der NbC, während ein hoher Si-Gehalt die Bildung der Laves-Phase begünstigt.

Im Rahmen der Versuchsreihen wurde bei den Nb-legierten Proben der Nb-Gehalt nahezu konstant von 3,61 bis 3,53% gehalten, nur der Si- und der C-Gehalt wurden variiert. Bei allen Proben beginnt die Erstarrungssequenz mit der Bildung des  $\gamma$ -Mischkristalls aus der Schmelze, gefolgt von der Ausscheidung von NbC.

Bei der Probe mit einem niedrigen Si- und C-Gehalt (0.03% Si, 0.009% C) folgt den NbC die Ausscheidung der Laves-Phase. Die Laves-Phase bildet bei dieser Schmelze den Hauptbestandteil der sekundären Phasen.

Die gleiche Erstarrungsabfolge zeigt auch die Probe mit einem hohen Si- und C-Gehalt (0.46% Si, 0.35% C). Bei dieser Variante wurde eine hohe Menge sowohl an NbC als auch an Laves-Phase beobachtet, wobei die dominierende sekundäre Phase NbC sind.

Wird nur der C-Gehalt angehoben und bleibt der Si-Gehalt niedrig (0.03% Si, 0.038% C), so wird die Bildung der Laves-Phase unterdrückt und die Erstarrung mit der Ausscheidung von NbC beendet.

Bei der Probe mit einem hohen Si- und einen niedrigen C-Gehalt (0.38% Si, 0.008% C) folgt der Ausscheidung von NbC die Ausscheidung von  $M_6C$ . Da Silizium ein Laves-Phasenbildner ist, kommt es bei sehr niedrigen Erstarrungstemperaturen zur Bildung der Laves-Phase, welche auch die vorherrschende sekundäre Phase dieser Probe ist.

Den Beobachtungen zufolge steht die Menge an sekundären Phasen in direktem Zusammenhang mit der Menge an Si und C. Dementsprechend weist die Probe mit 0.03% Si und 0.009% C die niedrigste Menge und die Probe mit 0.46% Si und 0.035% C die höchste Menge an sekundären Phasen auf.

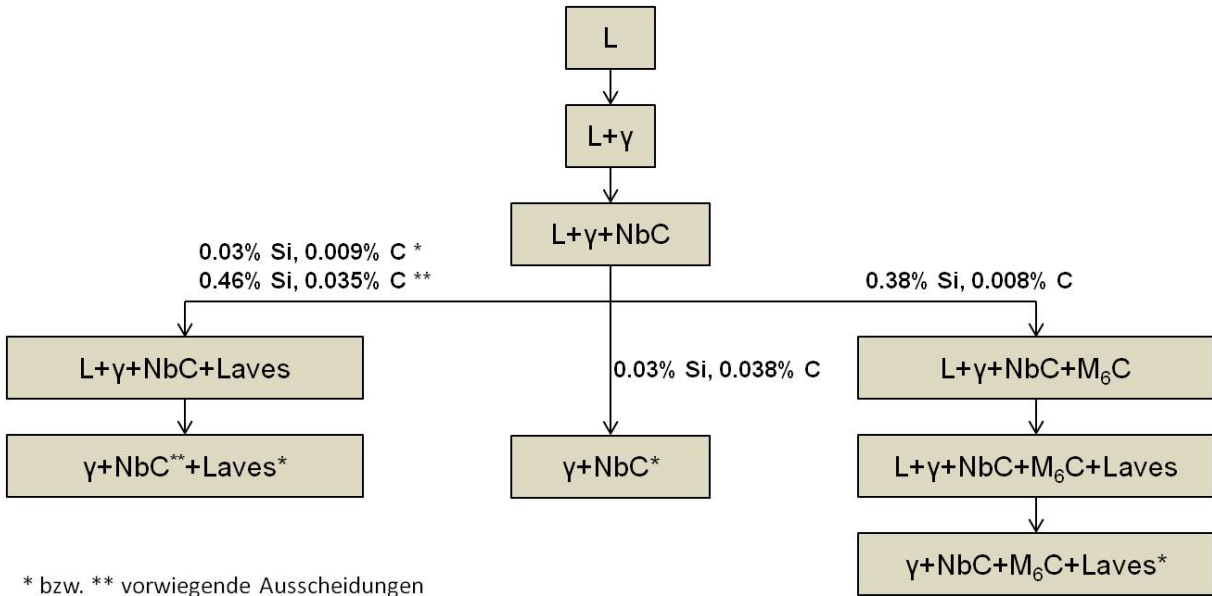


Abbildung 3.13 Erstarrungsabfolge mit variierenden Gehalten an Si und C (Alloy 625) (47).

Varestraint Heißriss-Tests zeigten, dass Legierungen, die nahezu kein Nb enthalten, eine überaus niedrige Heißrissanfälligkeit besitzen, während bei den Nb-legierten Proben die Heißrissanfälligkeit stark anstieg. Der Grund dafür ist die Bildung von Nb-reichen eutektischen Phasen in Form von NbC und der Laves-Phase. Diese Phasen scheiden sich bei niedrigen Temperaturen aus, vergrößern somit den Erstarrungsbereich und führen in weiterer Folge zu Erstarrungsrissen. Besonders nachteilig wirkt

sich die Bildung der Laves-Phase aus, da sich diese erst bei  $\sim 1152^\circ\text{C}$  ausscheidet (Tabelle 3.9). Mit höherem C-Gehalt setzt die Bildung der NbC früher ein.

	Erstarrungsreaktionen und Temperaturen ( $^\circ\text{C}$ )			
	$L \rightarrow \gamma$	$L \rightarrow (\gamma + \text{NbC})$	$L \rightarrow (\gamma + \text{M}_6\text{C})$	$L \rightarrow (\gamma + \text{Laves})$
<b>0.03% Si, 0.009% C</b>	1377	nicht erfasst		1150
<b>0.03% Si, 0.038% C</b>	1372	1246		kommt nicht vor
<b>0.38% Si, 0.008% C</b>	1367	nicht erfasst	1206	1148
<b>0.46% Si, 0.035% C</b>	1363	1231		1158

Tabelle 3.9 Erstarrungsreaktionen und Temperaturen mit variierenden Si- und C-Gehalten (47).

**Einfluss von Niob und Kohlenstoff:** Das Verhältnis von C zu Nb nimmt entscheidenden Einfluss auf das Erstarrungsverhalten von Nb-legierten Nickelbasis-Legierungen. Ein hohes C/Nb-Verhältnis fördert die Bildung von NbC Karbiden, während ein niedriges Verhältnis die Bildung der Laves-Phase begünstigt (43). Doch nicht nur das relative Verhältnis von C/Nb, sondern auch die absoluten Mengen an C und Nb bestimmen die mikrostrukturelle Morphologie und damit auch die Anfälligkeit für Heißrisse. Nachfolgend sollen vier unterschiedliche mikrostrukturelle Formen anhand variierender Nb- und C-Gehalte näher beschrieben werden (36):

Die Nb-C-Graphik in Abbildung 3.14 beschreibt jeweils den Erstarrungspfad, die mittlere Graphik gibt die Relation von Temperatur und Weg wieder, wobei Punkt 1 den Beginn der Liquidus-Temperatur, also den Beginn des „schmelzteigigen Zustands“ („mushy zone“) beschreibt. Punkt 2 stellt das Überschreiten der eutektischen  $\gamma/\text{NbC}$ -Linie dar, ab der sich NbC zu bilden beginnen. Punkt 3 beschreibt das Ende der mushy zone und somit das voll erstarrte Schweißgut. Die untere Graphik zeigt zwei benachbarte Zellen.

**Typ I:** Dieser Typ kommt bei geringen Nb-Gehalten und bei hohen C-Gehalten vor. Aufgrund des hohen C/Nb-Verhältnisses ist die interdendritische Flüssigkeit schnell mit C angereichert und es beginnen sich sehr früh bei sehr hohen Temperaturen NbC Karbide bereits knapp hinter den Dendritenspitzen auszuschneiden. Da sich NbC schon früh zu bilden beginnen, wird die verbleibende Schmelze komplett entlang der  $\gamma/\text{NbC}$ -Linie aufgebraucht und es kommt zu keiner Bildung der Laves-Phase. Angesichts der geringen Länge der mushy zone ist dieser Typ relativ unempfindlich gegenüber Heißrissen.

**Typ II:** Sind sowohl der Nb- als auch der C-Gehalt hoch, so schreitet die Erstarrung ähnlich der bei Typ I voran, außer dass aufgrund des hohen Nb-Gehalts eine größere Menge an interdendritischer Flüssigkeit vorliegt. Beim Schneiden der  $\gamma/\text{NbC}$ -Linie ist noch nicht die gesamte Schmelze

aufgebraucht und es kommt zur Bildung von  $\gamma$ /Laves-Bestandteilen. Da die Bildung der Laves-Phase bei relativ niedrigen Temperaturen einsetzt, dehnt sich die mushy zone aus. Trotzdem besteht bei dieser Form keine allzu große Gefahr für Erstarrungsrisse, da die  $\gamma$ /Laves-Bestandteile geringer als 2 vol-% sind und diese von den bei höheren Temperaturen erstarrten  $\gamma$ /NbC Bestandteilen umhüllt werden.

**Typ III:** Dieser Typ tritt bei einem moderaten C-Gehalt und hohem Nb-Gehalt auf. Der grundlegende Unterschied zwischen Typ II und Typ III liegt in der Menge und damit der Verteilung der  $\gamma$ /Laves-Bestandteile. Bei diesem Typ kann man davon ausgehen, dass die  $\gamma$ /Laves-Bestandteile größer als 2 vol-% sind, wobei diese nun nicht mehr in  $\gamma$ /NbC vorliegen, sondern bilden in der mushy zone einen kontinuierlichen Film. Aus diesem Grund ist die Erstarrungsrissanfälligkeit bei diesem Typ als hoch einzustufen.

**Typ IV:** Diese Morphologie wird bei niedrigen C-Gehalten erreicht. In Anbetracht des geringen C-Gehalts beginnt die Bildung der  $\gamma$ /NbC Bestandteile erst bei relativ tiefen Temperaturen und kreuzt in weiterer Folge die  $\gamma$ /Laves-Linie. Infolgedessen ist die mushy zone sehr lang und breit und besteht hauptsächlich aus Schmelze, primärem  $\gamma$ -Mischkristall mit kleinen Mengen an  $\gamma$ /NbC und  $\gamma$ /Laves. Deshalb ist auch bei diesem Typ ein beträchtliches Risiko für Erstarrungsrisse gegeben.

**Zusammenfassung:** Mit steigendem C-Gehalt wird die Bildung von  $\gamma$ /NbC Bestandteilen bei hohen Temperaturen gefördert und die Bildung der  $\gamma$ /Laves-Bestandteile verhindert oder derart minimiert, dass sie isoliert vorliegen, weshalb ein hoher C-Gehalt das Potential für Erstarrungsrisse deutlich minimieren kann. Darüber hinaus konnte in (48) festgestellt werden, dass die frühe Ausscheidung von NbC als Keime für Dendritenwachstum wirken und so zu feineren Subkörnern führen, was sich schlussendlich positiv auf die Heißriss-Anfälligkeit auswirkt.

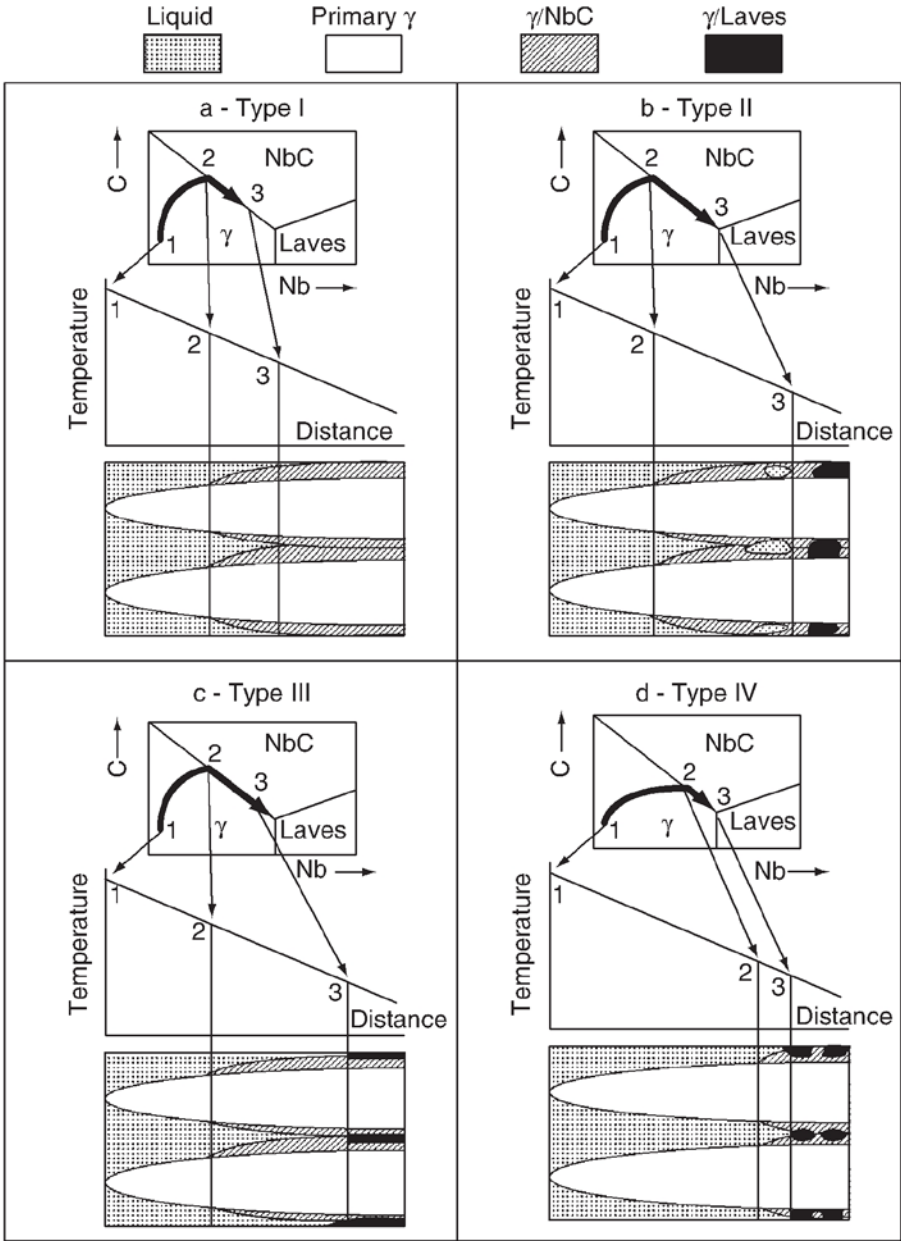


Abbildung 3.14 Schematische Darstellung des Einflusses von Nb und C auf die mikrostrukturelle Morphologie (36).

### 3.2.3.3 Verhalten von Alloy 625 bei Aufmischung

Die Aufmischung  $D$  beschreibt den Grad der Vermischung von Grund- und Zusatzwerkstoff und ist folgendermaßen definiert (49):

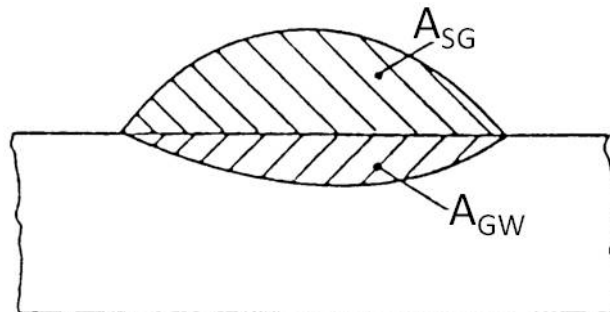


Abbildung 3.15 Aufmischung in der Schweißzone (49).

#### Formel 3.6 Geometrische Bestimmung des Aufmischungsgrades

- $D$  Aufmischung  
 $A_{SG}$  Querschnitt des aufgetragenen Schweißgutes  
 $A_{GW}$  Querschnitt des aufgeschmolzenen Grundwerkstoffs

Als eine Folge der Aufmischung bei Auftrags- und Verbindungsschweißungen verändert sich die chem. Zusammensetzung bzw. kann die Konzentration bestehender Elemente ab- oder zunehmen. Während der Erstarrung können sich dadurch neue Phasen bilden, die im reinen Schweißgut nicht vorkommen würden. Es können sich aber auch gewisse Tendenzen, wie etwa das Seigerungsverhalten, verstärken oder vermindern.

Betrachtet man den konkreten Fall der Dissimilar Schweißverbindung Alloy 625 - 9% Cr-Stahl CB2 mit Alloy 625 als Schweißzusatzwerkstoff, so kommt es, bedingt durch die Aufmischung, vor allem zu einer Zunahme des Fe-Gehalts im Schweißgut. Eisen fördert die Bildung der Laves-Phase und setzt somit die Schweißbarkeit herab (36), (43), (34), da der Verteilungskoeffizient  $k$  für Nb und Mo mit steigendem Fe-Gehalt abnimmt (Abbildung 3.16). Wie in Kapitel 3.2.3.1 beschrieben, führt eine Abnahme des  $k$ -Werts zu einem erhöhten Seigerungsverhalten. Mit steigender Aufmischung, also steigendem Fe-Gehalt, kommt es zu einer verstärkten Seigerung von Nb und Mo. Eine Folge davon ist eine Verarmung der Dendriten-Kerne und eine Anreicherung der interdendritischen Regionen an Nb und Mo. Dies kann im speziellen Fall von Mo zu unerwünschten Korrosionsangriffen in reduzierenden

Umgebungen an den Dendriten-Kernen führen. Bemerkenswert ist, dass der Verteilungskoeffizient von Chrom in der Nickel-Matrix  $k \approx 1$  (siehe Tabelle 3.8) beträgt und daher ein gleichmäßiger Korrosionsschutz durch Cr gewährleistet wird.

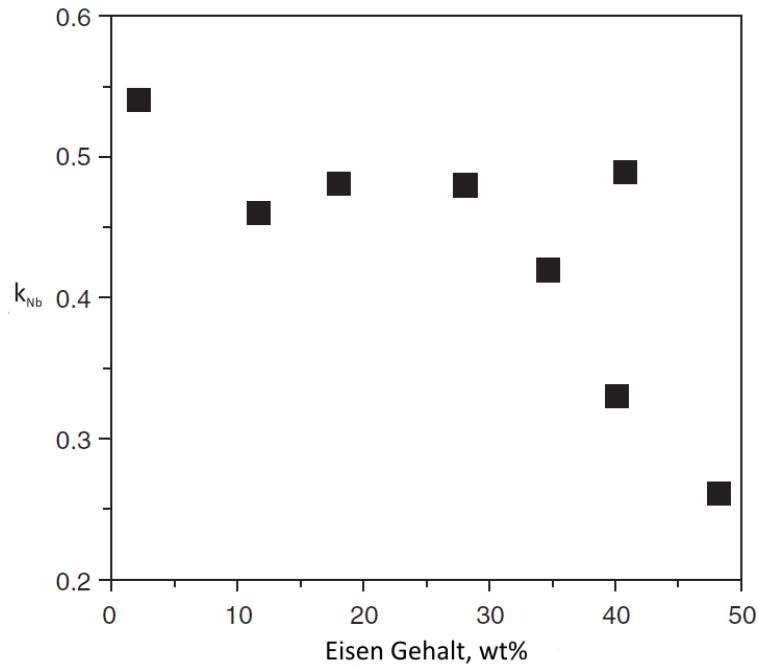


Abbildung 3.16 Änderung des Verteilungskoeffizienten für Nb mit steigendem Fe-Gehalt (50).

Der erhöhte Fe-Gehalt infolge steigender Aufmischung wirkt also hinsichtlich dem Seigerungsverhalten von Nb und Mo negativ, des Weiteren kommt es zu einem höheren B-Gehalt im Schweißgut. B wirkt als Netzmittel für eutektische Filme und begünstigt die Bildung von Erstarrungsrissen. Mit steigender Aufmischung kommt es zu einer Abnahme des Nb-, Mo- und ev. Si-Gehalts und zu einer Zunahme des C-Gehalts. Das sich dabei einstellende höhere C/Nb-Verhältnis könnte zu einem günstigeren Erstarrungsverlauf führen, welcher der Bildung von Erstarrungsrissen entgegenwirkt.

**Schlussfolgerung:** Ob sich die Aufmischung positiv oder negativ auf das Erstarrungsverhalten des Alloy 625 Schweißgutes auswirkt kann letztendlich nur für den konkreten Fall beurteilt werden. Es spielen sowohl die chemische Ausgangszusammensetzung der verwendeten Schweißzusatzwerkstoffe und des Grundwerkstoffs, als auch der Aufmischungsgrad eine entscheidende Rolle. Darüber hinaus können infolge der Aufmischung gewisse Elemente (wie etwa Bor) hinzulegiert werden, deren Einfluss auf das Schweiß- und Erstarrungsverhalten oftmals schwer abzuschätzen ist.



### 3.2.3.4 WEZ

Bei Nickelbasis-Legierungen spricht man von "umwandlungsfreien Werkstoffen", da sie keine Phasenumwandlung im festen Zustand erfahren. Als Folge davon ist in der WEZ nur Kornwachstum zu erwarten. Von der Schmelzzone beginnend, nimmt dann die Korngröße kontinuierlich ab.

Im lösungsgeglühten Zustand kann bei Alloy 625 mit eventuellem Kornwachstum gerechnet werden, ansonsten ist mit keinen wesentlichen Änderungen zu rechnen (36).

### 3.2.4 Einfluss der Wärmenachbehandlung (PWHT) der Alloy 625

Eigentlich kann kein großer Nutzen aus einer Wärmenachbehandlung von Alloy 625 gezogen werden, weil die mechanischen Eigenschaften im "as-welded"-Zustand grundsätzlich besser sind. Dessen ungeachtet, wird in Dissimilar Verbindungen meist vom ferritischen Partner – hier CB2 - eine Wärmenachbehandlung, wie etwa ein Spannungsarmglühen gefordert. Dabei muss jedoch auf eine behutsame Temperaturführung geachtet werden, um unerwünschte Ausscheidungen zu vermeiden.

Cortial et al. (51) untersuchten den Einfluss einer Wärmenachbehandlung auf die Mikrostruktur und die mechanischen Eigenschaften von Alloy 625. Dabei wurden die für die Industrie typischen Wärmenachbehandlungen zwischen 600 und 1000°C mit acht Stunden Haltezeit und anschließender Luftabkühlung durchgeführt. Im Bereich von 600-700°C waren keine wesentlichen mikrostrukturellen Änderungen ersichtlich (Abbildung 3.17 a). Ab Temperaturen über 700°C war die Bildung einer fein verstreuten  $\gamma''$ -Phase in den an Niob angereicherten interdendritischen Zonen erstmals zu beobachten. Der gleiche Trend setzte sich nach einer Wärmebehandlung bei 750°C fort, nur dass sich die  $\gamma''$ -Phase auch in Gleitbändern und Versetzungen manifestierte, und speziell in der Nähe von Phasen, die während der Abkühlung Versetzungen generieren, wie es etwa im besonderen Maße die Laves-Phase macht (Abbildung 3.17 b). Acht Stunden Wärmebehandlungen bei Temperaturen von 850 bis 950°C verursachten eine Auflösung der  $\gamma''$ -Phase. An dessen Stelle bildete sich in den interdendritischen Zonen die nadelförmige orthorhombische  $\delta$ -Phase (Abbildung 3.17 c-e). Wie in Kapitel 3.2.2 erwähnt, ist diese Phase unerwünscht, da sie die mechanischen Eigenschaften und die Kriechbeständigkeit dramatisch herabsetzt. Neben der  $\delta$ -Phase bildeten sich ab 850°C  $M_6C$  Karbide entlang von Korngrenzen. Eine Wärmebehandlung für 8 Stunden bei 1000°C führte zu einer Auflösung der  $\delta$ -Phase und einer Zunahme von  $M_6C$  Karbiden an den Korngrenzen (Abbildung 3.17 f).

Im Zuge der Untersuchungen konnte des Weiteren gezeigt werden, dass sich Seigerungen bis zu einer Temperatur von 850°C kaum vom geschweißten Ausgangszustand unterscheiden. Ab dieser

Temperatur begannen sie merkbar abzunehmen und bei 1000°C lag ein vollständig homogenisiertes Schweißgut vor.

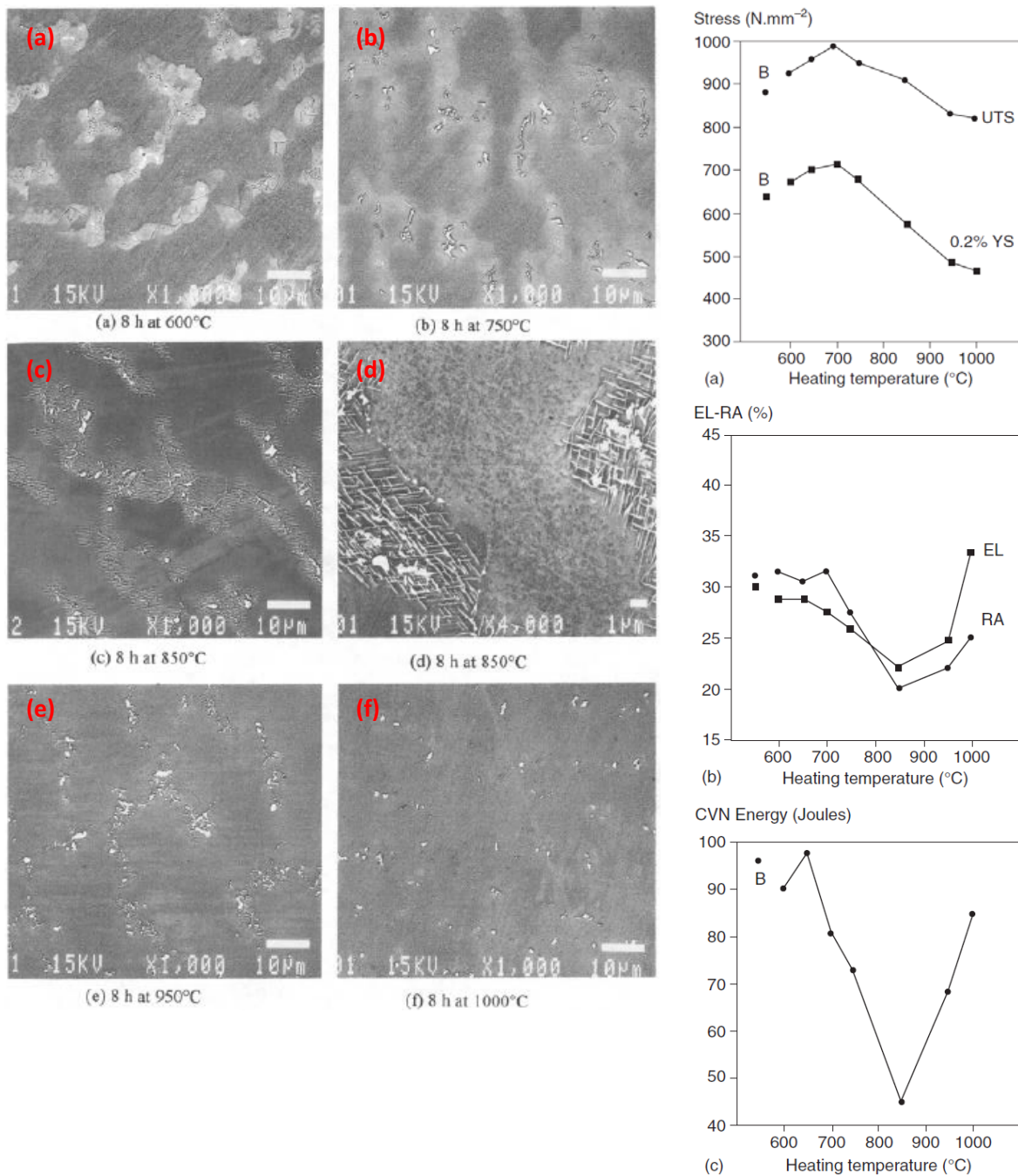


Abbildung 3.17 Bilder links: Mikrostruktur des Schweißgutes von Alloy 625 nach der Wärmebehandlung bei den angegebenen Temperaturen. Bilder rechts: Mechanische Kennwerte bei Raumtemperatur von Alloy 625-Schweißgüter als Funktion der Wärmebehandlungstemperaturen (B.. "as-welded"-Zustand): (a) Zugfestigkeit (UTS) und 0.2% Dehngrenze (0.2% YS); (b) Bruchdehnung (EL) und Brucheinschnürung (RA); (c) Kerbschlagarbeit (51).

Abbildung 3.17 zeigt in den rechten Graphiken mechanische Kennwerte von Schweißgütern des Alloy 625, welche bei Raumtemperatur gemessen wurden. Der Indikator "B" gibt jeweils den Wert an, den der Werkstoff im "as-welded"-Zustand erreicht hat.

Die oberste Graphik zeigt ein Festigkeitsmaximum bei 700°C, was sich mit der Bildung der  $\gamma''$ -Phase erklären lässt (Teilchenhärtung). Eine Wärmebehandlung bei  $750 < T < 950^\circ\text{C}$  führt zu einem dramatischen Einbruch der Festigkeit (a), Duktilität (b) und der Kerbschlagarbeit (c). Dieses Werkstoffverhalten kann mit der Ausscheidung der nadelförmigen  $\delta$ -Phase in den interdendritischen Zonen in Zusammenhang gebracht werden. Bei 1000°C steigen zwar die Duktilität und die Kerbschlagarbeit wieder an, jedoch bleiben die Festigkeitswerte auf einem niedrigen Niveau. Die Zunahme der Duktilität und Kerbschlagarbeit steht im Kontext mit der Auflösung der  $\delta$ -Phase. Auf der anderen Seite können die niedrigen Festigkeitswerte bei 1000°C dadurch begründet werden, dass es bei dieser Temperatur zu einem Wachstum der Körner kommt, da die Korngrenzen nun nicht mehr durch Ausscheidungen (speziell der  $\delta$ -Phase) "gepinnt" werden.

Im Zuge der Untersuchungen (51) wurde auch die Korrosionsbeständigkeit des Schweißgutes in Abhängigkeit zur Mikrostruktur bestimmt. Es zeigte sich, dass vor allem die  $\gamma''$ -Phase und, in geringerem Maße, die  $\delta$ -Phase in den interdendritischen Zonen interkristalline Korrosion verursacht haben, vor allem bei einer Wärmenachbehandlung im Bereich vom 700 bis 950°C. Da sich ab 1000°C die  $\gamma''$ - und  $\delta$ -Phase auflösen, erreichen diese Proben ähnliche Werte für die Beständigkeit gegen interkristalline Korrosion wie die "as-welded"-Proben. Lochfraßkorrosion (Pitting) trat bei einer Prüftemperatur von 95°C sowohl im "as-welded"-Zustand als auch bei Proben im Bereich von 600 bis 850°C im ähnlichen Maße auf. Ab 850°C stieg die Beständigkeit gegen Lochfraßkorrosion aufgrund der Homogenisierung (Verminderung der Seigerungen) des Schweißgutes.

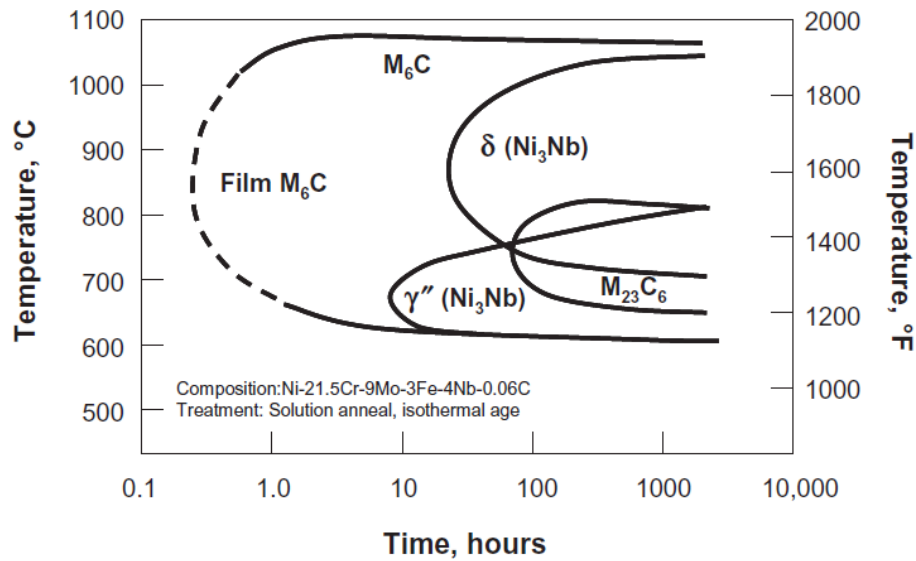


Abbildung 3.18 Isothermes Zeit-Temperatur-Ausscheidungsdiagramm des Alloy 625 im lösungsgeglühten Zustand (36).

Der lösungsgeglühte Grundwerkstoff zeigt ein dem Schweißgut ähnliches Ausscheidungsverhalten bei isothermer Auslagerung. In Abbildung 3.18 ist deutlich zu erkennen, dass sich oberhalb von 650°C die metastabile  $\gamma''$ -Phase zu bilden beginnt und ihre maximale Ausscheidungsgeschwindigkeit bei etwa 700°C erreicht. Bei längeren Auslagerungszeiten wandelt sich diese in die orthorhombische  $\delta$ -Phase um, die sich bei ungefähr 850°C schnell auszuschneiden beginnt.

**Schlussfolgerung:** Eine Wärmebehandlung des Alloy 625 über 8 Stunden zwischen 650 und 750°C führt zu einer Zunahme der Festigkeit und einer Abnahme der Duktilität, Kerbschlagarbeit und der Beständigkeit gegenüber interkristalliner Korrosion. Dies steht im direkten Zusammenhang mit der Ausscheidung der  $\gamma''$ -Phase. Auslagerungstemperaturen von 750 bis 950°C haben überaus negative Auswirkungen auf alle mechanischen Kennwerte aufgrund der  $\delta$ -Phasenausscheidung und sollen somit gänzlich vermieden werden. Bei 1000°C kommt es angesichts der Auflösung der  $\gamma''$ - und  $\delta$ -Phase wieder zu einer Zunahme der Duktilität, Kerbschlagarbeit und der Beständigkeit gegenüber interkristalliner Korrosion und Lochfraßkorrosion.

Nichtsdestotrotz sinkt ab 700°C die Festigkeit mit steigender Auslagerungstemperatur. Angesichts dieser Tatsache soll, wenn möglich, auf eine Wärmebehandlung gänzlich verzichtet werden. Wenn sie jedoch z.B. im Zuge einer Dissimilar Verbindung vom ferritischen Partner gefordert wird, so soll die Auslagerungstemperatur im Idealfall 650°C nicht überschreiten. Keinesfalls darf sie 750°C übersteigen und die Wärmebehandlungszeit ist möglichst kurz zu halten.

### 3.3 Ausgewählte werkstoffbedingte Schweißfehler

In diesem Kapitel soll nur auf jene Schweißfehler näher eingegangen werden, die entweder typisch für einen der beiden Werkstoffe (CB2, Alloy 625) oder für eine Dissimilar Verbindung sind.

#### 3.3.1 Kaltrisse

Kaltrisse sind der Sammelbegriff für eine Reihe von Rissen, die im festen Zustand, ohne Mitwirken einer schmelzflüssigen Phase, entstehen. Diese beinhalten viele Rissarten mit unterschiedlichen Entstehungs- und Erscheinungsformen. Folgende Risstypen zählen u.a. zu Kaltrissen (14), (52):

- Aufhärtungsrisse
- wasserstoffinduzierte Risse
- Lamellenrisse
- Ausscheidungsrisse
- Relaxationsrisse

**Wasserstoffinduzierte Risse:** Diese gehören zu den häufigsten Fehlern in der Schweißtechnik. Durch hohe Temperaturen, die beim Schweißen entstehen, wird Wasserstoff atomar aufgespalten bzw. ionisiert und im flüssigen Schweißbad gelöst. Aufgrund des geringen Radius des atomaren Wasserstoffs passt er hervorragend in Zwischengitterplätze einer Metallmatrix und kann auch dementsprechend gut diffundieren. Mit sinkender Temperatur sinkt auch die Löslichkeit der Matrix für Wasserstoff und dieser ist bestrebt, bevorzugt an Stellen erhöhter Energie, wie etwa Martensitsäume, Korngrenzen, Einschlüsse, Ausscheidungen usw. sich zu rekombinieren. Durch die Bildung der Wasserstoffmoleküle  $H_2$  an solchen Stellen kann der Partialdruck enorm ansteigen und in Kombination mit einem spröden martensitischen Gefüge und Eigenspannungen zu Rissen führen. Als Folge davon können Poren und Risse entstehen, die sowohl interkristallin als auch transkristallin verlaufen können. Die Entstehung von Rissen kann bereits einige Minuten nach dem Schweißen oder erst Tage danach erfolgen (35), (52).

Kaltrisse können durch Vorwärmen vermieden werden (Erhöhung der  $t_{8/5}$ -Zeit), da Spannungen beim Erreichen der Martensit-Starttemperatur geringer sind, da sich zuvor andere Phasen (etwa Bainit) gebildet haben. Eine wirkungsvolle Maßnahme ist das Halten des Bauteils für einige Stunden nach dem Schweißen, um den Wasserstoff zur Effusion zu bewegen (Wasserstoffarmglühen, bei ca. 250°C). Darüber hinaus sollte vermieden werden, dass Feuchtigkeit weder aus der umgebenden Atmosphäre, noch aus dem Schweißzusatzwerkstoff aufgenommen werden kann. Aus diesem Grund

empfiehl es sich, geeignete Schutzgase einzusetzen bzw. Elektroden unmittelbar vor der Verwendung rückzutrocknen (35), (52).

### 3.3.2 Heißrisse

Laut Merkblatt DVS 1004-1 (53) sind Heißrisse als Risserscheinungen definiert, die in Anwesenheit von niedrigschmelzenden, sowie spröden Substanzen auf den Korngrenzen bei hohen Temperaturen im Verlauf und nach Beendigung des Schweißprozesses entstehen können.

Heißrisse können sowohl im Schweißgut als auch in der Wärmeeinflusszone entstehen. Nach der Entstehungsart kann man Heißrisse in Erstarrungsrisse und Wiederaufschmelzrisse unterteilen. Oft werden auch „Ductility Dip Cracks“ (DDC) zu Heißrissen gezählt. Da DDC jedoch nicht in unmittelbaren Zusammenhang mit dem Vorhandensein von schmelzflüssigen Phasen gebracht werden können (vielmehr ist diese Risserscheinung auf Korngrenzengleiten zurückzuführen), fallen sie auch nicht in die Definition (53), weshalb dieser Rissmechanismus gesondert betrachtet wird.

#### 3.3.2.1 Erstarrungsrisse:

Diese Rissart bildet sich während der Erstarrung des Schweißbades. Erstarrungsrisse entstehen in Anwesenheit niedrig schmelzender Phasen, welche entlang der Erstarrungsfront vorangetrieben werden. Die im Zuge der Erstarrung auftretenden Spannungen können vom flüssigen Film nicht übertragen werden und führen in weitere Folge zu Rissen (Abbildung 3.19), (14), (35), (36).

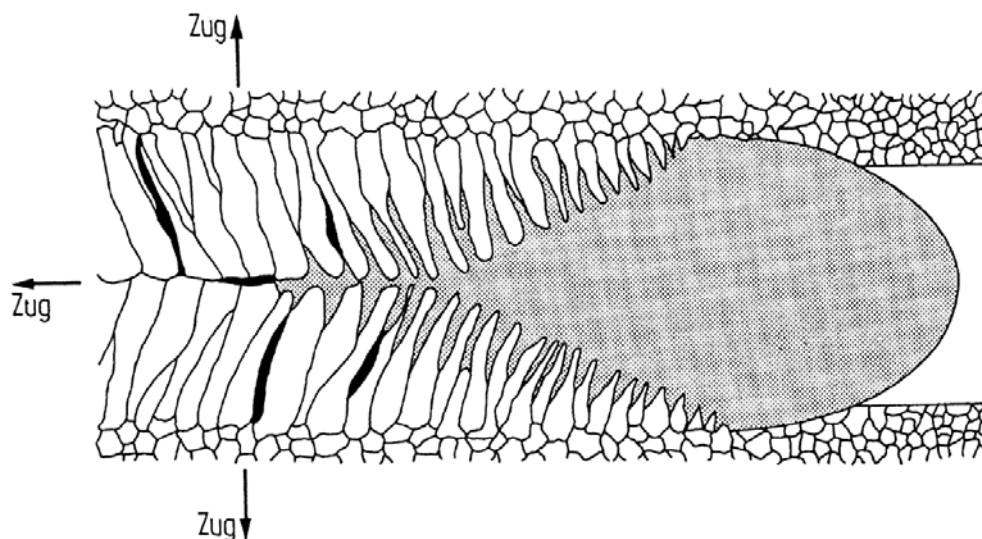


Abbildung 3.19 Schematische Darstellung der Entstehung eines Erstarrungsrisse (14).

In Abbildung 3.20 sind die wesentlichen Faktoren und deren Zusammenspiel, die zu Erstarrungsrisse führen, dargestellt.

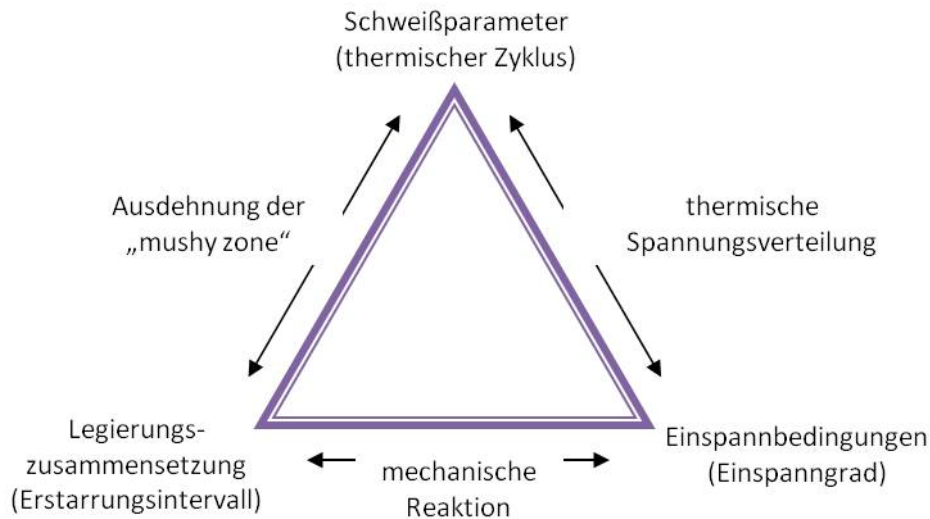


Abbildung 3.20 Zusammenspiel der Erstarungsrisse beeinflussenden Faktoren (54).

### Metallurgische Einflüsse:

**Erstarrungsintervall:** Das Erstarrungsintervall ist die Differenz zwischen Liquidus- und Solidus-Temperatur. Ein großes Erstarrungsintervall bedeutet, dass der „schmelzteigige Zustand“ („*mushy zone*“), also jener Bereich, in dem sowohl eine feste als auch eine flüssige Phase vorliegen, bei einem gegebenen Temperaturgradienten, länger vorhanden ist. In diesem Bereich können keine Schrumpfspannungen aufgenommen werden (36), (55).

**Back-filling:** Back-filling bezeichnet den Umstand, dass Schmelze zurück in das dendritische Netzwerk fließen kann und so „Leerräume“, die durch Material schrumpfungen entstanden sind, auffüllt. Die Rückfluss-Rate wird im Wesentlichen von der Gewundenheit der Dendriten, dem flüssigen Phasenanteil, dem Fließvermögen, sowie der Oberflächenspannung bestimmt. Legierungen, die im hohen Maße niedrig schmelzende, eutektisch erstarrende Phasen produzieren, wird eine gute Heißrissbeständigkeit bescheinigt, da aufgrund von Schrumpfspannungen entstandene Risse durch niedrig schmelzende Phasen wieder aufgefüllt werden. Dieser Umstand wird „**eutektisches Heilen**“ („*eutectic healing*“) genannt (54).

**Dendriten-Kohärenz:** Die Dendriten-Kohärenz bezieht sich auf den Grad der Festkörper-Festkörper-Bindung zwischen den sekundären Dendritenarmen. Borland (56) beschreibt 4 Stadien, die ein Werkstoff während der Erstarrung durchläuft: In Stadium 1 beginnt sich die feste Phase zu bilden. Zum überwiegenden Teil besteht die mushy zone aus flüssiger Phase, dementsprechend niedrig ist die Heißrissgefahr. Im Stadium 2 stoßen bei Erreichen der Kohärenztemperatur erstmals Dendriten zusammen. Eine Heißrissbildung ist in dieser Phase unwahrscheinlich, da noch genügend Schmelze

vorhanden ist. Diese kann sich um die Dendriten frei bewegen und ein Auffüllen der Risse ist noch möglich. Angesichts der hohen Dendriten-Kohärenz in Stadium 3 und des geringen flüssigen Phasenanteils wird ein Nachfließen der Schmelze stark verringert und Risse können somit nicht mehr ausgeheilt werden. Daher besitzt dieses Stadium die höchste Heißrissgefahr. Mit dem Durchschreiten der Solidus-Temperatur ab Stadium 4 ist das Schweißgut vollständig erstarrt, weshalb auch keine Heißrisse mehr zu erwarten sind. Der Theorie von Borland zufolge müsste mit zunehmender Dendriten-Kohärenz die Heißrissgefahr steigen. Dies ist jedoch nur bis zu einem gewissen Grad zutreffend, da mit zunehmendem Zusammenwachsen der Dendriten die mechanische Stabilität der Erstarrungsfront steigt (54), (55).

**Oberflächenspannung:** Der Einfluss der Oberflächenspannung ist sehr komplex. Einerseits führt eine hohe Oberflächenspannung der Restschmelze zur Brückenbildung zwischen den Dendriten, die in weiterer Folge Schrumpfdehnungen standhalten und so Risse verhindern können. Andererseits führt eine sehr niedrige Oberflächenspannung der zuletzt erstarrenden Schmelze zu einer extremen Benetzung der Dendriten, wodurch ein Rückfüllen entstandener Risse stattfinden kann (eutektisches Heilen) (54).

**Korngrenzen:** Korngrenzen im Schweißgut, die eine zellulare, gerade Struktur besitzen, sind Heißrissanfälliger als gewundene, dendritische Körner, da sie einen geringeren Widerstand für den Rissfortschritt darstellen (54).

#### **Mechanische Einflüsse:**

**Dehnung:** Ist die interdendritische Restschmelze einer hohen Dehnung ausgesetzt, so ist diese, ab einem kritischen Wert, nicht mehr in der Lage die festen Phasenanteile zu verbinden und ein Riss entsteht. Die Höhe der Dehnung, die ein flüssiger Film erfährt, ist von dessen Existenzdauer abhängig. Dementsprechend führt ein großes Erstarrungsintervall und eine geringe Abkühlgeschwindigkeit zu einer langen Existenz der Restschmelze, die infolgedessen einer höheren Dehnung ausgesetzt ist (54).

**Spannung:** Natürlich stehen Spannungen in engem Zusammenhang mit Dehnungen. Hohe Spannungen können zu einem Aufklaffen der interdendritischen Zonen und in weiterer Folge zu Heißrissen führen. Mögliche Spannungsquellen sind (36):

- äußere mechanische Belastung
- Eigenspannungen



- thermisch induzierte Spannungen, die aufgrund von Unterschieden der thermischen Ausdehnungskoeffizienten in Dissimilar Verbindungen hervorgerufen werden
- Spannungen infolge metallurgischer Reaktionen (z.B. Ausscheidungen, Flüssig-Fest-Umwandlung,.. )

### 3.3.2.2 Wiederaufschmelzrisse

Entstehen beim Schweißen in der WEZ des Grundwerkstoffs oder bei Mehrlagenschweißungen in der WEZ der darunter oder daneben liegenden Schweißraupen. Aufschmelzrisse entstehen durch zwei Mechanismen – einem Seigerungsmechanismus und einem Penetrationsmechanismus (36).

Beim **Seigerungsmechanismus** können Verunreinigungen oder gelöste Substanzen aus der teilweise aufgeschmolzenen Zone in die Korngrenzen eindringen, lokal die Schmelztemperatur herabsetzen und einen durchgehenden flüssigen Film bilden. Möglich ist auch, dass durch Korngrenzenwanderung (Kapitel 3.2.3) Verunreinigungen oder aufgelöste Stoffe in die Korngrenzen „hineingeschwemmt“ werden (Abbildung 3.21), (36).

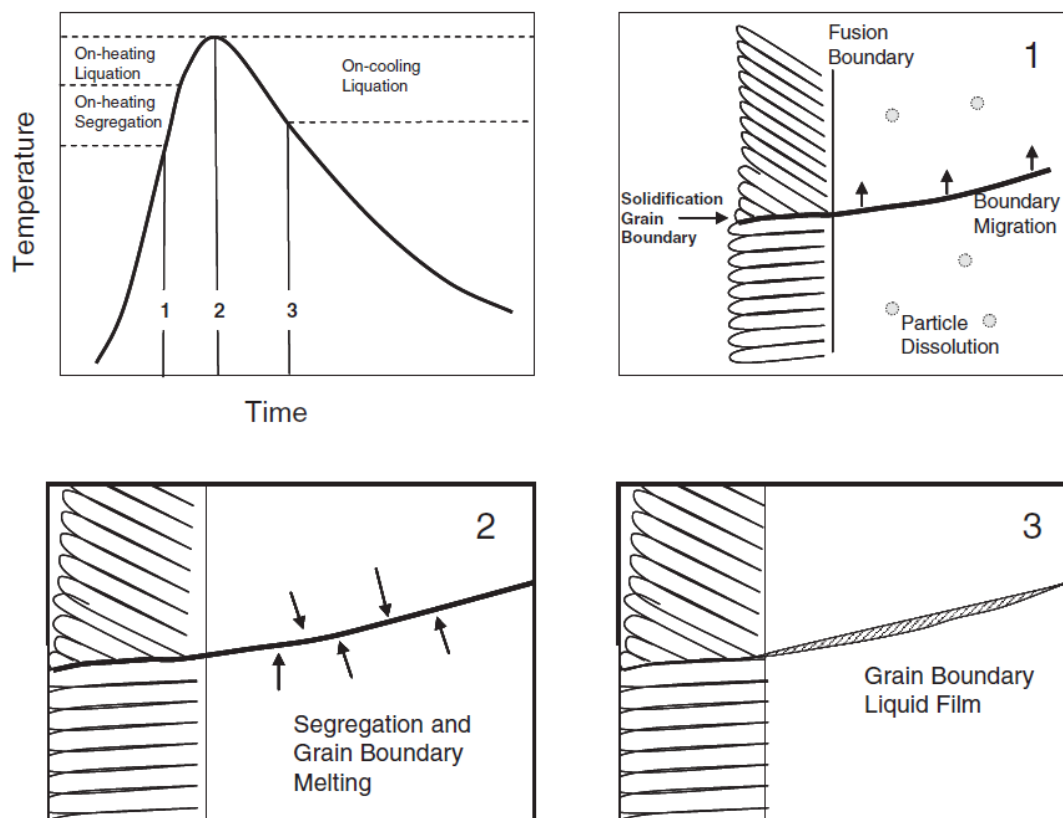


Abbildung 3.21 Schematische Darstellung eines durch Segregation hervorgerufenen Aufschmelzrisses (36).

Der **Penetrationsmechanismus** bezeichnet das lokale Aufschmelzen von Ausscheidungen, wie NbC und TiC, an den Korngrenzen. Durch die schnelle Aufheizgeschwindigkeit, bedingt durch den Schweißprozess, besteht für sekundäre Phasen nicht ausreichend Zeit sich aufzulösen. Beim Penetrationsmechanismus werden zwei Formen zur Entstehung eines flüssigen Films unterschieden. Einerseits kann sich ein flüssiger Film beim Überschreiten der Schmelztemperatur bestehender niedrig-schmelzender eutektischer Ausscheidungen bilden. Andererseits kann die eutektische Temperatur, die eine sekundäre Phase mit der Matrix bildet, überschritten werden und es kann sich ein flüssiger Film an der Grenzfläche bilden. Anzumerken ist, dass bei dieser Form des Penetrationsmechanismus - die auch konstitutionelle Verflüssigung genannt wird - Partikel (wie etwa NbC oder TiC) eine oftmals viel höhere Schmelztemperatur als die Matrix besitzen können und nicht das Partikel an sich schmilzt, sondern die dazwischen liegende Reaktionszone zwischen Matrix und Partikel.

Abbildung 3.22 beschreibt die konstitutionelle Verflüssigung einer Legierung mit der chemischen Zusammensetzung  $C_A$  anhand eines binären Phasendiagramms. Aus dem Phasendiagramm kann man erkennen, dass die Matrixphase,  $\alpha$  und das Partikel  $A_xB_y$  eine eutektische Reaktion besitzt.

Bei Raumtemperatur ist das Partikel  $A_xB_y$  in der Matrix mit der Zusammensetzung  $C_0$  eingebettet (Abbildung 3.22 a). Bei einer sehr schnellen Aufheizgeschwindigkeit kann sich das Partikel bei  $T_2$  nicht dem Gleichgewichtszustand entsprechend vollständig auflösen, sondern es kommt lediglich an der Partikel/Matrix-Grenzfläche zu einer partiellen Auflösung (Punkt "b"). Folglich bleibt ein Konzentrationsgradient in der Matrix erhalten (Abbildung 3.22 b).

Beim Aufheizen von  $T_2$  auf  $T_e$  schreitet die Partikelauflösung an der Grenzfläche gemäß der Solvus-Linie bis Punkt "c" voran. Bei Erreichen der Legierung des Punktes "c" besitzt der nicht aufgelöste Teil des Partikels  $A_xB_y$  mit der Matrix Phase  $\alpha$  einen eutektischen Punkt ("d") (Abbildung 3.22 c).

Als Resultat formt sich ab  $T_e$  eine flüssige Phase aus der eutektischen Reaktion bei der chemischen Zusammensetzung in Punkt "d". Bis zum Aufheizen auf Temperatur  $T_3$  bildet sich weiter eine flüssige Phase. Die chemische Zusammensetzung variiert von Punkt "g" an der Grenzfläche des Partikels bis zu Punkt "f" an der Matrix Grenzfläche. Die chemische Zusammensetzung der Matrix an der Grenzfläche zum Liquid wird durch Punkt "e" an der Solidus-Linie dargestellt (Abbildung 3.22 d) (36).

Damit es zur konstitutionellen Verflüssigung kommen kann, darf das Partikel nicht vollständig bis zum Überschreiten der eutektischen Temperatur aufgelöst werden. Unter diesem Gesichtspunkt kann bei einer sehr langsamen Aufheizrate keine konstitutionelle Verflüssigung stattfinden, da das Partikel in

der Matrix aufgelöst wird. Aber auch im anderen Extremfall - bei sehr schnellen Aufheizraten - kann keine Verflüssigung stattfinden, da die Auflösung der Partikel unterdrückt wird (36).

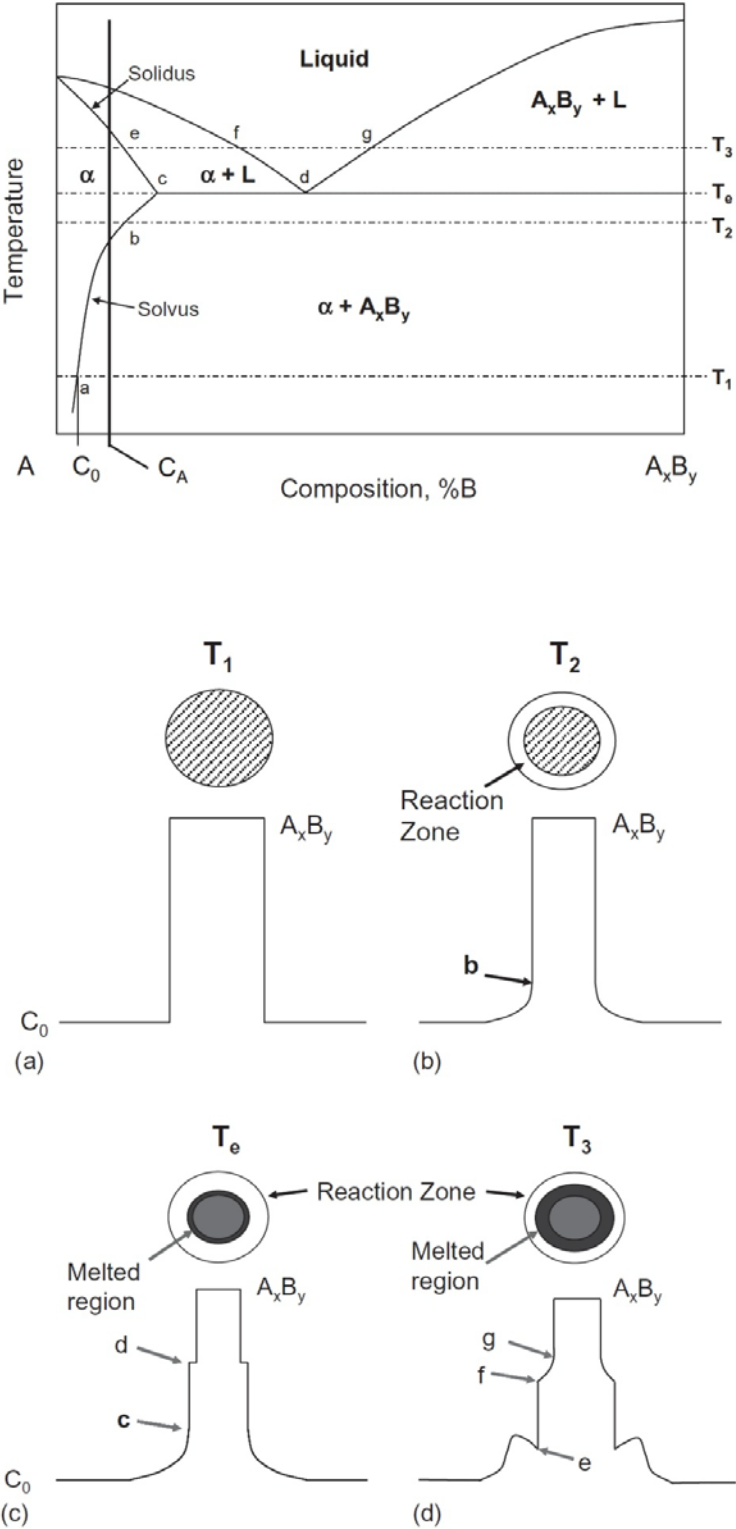


Abbildung 3.22 Schematisches Erklärungsmodell der konstitutionellen Verflüssigung (36).

### 3.3.2.3 Beurteilung der Heißrissanfälligkeit der Alloy 625 (36)

Betrachtet man die Ergebnisse des Vareststraint-Heißrisstests (Abbildung 3.23), so könnte man glauben, dass Alloy 625 überaus anfällig für Heißrisse ist. Dies steht jedoch im Widerspruch zu gegenwärtigen Erfahrungen aus der Praxis. Der Grund für diese Diskrepanz ist, dass bei den gängigen Heißrisstests hohe Dehnungen in Folge von hohen Spannungen auf das Schweißgut einwirken. Alloy 625 besitzt aber aufgrund des hohen Nb-Gehalts am Ende der Erstarrung ausreichend niedrig schmelzende Phasen und kann so durch den Back-Filling-Mechanismus Risse ausheilen. Bei den hohen Dehnungen bzw. Spannungen der Vareststraint-Tests werden jedoch interdendritische Zonen so weit auseinandergelafft, dass ein Ausheilen der Risse nicht mehr möglich ist. Zur Vermeidung von Heißrissen bei Alloy 625 ist von entscheidender Bedeutung, **Dehnungen bzw. Spannungen so gering wie möglich zu halten!** Aus Abbildung 3.23 ist zu erkennen, dass Alloy 625 bei niedrigen Dehnungen überaus heißrissbeständig ist.

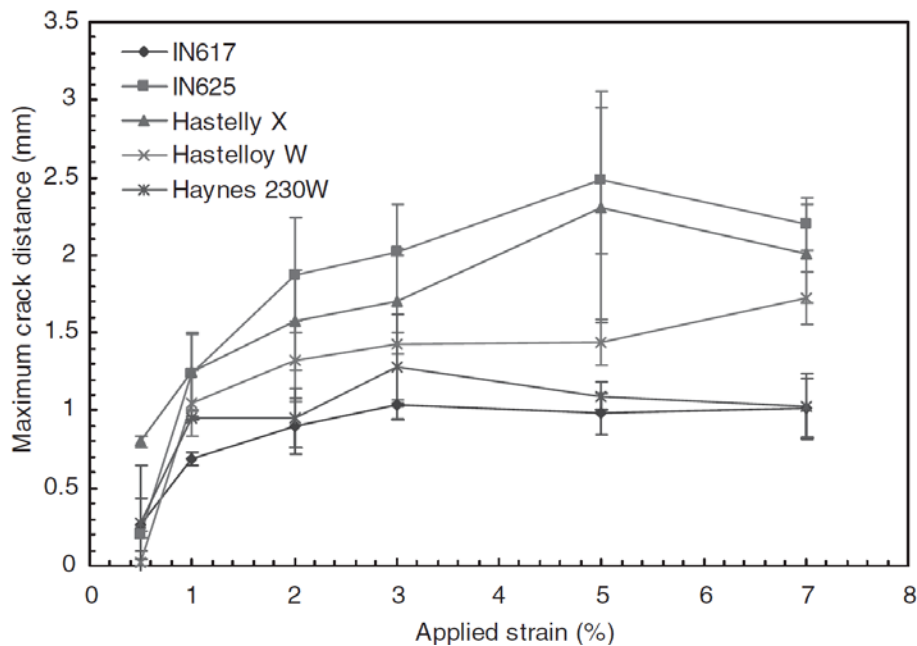


Abbildung 3.23 Gegenüberstellung der maximalen Risslänge über die Dehnung für verschiedene Mischkristall-gehärtete Schweißgüter (57).

### 3.3.2.4 Möglichkeiten zur Heißrissvermeidung

- Da ein großes Erstarrungsintervall Heißrisse fördert, sollen vor allem die Gehalte an Verunreinigungen, wie etwa Schwefel und Phosphor, minimiert werden, da diese sehr niedrig schmelzende Phasen bilden ( $\text{Ni}_3\text{S}_2$ , 637°C Schmelzpunkt (31)). Beim Schweißen mit Nickel ist daher auf höchste Sauberkeit zu achten.

- Eine überaus effektive Maßnahme zur Vermeidung von Heißrissen ist die Reduzierung der Wärmeeinbringung, da das Heißriss-gefährdete Stadium schneller durchlaufen wird und folgedessen Schrumpfspannungen über einen kürzeren Zeitraum wirken. Zudem führt eine geringere Wärmeeinbringung zur Verminderung thermisch induzierter Spannungen; weiters können Wiederaufschmelzrisse möglicherweise unterdrückt werden.

Maßnahmen zur Reduzierung der Wärmeeinbringung (58):

- Senkung der Schweißstromstärke und/oder Verwendung eines kleineren Elektrodendurchmessers
  - Schweißen von Strichraupen
  - Ohne Vorwärmung schweißen
  - Zwischenlagentemperaturen begrenzen (bei Nickelbasis-Legierungen  $< 150^{\circ}\text{C}$  (31))
  - Steigerung der Schweißgeschwindigkeit
- Da Heißrisse nur unter Einwirkung von Zugspannungen entstehen, bewirkt deren Reduzierung eine geringere Heißriss-Anfälligkeit.

Maßnahmen zur Reduzierung von Spannungen:

- Kleine Schweißbäder verursachen geringere Schrumpfspannungen.
- Bei konvexer Schweißbadform führt das durch Schrumpfung verursachte Ziehen in Richtung der Wurzel zu Druckspannungen an der Schweißgutoberfläche. Eine konkave Schweißnahtform hingegen führt zu Zugspannungen und ist möglichst zu vermeiden (Abbildung 3.24), (59).

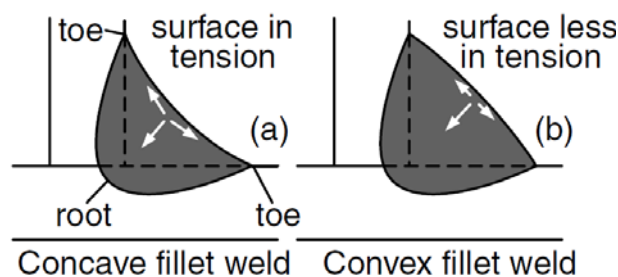


Abbildung 3.24 Einfluss der Schweißnahtform auf die Erstarrungsrisse-Anfälligkeit (59).

- Durch eine geometrisch günstige Ausführung der Schweißnaht kann die Gefahr von Heißrissen ebenfalls verringert werden. Bei schmalen, tiefen Raupen wird die Restschmelze in der Nahtmitte eingeschlossen und kann so Heißrisse auslösen (Abbildung 3.25 a). Bei flachen Raupen hingegen wird die heißrissfördernde Schmelze an die Oberfläche

transportiert (Abbildung 3.25 b). Zur Vermeidung von Heißrissen wird ein Breiten-Tiefenverhältnis ( $b/t$ ) größer als 1 empfohlen. Das in Abbildung 3.25 (c) dargestellte Verhältnis ist ebenfalls ungünstig, da beim Schweißen der zweiten Lage die Seigerungszone der ersten Lage aufgeschmolzen wird und sich ein bereits bestehender Riss in die obere Lage fortsetzen wird (14).

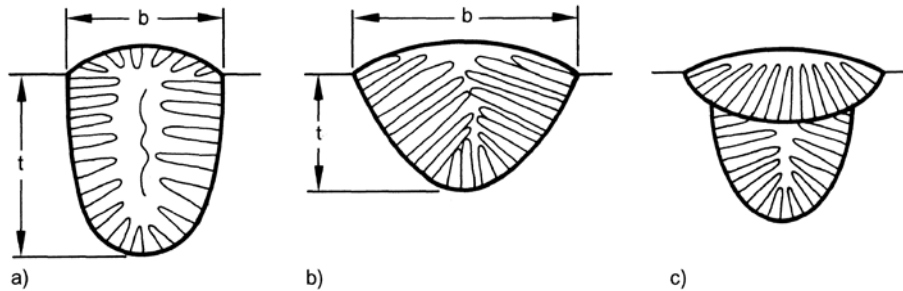


Abbildung 3.25 Einfluss des Breiten-Tiefenverhältnis ( $b/t$ ) auf die Heißrissanfälligkeit (14).

### 3.3.3 Ductility Dip Cracking (DDC)

DDC beschreibt eine Risserscheinung, die bei hohen Temperaturen aufgrund eines Abfalls der Duktilität stattfindet. DDC treten im festen Zustand in der WEZ des Grundwerkstoffes oder in der WEZ von Schweißraupen bei Mehrlagenschweißungen auf. Der genaue Mechanismus ist noch nicht vollständig geklärt, es wird jedoch vermutet, dass Korngrenzenwanderungen (siehe Kapitel 3.2.3) zu DDC führen (44).

In der Theorie von Ramirez und Lippold (44) wird vermutet, dass es bei höheren Temperaturen zu einer Begradigung von Korngrenzen durch Korngrenzenwanderung kommt.

Abbildung 3.26 (a) beschreibt einen Werkstoff, in dem keine Karbide an den Korngrenzen vorhanden sind. In diesem Fall können sich durch Korngrenzenwanderungen nahezu gerade Korngrenzen bilden, Spannungen werden sich bevorzugt an Tripelpunkten aufstauen und Hohlräume formen, die in weiterer Folge Ausgangspunkte für Risse sind. Diese Variante stellt eine hohe Gefahr für die Bildung von DDC dar. In Fällen, in denen Karbide entlang abgewanderter Korngrenzen zu finden sind, findet eine Spannungskonzentration an der Matrix –Ausscheidungsgrenzfläche statt. Dieser Form wird ebenfalls eine hohe Rissanfälligkeit bescheinigt. (Abbildung 3.26 b)

Die höchste Beständigkeit gegenüber DDC besitzen Legierungen, die am Ende der Erstarrung Karbide entlang der Korngrenzen ausscheiden. In diesem Fall “pinnen“ Karbide Korngrenzen, sodass

weiterhin eine gewundene Korngrenzenkontur vorhanden ist. Durch die gewundenen Korngrenzen wird eine Art mechanischer Formschluss gebildet, der höheren Spannungen widerstehen kann. (Abbildung 3.26 c)

**Schlussfolgerung:** Alloy 625 besitzt nur eine geringe Anfälligkeit gegenüber DDC, da sich am Ende der Erstarrung NbC ausscheiden, die Korngrenzen an der Bewegung hindern und so eine gewundene Korngrenzenstruktur gewährleisten.

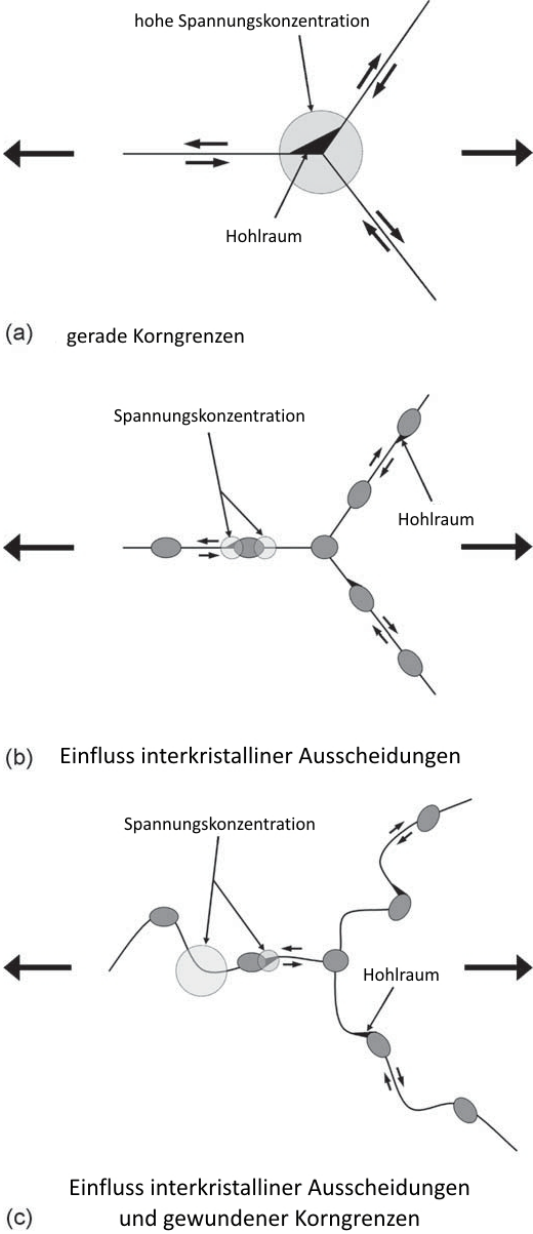


Abbildung 3.26 Schematische Darstellung des Einflusses der Korngrenzenform und der Ausscheidungen auf Ductility Dip Cracking (44).

### 3.3.4 Poren

(14), (60)

Poren sind Hohlräume, die mit Gas gefüllt sind, das während der Erstarrung nicht genügend Zeit zum Entweichen hatte. Die Bildung von Poren kann mechanische oder metallurgische Ursachen haben.

Aus metallurgischer Sicht kann es entweder durch eine chemische Reaktion (Kochreaktion im Schweißbad) während der Erstarrung zur Gasentwicklung (meist CO) kommen. **Metallurgische Poren** entstehen zum einen aufgrund der unterschiedlichen Löslichkeit für Gase der verschiedenen Phasen und zum anderen durch die Abnahme der Löslichkeit mit der Temperatur. Dabei kommt es vor allem beim Übergang von der flüssigen zur festen Phase zu einem drastischen Rückgang der Löslichkeit von Gasen. Grundsätzlich werden die Gasblasen an der Kristallisationsfront vorangetrieben (Abbildung 3.27 a). Bei starker Wärmeableitung, wie es etwa bei kleineren Schweißbädern der Fall ist, kann die Kristallisationsgeschwindigkeit schneller als die Aufstiegs geschwindigkeit der Gase sein und diese so im Festkörper einschließen (Abbildung 3.27 b).

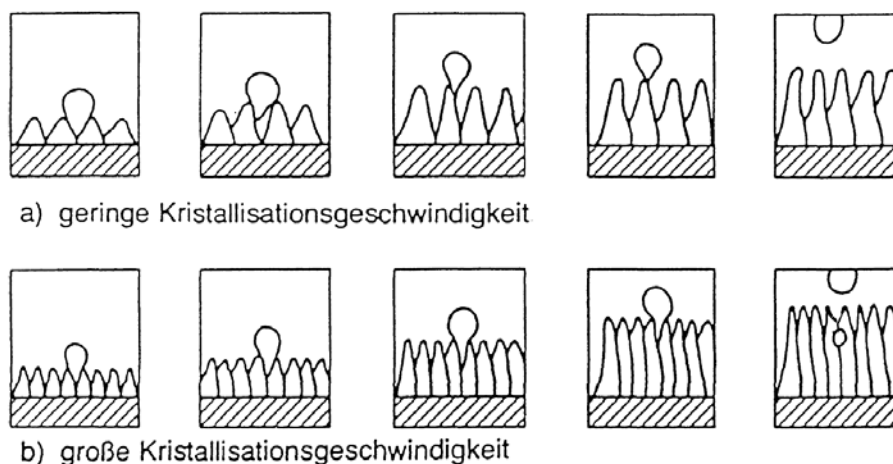


Abbildung 3.27 Einfluss der Kristallisationsgeschwindigkeit auf die Porenbildung (14).

Eine mögliche Ursache für **mechanische Porenbildung** kann das Überschweißen von Schmutz, Rost, Zunder und Anstrichstoffen sein. Dabei können sich gasförmige Zersetzungsprodukte bilden, die in das Schweißbad eindringen und so Poren bilden. Gase können aber auch Schweißprozess-bedingt durch Turbulenzen und Injektorwirkung in das Schmelzbad eingebracht werden. Abbildung 3.28 zeigt mögliche Fehlerquellen beim Schutzgasschweißen.

#### Vermeidung von Poren:

- Gute Desoxidation des Schweißgutes.



- Verringerung der Wasserstoff- und Stickstofflöslichkeit im Schweißbad durch Senkung des Partialdruckes (vol-% Anteils) der Gase in der Lichtbogenatmosphäre.
- Einstellen einer geeigneten Schweißbadgeometrie, um eine gute Entgasung zu gewährleisten.
- Schweißen im Vakuum.
- Laminare Schutzgasströmung, richtige Brenneranstellung und Schutzgasmenge.
- Schweißnahtbereich vor dem Schweißen reinigen.
- Stabelektroden und Fülldrahtelektroden rüctrocknen.

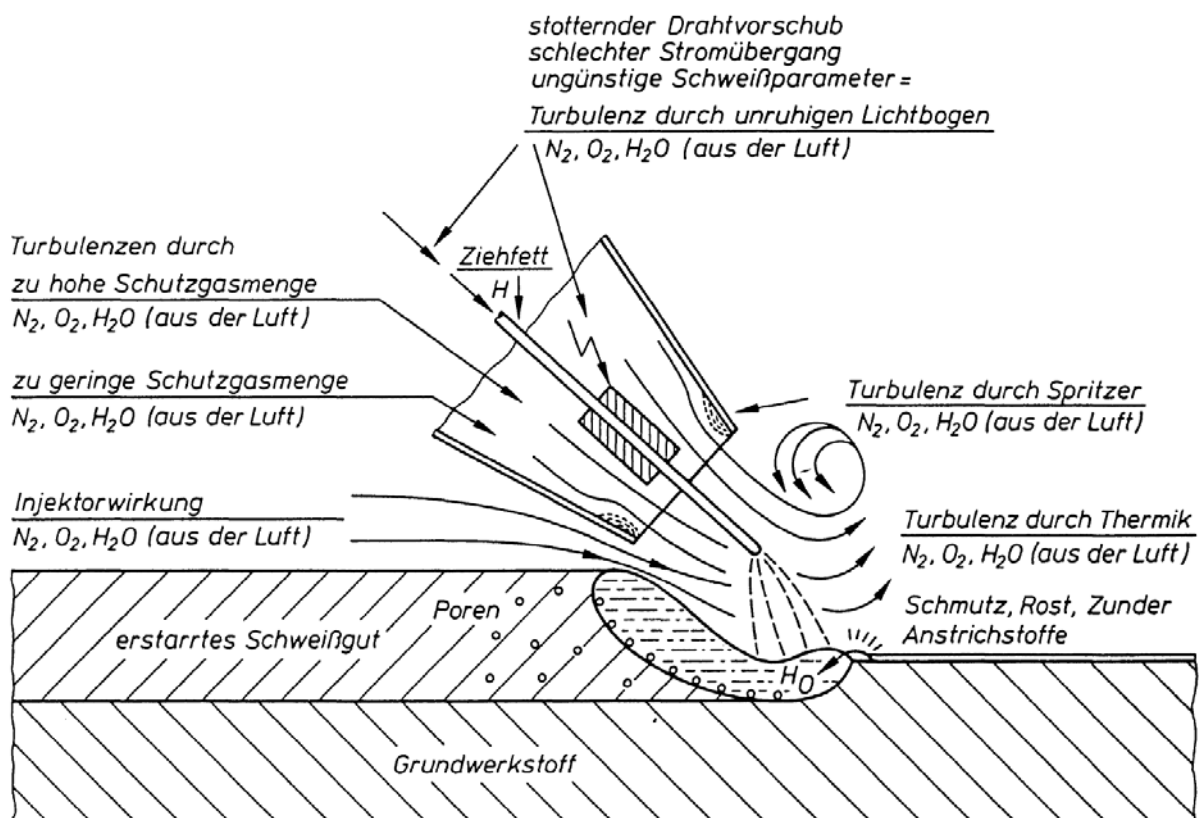


Abbildung 3.28 Mechanische und metallurgische Porenbildung beim Metall-Schutzgasschweißen (14).

### 3.3.5 Einschlüsse

(35), (14)

Einschlüsse sind artfremde Stoffe, die während des Herstellungs- oder Schweißprozesses eingebracht werden bzw. entstehen. In Schweißgütern kann es vor allem bei Mehrlagenschweißungen zu Schlackeneinschlüssen kommen. Schlacken entstehen beim Schmelzen der Umhüllung von

Stabelektroden, und durch das Pulver beim UP-Schweißen, aber auch beim Metall-Schutzgasschweißen durch metallurgische Reaktionen innerhalb des flüssigen Schmelzbades sowie bei schlackebildenden Fülldrähten. Aufgrund der Unterbrechung des Gefügeverbundes und möglicher Kerbwirkung stellen Einschlüsse eine Schwächung der Schweißverbindung dar. Andere Feststoffeinschlüsse, meist metallischer Art, wie Wolfram beim WIG-Schweißen oder Kupfer beim MSG-Schweißen, sind auf unsachgemäße Handhabung von Elektrode oder Brenner zurückzuführen.

#### **Vermeidung/Reduzierung von Einschlüssen:**

- Vor dem Schweißen ist auf eine gründliche Reinigung des Werkstoffs und auf eine sorgfältige Entfernung der Schlacke zu achten.
- Durch falsche Elektrodenhaltung, Pendelung, Blaswirkung und Verwendung von Elektroden mit einem zu großen Durchmesser kann Schlacke vorlaufen und nach einer Überschweißung zu Einschlüssen führen.
- Ein zähflüssiges, durch geringe Stromstärke verursachtes Schweißgut, erschwert das Entweichen von Schlackeneinschlüssen.

#### **3.3.6 Type IV Cracking**

Type IV Cracking ist als die Bildung und Ausbreitung von Defekten in der Feinkorn- und der Interkritischen Zone definiert. Dieser Fehlertyp gilt als der vorherrschende Versagensmechanismus in ferritischen kriechbeständigen Stahlschweißungen für die Energie-Erzeugungsindustrie. Type IV Cracking ist ein Kriechphänomen, welches bevorzugt bei niedriger Spannung auftritt und durch Hohlraumbildung zum Bruch führt (26). Eine detaillierte Beschreibung zum Type IV Cracking ist in (26) nachzulesen. Grundsätzlich kann ein feines Korn in Bezug auf Zeitstandbeanspruchung als negativ erachtet werden, da bei hohen Temperaturen die Körner entlang ihrer Grenzen abgleiten und entlang Korngrenzen Diffusionsprozesse leichter ablaufen können (9).

**Schlussfolgerung:** Type IV Cracking ist ein grundlegendes schweißtechnisches Problem bei Verbindungen mit 9-12% Cr-Stählen. Eine Wiederherstellung der Kriecheigenschaften ähnlich der des Grundwerkstoffes kann durch ein Normalisierungsglühen und anschließendem Tempern gewährleistet werden. Durch das Normalisieren wird ein gleichmäßiges Gefüge wiederhergestellt und durch Kornwachstum kommt es zu einer Bildung einer für Kriecheigenschaften optimalen grobkörnigen Struktur (61).

### 3.4 Schweißen einer Dissimilar Verbindung

Dissimilar Verbindungen, auch Schwarz/Weiß-Verbindungen genannt, sind Werkstoffkombinationen von ferritischen oder martensitischen mit austenitischen Stählen sowie Nickel und Nickel-Legierungen (58).

Einige Grundregeln beim Schweißen von Dissimilar Verbindungen sind (58):

- Der Unterschied des mittleren linearen Ausdehnungskoeffizienten ( $\alpha$ ) sollte weniger als 1,5 betragen, da mit steigender Differenz höhere Spannungen (Dilatationsspannungen) und damit auch eine höhere Rissgefahr zu erwarten ist.
- Da Kohlenstoff stets bestrebt ist vom niedriglegierten zum hoch Cr-legierten Werkstoff zu diffundieren („up-hill diffusion“), sollte bei hohen Betriebstemperaturen auf Nickelbasis-Legierungen zurückgegriffen werden, da diese die C-Diffusion deutlich verlangsamen. Speziell durch die Anwesenheit von Nb in Alloy 625 wird C in Form von Nb Karbiden gebunden und so die Ausbildung eines Chromkarbid-Saumes verhindert.
- Die Wärmeleitung stellt die wohl größte Herausforderung beim Dissimilar Schweißen dar. Einerseits wird vom austenitischen Partner wegen der Heißrissgefahr eine Begrenzung der Zwischenlagentemperatur gefordert, demgegenüber steht die Notwendigkeit, aufgrund der Wanddicke und/oder der Aufhärtingsneigung (Kaltrissgefahr) des schwarzen Partners gewisse Vorwärmtemperaturen einzuhalten. Grundsätzlich sollte dabei die Vorwärmtemperatur auf die Erfordernisse des schwarzen Werkstoffs abgestimmt werden und sollte so niedrig wie möglich gehalten werden, damit genügend Spielraum zwischen Vorwärmtemperatur und maximal erlaubter Zwischenlagentemperatur des weißen Werkstoffs erhalten bleibt. Dieser Spielraum sollte in der Praxis mindestens 50°C betragen.
- Ähnliches wie für die Wärmeleitung gilt auch für die Wärmenachbehandlung. Diese sollte primär auf den schwarzen Partner abgestimmt werden und so kurz und mit so niedrigen Temperaturen wie möglich erfolgen. Oftmals sind dabei eine Pufferung des schwarzen Werkstoffs und eine separate Wärmenachbehandlung sinnvoll. Im Anschluss kann die Verbindung dann kalt verschweißt werden. Die Dicke der Pufferung sollte dabei mindestens 6 mm betragen.
- Sind für bestimmte Schweißverbindungen oder Plattierungsschweißungen Nickelbasis-Schweißzusätze erforderlich, so ist die gesamte Schweißnaht mit Nickelbasis-Schweißzusätzen zu vollenden (62).

### 3.4.1 Schweißverfahrensprüfung

(11)

Die Schweißverfahrensprüfung nach EN ISO 15614-1 dient zur Qualifizierung eines Schweißverfahrens für metallische Werkstoffe. Im Rahmen dieser Prüfung werden anhand eines Probestückes Schweißungen unter Einhaltung einer vorläufigen Schweißanweisung (pWPS) durchgeführt. Bei positivem Ergebnis nachfolgender zerstörender und zerstörungsfreier Prüfungen wird ein Bericht über die Qualifizierung des Schweißverfahrens (WPQR) erstellt. Dieser Bericht führt schließlich zu Ausfertigung einer endgültigen Schweißanweisung und damit zur Freigabe für die Fertigung.

Die zerstörungsfreien und zerstörenden Prüfungen, die laut Norm für einen Stumpfstoß mit voller Durchschweißung gefordert werden, sind in Tabelle 3.10 und Tabelle 3.11 aufgelistet:

Zerstörungsfreie Prüfung:

Prüfart	Prüfumfang
Sichtprüfung	100%
Durchstrahlungs- oder Ultraschallprüfung	100%
Oberflächenrissprüfung	100%

Tabelle 3.10 Laut EN ISO 15614-1 geforderte zerstörungsfreie Prüfungen.

Zerstörende Prüfung:

Prüfart	Prüfumfang
Querzugprüfung	2 Proben
Querbiegeprüfung	4 Proben
Kerbschlagbiegeprüfung	2 Sätze
Härteprüfung	Erforderlich
Makroschliff-Untersuchung	1 Probe

Tabelle 3.11 Laut EN ISO 15614-1 geforderte zerstörende Prüfungen.

**Bemerkung:** Angesichts der geringen Menge an vorliegendem Probenmaterial (CB2, Alloy 625) war es nicht möglich, alle von der Norm geforderten Prüfungen durchzuführen. Auch die Entnahmestellen für die Proben entsprachen daher teilweise nicht der Norm (siehe Kapitel 4.3, S.66).

## 4 Versuchsdurchführung

### 4.1 Chemische Analyse der Grundwerkstoffe

Im Rahmen der Diplomarbeit wurden die Gusslegierungen, bestehend aus dem 9%Cr-Stahl CB2 und der Nickelbasis-Legierung Alloy 625, miteinander verschweißt. Der Abguss der beiden Werkstoffe erfolgte bei der Firma voestalpine Giesserei Traisen VAGT.

#### 4.1.1 Chemische Analyse des CB2

Nach dem Austenitisieren wurde der Werkstoff im Ofen abgekühlt und anschließend bei 760°C angelassen. In Tabelle 4.1 ist die chemische Analyse des verwendeten Werkstoffs ersichtlich. Anzumerken ist, dass der Stickstoffgehalt über der zulässigen Höchstgrenze liegt.

	<b>C</b>	<b>Si</b>	<b>Mn</b>	<b>P</b>	<b>S</b>	<b>Cr</b>	<b>Ni</b>	<b>Mo</b>
<b>Min.</b>	0,120	0,200	0,800	max.	max.	9,000	0,100	1,400
<b>Max.</b>	0,140	0,300	1,000	0,015	0,015	10,00	0,200	1,600
<b>Ist</b>	0,134	0,274	0,925	0,014	0,001	9,435	0,144	1,501

	<b>Nb</b>	<b>Ti</b>	<b>Al</b>	<b>Co</b>	<b>N</b>	<b>B</b>	<b>Cu</b>	<b>V</b>
	0,050	max.	0,010	0,900	0,010	0,008	max.	0,180
	0,070	0,005	0,020	1,100	0,030	0,015	0,100	0,220
	0,058	0,002	0,01	0,99	0,032	0,011	0,039	0,197

Tabelle 4.1 Chemische Zusammensetzung des CB2 (wt-%).

#### 4.1.2 Chemische Analyse der Alloy 625

Dieser Werkstoff kam im bei 1200°C lösungsgeglühten Zustand für die Schweißversuche zum Einsatz.

	<b>C</b>	<b>Si</b>	<b>Mn</b>	<b>P</b>	<b>S</b>	<b>Cr</b>	<b>Mo</b>	<b>Nb</b>	<b>Ti</b>	<b>Al</b>	<b>Co</b>	<b>Fe</b>	<b>N</b>
<b>Min.</b>	max.	max.	max.	max.	max.	20,00	8,000	3,150	max.	max.	max.	max.	
<b>Max.</b>	0,100	0,500	0,500	0,015	0,015	23,00	10,00	4,150	0,400	0,400	1,000	5,000	
<b>Ist</b>	0,018	0,334	0,201	0,005	0,001	21,702	8,933	3,507	0,197	0,109	0,0005	1,037	0,0039

Tabelle 4.2 Chemische Zusammensetzung der Alloy 625 (wt-%).

## 4.2 Schweißversuche

Insgesamt fanden vier Probeschweißungen bei der VAGT statt. Dabei kamen das Lichtbogenhandschweißen mit Stabelektroden, das MIG-Massivdrahtschweißen und das MAG-Fülldrahtschweißen zum Einsatz. Im Zuge dessen wurden 50 mm dicke Gussteile, bestehend aus dem 9% Cr-Stahl CB2 und der Nickelbasis-Legierung Alloy 625 miteinander verschweißt. Es wurden also drei Typen an Schweißzusatzwerkstoffen verwendet, nämlich Stabelektroden, Massivdrahtelektroden und Fülldrahtelektroden. Eine Übersicht über das gesamte Versuchsprogramm ist in Tabelle 4.3 ersichtlich.

Probenbezeichnung	Schweißverfahren	PWHT	Metallographie	Härtemessung	Querzugversuch	Seitenbiegeprüfung	Kerbschlagbiegeprüfung		
							Alloy 625 WEZ	Schweißgut	CB2 WEZ
1. Probe	E-Hand	710°C/8h	✓	✓	2 St. Ø 12mm	1 St.	✓	-	✓
2. Probe	E-Hand	730°C/8h	✓	✓	-	2 St.	✓	✓	✓
3. Probe	MIG-Massivdraht	730°C/8h	✓	✓	2 St. Ø 10mm	1 St.	✓	✓	✓
4. Probe	MAG-Fülldraht	730°C/8h	✓	✓	2 St. Ø 10mm	1 St.	✓	✓	✓

Tabelle 4.3 Übersicht über das gesamte Versuchsprogramm.

Die erste mit Stabelektroden des Typs BÖHLER FOX NIBAS 625 durchgeführte Probeschweißung (1. Probe) diene als Ausgangsbasis für weitere Versuche.

Die Probeschweißungen 2-4 wurden (2. Probe) ebenfalls mit Stabelektroden des Typs BÖHLER FOX NIBAS 625, eine weitere (3. Probe) mit Massivdrahtelektroden vom Typ BÖHLER NIBAS 625-IG und die vierte (4. Probe) mit Fülldrahtelektroden vom Typ BÖHLER NIBAS 625 PW-FD verschweißt.

Abbildung 4.1 zeigt den Nahtaufbau aller Probeschweißungen mit einer Tulpennaht von 10° Öffnungswinkel. Für die Probeschweißungen wurde folgende Vorgangsweise gewählt:

1. Vorwärmen des CB2 (martensitischer Werkstoff) auf 220°C.
2. Aufbringen von 3 Pufferlagen (SF1) auf den CB2 unter Einhaltung einer Zwischenlagentemperatur von maximal 260°C.
3. Mechanische Bearbeitung der Pufferung (Aufbringen der Tulpenform).
4. Spannungsarmglühen des gepufferten CB2 bei 710 (1. Probe) bzw. 730°C (2.-4. Probe) für 8 Stunden.

5. "Kalt-Verschweißen" (ohne Vorwärmung) der Wurzel, Füll- und Decklagen (Verbinden von CB2 mit Alloy 625).

Beim Schweißen kam die Strichraupentechnik zum Einsatz. Nach dem Schweißen einer jeden Raupe erfolgte die Entfernung von Schlacke und Unebenheiten durch Wegschleifen, um so eine hohe Lichtbogenstabilität zu gewährleisten und die Flankenabbindung zu erleichtern (Abbildung 4.2). Außerdem war auf diese Weise eine gründlichere Sichtprüfung der Raupen möglich.

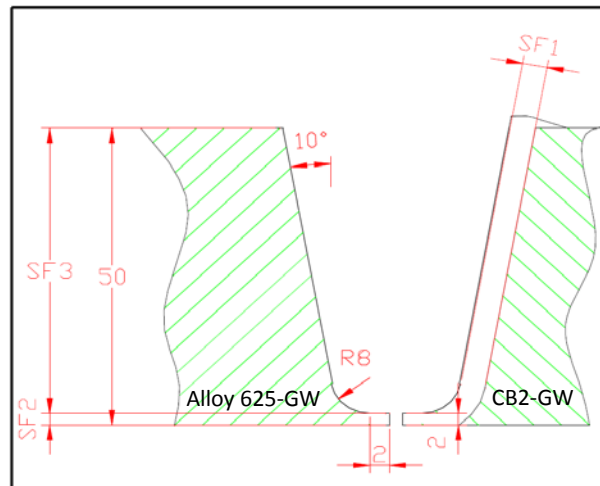


Abbildung 4.1 Schweißnahtaufbau (links: Alloy 625, rechts: CB2).



Abbildung 4.2 Abarbeiten von Schlacke und Unebenheiten der Nickelbasis-Pufferlagen am CB2.

In Tabelle 4.4 sind die Schweißparameter der ersten beiden Lagen dargestellt. Die Parameter der übrigen Lagen sind aus den Schweißprotokollen im Anhang (S. 138 ff.) ersichtlich. Um in der ersten Lage einen möglichst geringen Wärmeeintrag zu gewährleisten, wurde jeweils mit einer geringeren Stromstärke geschweißt und bei den Stabelektroden-Schweißungen kam ein kleinerer Kerndrahtdurchmesser (2,5 mm) zum Einsatz. Das Verschweißen der darauf folgenden Lagen erfolgte mit einem Durchmesser von 3,2 mm und der Decklagen mit einem Durchmesser von 4 mm.

Alle Proben wurden mit Gleichstrom bei positiver Polung der Elektrode verschweißt. Bei der Schweißung mit dem Massivdraht fand ein von Böhler vorgeschlagenes Argon-Helium Gemisch (50%Ar, 50% He) Verwendung, bei der Schweißung mit dem Fülldraht kam Argon mit 18% CO<sub>2</sub> zum Einsatz.

Schweißzusatzwerkstoffe	Ø [mm]	Schutzgas [l/min]	Stromart [=/~]	Polung [+/-]	Stromstärke [A]	Spannung [V]	Drahtvorschub [m/min]	Pulsen
Stabelektrode 1.Lage	2,5	-	=	+	50	27	-	-
Stabelektrode 2. Lage	3,2	-	=	+	70	25	-	-
Massivdrahtelektrode 1. Lage	1,2	Ar+50 He	=	+	114	18	4	nein
Massivdrahtelektrode 2. Lage	1,2	Ar+50 He	=	+	170	20	6	ja
Fülldrahtelektrode 1. Lage	1,2	Ar+18CO <sub>2</sub>	=	+	124	21	4	nein
Fülldrahtelektrode 2. Lage	1,2	Ar+18CO <sub>2</sub>	=	+	200	21	6,6	nein

Tabelle 4.4 Schweißparameter der ersten beiden Lagen (Probeschweißungen 1 bis 4).

#### 4.2.1 Chemische Zusammensetzung der reinen Schweißgüter

Die VAGT führte von den Proben 2-4 eine Gesamtanalyse der reinen Schweißgüter an jeweils drei Punkten entlang der Mittellinien mittels Funkenspektrometrie durch (Tabelle 4.5 bis Tabelle 4.7). Zusätzlich kam zur exakten Kohlenstoff- und Schwefelbestimmung eine Verbrennungsanalyse zum Einsatz.

Da bei den Schweißversuchen mit den Stabelektroden die Analyseergebnisse aus der Probenmitte lediglich die chemische Zusammensetzung des reinen Schweißgutes der Stabelektrode mit dem Durchmesser 3,2 mm wiedergibt, liefert das Werkzeugeignis für die Stabelektrode mit 2,5 mm Durchmesser die chemische Zusammensetzung des reinen Schweißgutes der ersten Lage (Tabelle 4.8).

Bei den Analysen wurde aus den drei Messpunkten der Mittelwert ermittelt, der den Ausgangspunkt für weitere Untersuchungen darstellt.(Anmerkung: Angesichts fehlender Analyseergebnisse der B und N Werte im Werkzeugeignis, wurden für die nachfolgenden Scheil-Berechnungen die Werte aus der Analyse des Schweißgutes der Stabelektrode mit 3,2 mm Durchmesser für das Schweißgut mit 2,5 mm Durchmesser übernommen.)



El.	1. Punkt	2. Punkt	3. Punkt	Mittelwert
C	0,030	0,031	0,031	<b>0,031</b>
Si	0,326	0,318	0,315	<b>0,320</b>
Mn	0,041	0,037	0,049	<b>0,042</b>
P	0,005	0,005	0,005	<b>0,005</b>
S	0,007	0,007	0,006	<b>0,007</b>
Cr	21,929	21,797	21,828	<b>21,851</b>
Mo	9,415	9,398	9,371	<b>9,395</b>
Cu	0,002	0,001	0,005	<b>0,003</b>
V	0,014	0,014	0,014	<b>0,014</b>
Ti	0,059	0,060	0,060	<b>0,060</b>
W	0,003	0,003	0,003	<b>0,003</b>
Al	0,033	0,034	0,033	<b>0,033</b>
Mg	0,002	0,002	0,002	<b>0,002</b>
Nb	3,397	3,381	3,414	<b>3,397</b>
Co	0,001	0,001	0,001	<b>0,001</b>
Pb	0,004	0,004	0,004	<b>0,004</b>
B	0,002	0,002	0,002	<b>0,002</b>
Ta	0,001	0,001	0,001	<b>0,001</b>
Zr	0,003	0,002	0,004	<b>0,003</b>
N	0,041	0,042	0,041	<b>0,041</b>
Fe	0,880	0,850	1,020	<b>0,917</b>
Ni	63,799	64,037	63,779	<b>63,872</b>

Tabelle 4.5 chem. Analyse des reinen Schweißgutes - Stabelektrode Ø 3,2 mm (wt-%).

El.	1. Punkt	2. Punkt	3. Punkt	Mittelwert
C	0,024	0,026	0,023	<b>0,024</b>
Si	0,386	0,400	0,388	<b>0,391</b>
Mn	0,002	0,003	0,002	<b>0,002</b>
P	0,003	0,003	0,003	<b>0,003</b>
S	0,003	0,003	0,003	<b>0,003</b>
Cr	20,291	21,117	20,687	<b>20,698</b>
Mo	10,215	9,701	9,761	<b>9,892</b>
Cu	0,000	0,000	0,000	<b>0,000</b>
V	0,008	0,010	0,009	<b>0,009</b>
Ti	0,045	0,046	0,048	<b>0,046</b>
W	0,003	0,003	0,003	<b>0,003</b>
Al	0,008	0,009	0,009	<b>0,009</b>
Mg	0,002	0,003	0,002	<b>0,003</b>
Nb	3,093	3,189	3,074	<b>3,119</b>
Co	0,009	0,013	0,012	<b>0,012</b>
Pb	0,004	0,004	0,004	<b>0,004</b>
B	0,002	0,002	0,002	<b>0,002</b>
Ta	0,001	0,001	0,001	<b>0,001</b>
Zr	0,005	0,009	0,007	<b>0,007</b>
N	0,021	0,021	0,020	<b>0,021</b>
Fe	0,002	0,002	0,002	<b>0,002</b>
Ni	65,966	65,482	65,996	<b>65,815</b>

Tabelle 4.7 chem. Analyse des reinen Schweißgutes - Fülldrahtelektrode Ø 1,2 mm (wt-%).

El.	1. Punkt	2. Punkt	3. Punkt	Mittelwert
C	0,022	0,023	0,022	<b>0,022</b>
Si	0,066	0,069	0,071	<b>0,069</b>
Mn	0,002	0,002	0,002	<b>0,002</b>
P	0,003	0,003	0,003	<b>0,003</b>
S	0,001	0,001	0,001	<b>0,001</b>
Cr	22,724	23,073	23,093	<b>22,963</b>
Mo	9,048	8,732	8,814	<b>8,865</b>
Cu	0,004	0,004	0,004	<b>0,004</b>
V	0,005	0,006	0,007	<b>0,006</b>
Ti	0,181	0,183	0,188	<b>0,184</b>
W	0,003	0,003	0,003	<b>0,003</b>
Al	0,075	0,076	0,079	<b>0,077</b>
Mg	0,005	0,005	0,006	<b>0,005</b>
Nb	3,594	3,634	3,702	<b>3,643</b>
Co	0,014	0,014	0,016	<b>0,015</b>
Pb	0,004	0,004	0,004	<b>0,004</b>
B	0,002	0,002	0,002	<b>0,002</b>
Ta	0,001	0,001	0,001	<b>0,001</b>
Zr	0,002	0,002	0,003	<b>0,002</b>
N	0,023	0,018	0,021	<b>0,021</b>
Fe	0,002	0,002	0,002	<b>0,002</b>
Ni	64,214	64,136	63,951	<b>64,100</b>

Tabelle 4.6 chem. Analyse des reinen Schweißgutes - Massivdrahtelektrode Ø 1,2 mm (wt-%).

El.	Wert
C	<b>0,028</b>
Si	<b>0,350</b>
Mn	<b>0,080</b>
P	<b>0,008</b>
S	<b>0,006</b>
Cr	<b>22,100</b>
Mo	<b>9,100</b>
Cu	<b>0,050</b>
Ti	<b>0,080</b>
Al	<b>0,041</b>
Nb	<b>3,420</b>
Co	<b>0,030</b>
Fe	<b>2,000</b>
Ni	<b>62,400</b>

Tabelle 4.8 chem. Analyse des reinen Schweißgutes - Stabelektrode Ø 2,5 mm (laut Werkszeugnis) (wt-%).

### 4.3 Probenentnahme

Aufgrund des begrenzten Probenmaterials (vier Stück zu je ca. 100 mm) war es nicht möglich den von der Norm EN ISO 15614-1 geforderten Prüfungsumfang durchzuführen, weshalb auch Proben aus dem Anfangs- und Endstücken entnommen wurden. Abbildung 4.3 zeigt die bereits zugeschnittenen Probenentnahme-Stellen für den ersten Schweißversuch mit der Stabelektrode. Die zweite Probe von unten wurde, entgegen der Beschriftung, nicht für Zugversuche, sondern für metallographische Untersuchungen verwendet.



Abbildung 4.3 Probeentnahme-Stellen - Stabelektrode (1.Probe).

Abbildung 4.4 zeigt schematisch die Probenentnahme-Stellen aus den ca. 100 mm langen Probeschweißungen der Versuche 2 bis 4. Basierend auf den Ergebnissen der ersten Versuchsschweißung wurde darauf geachtet, für jene Untersuchungen, die in Bezug auf die Schweißverfahrensprüfung als kritisch gelten, Probenstücke aus der Probenmitte zu entnehmen. Im ersten Versuch zum Beispiel zeigte sich, dass Kerbschlagbiegeproben aus der WEZ des Alloy 625 ohne weiteres die von der Grundwerkstoffnorm geforderten Werte erreichen. Dementsprechend wurden diese Proben bei den weiteren Schweißversuchen aus den Anfangsstücken entnommen. Um für den jeweiligen Schweißprozess möglichst repräsentative Ergebnisse zu erhalten, erfolgte die Probenentnahme für heikle Untersuchungen, wie etwa Kerbschlagbiegeproben aus der WEZ des CB2, Metallographie bzw. Härtemessungen und Seitenbiegeproben, aus den mittleren Stücken der Probeschweißungen.

Anmerkung: Nach den langjährigen Erfahrungen der VAGT auf dem Gebiet der Schweißverfahrensprüfung ist der Seitenbiegeversuch der aussagekräftigste Test (Herr Moderbacher,

2010). Mit anderen Worten, wird der Seitenbiegeversuch laut Norm bestanden, so führen meist auch die anderen Prüfungen (mit Ausnahme der Kerbschlagbiegeprüfungen) zu einem positiven Ergebnis.

Da die ersten beiden Seitenbiegeversuche, beide mit Stabelektroden verschweißt, missglückten (siehe Kapitel 4.8) und angesichts der Bedeutung des Seitenbiegeversuchs sowie bereits vorliegender Ergebnisse der Quersugversuche für Stabelektroden aus der ersten Schweißung, wurden bei der zweiten Versuchsschweißung anstelle von Zugproben nochmals eine Seitenbiegeprobe gefertigt.

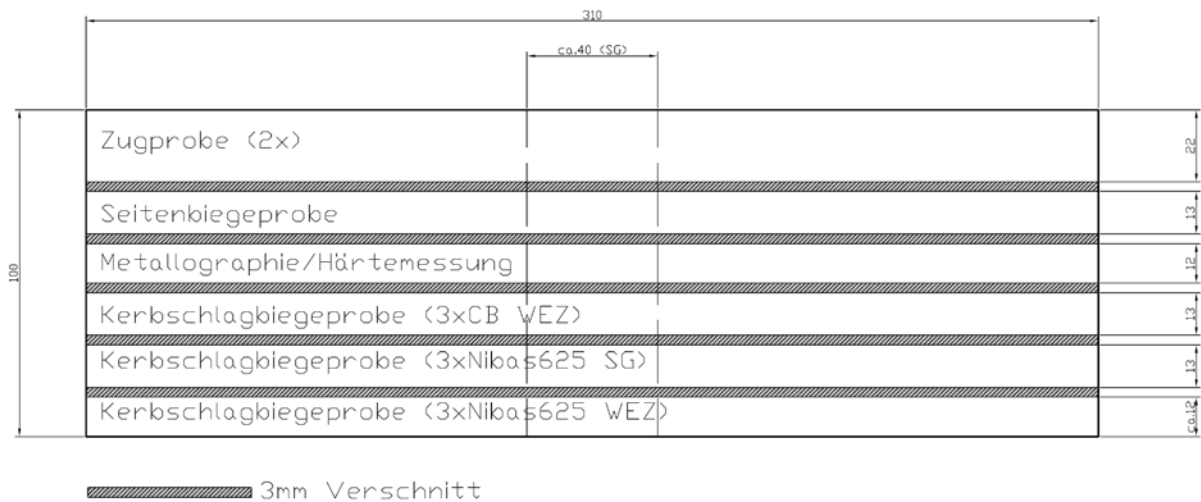


Abbildung 4.4 Schematische Darstellung der Probenentnahme-Stellen aus den 100 mm langen und 50 mm dicken Versuchsschweißungen (2.-4. Probeschweißung).

#### 4.4 Metallographie und Härtemessungen

Bedingt durch die großen Probendicken (50 mm) war es nicht möglich, eine Probe zur Beurteilung der Mikrostruktur und Härtemessung als Ganzes für die Metallographie einzubetten. Aus diesem Grund war es erforderlich, aus den Probestücken gemäß Abbildung 4.5 drei Teile herauszuschneiden und anschließend in Kunstharz warm einzubetten.

In weiterer Folge wurden die Proben mit SiC-Schleifpapieren der Körnung 320, 500, 800, 1200, 2400 und 4000 je Zoll geschliffen und schließlich mit einer Diamantdispersion von  $3\mu\text{m}$  und  $1\mu\text{m}$  poliert. Im Anschluss daran wurden eine Ultraschallreinigung und unmittelbar danach die Ätzung durchgeführt.

Zur Durchführung der Makroschliffuntersuchungen wurden die Proben so entnommen, dass die gesamte Schweißnaht in einem Stück erhalten bleibt. Das Schleifen und Polieren der Probenstücke erfolgte danach gemäß den oben beschriebenen Schritten per Hand.

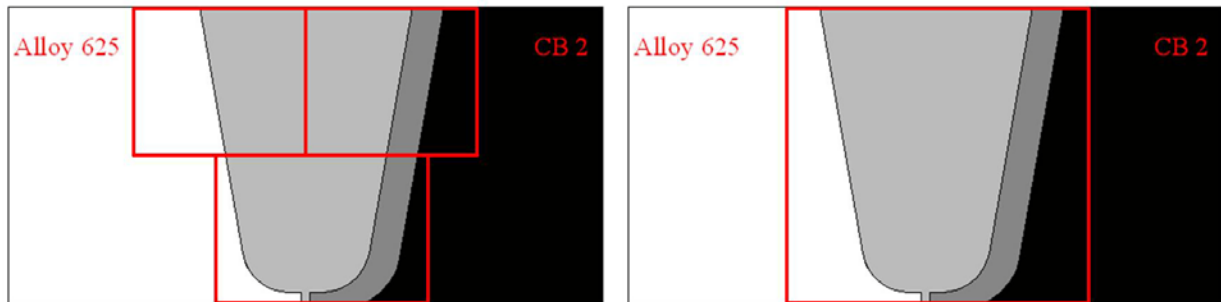


Abbildung 4.5 Schematische Darstellung der Teilung der Probe für die Metallographie zur Beurteilung der Mikrostruktur bzw. Härtemessung (Bild links) und Makrostruktur (Bild rechts).

#### 4.4.1 Ätzungen

Angesichts der vorliegenden Dissimilar Schweißung und der generell schlechten Ätzbarkeit der Nickelbasis-Legierung Alloy 625 kamen zur Sichtbarmachung der Bereiche WEZ-CB2, WEZ-Alloy 625 und Schweißgut verschiedene Ätzmittel zum Einsatz. Tabelle 4.9 gibt eine Aufstellung über jene Ätzmittel, die sich im Zuge der Arbeit als brauchbar erwiesen haben.

Nr.	Name	Zusammensetzung	Ätzablauf	Charakteristik
1.	Modifizierte Lichtenegger und Blösch II (mod. LB II)	100 ml destilliertes Wasser 0,75 g Ammoniumbifluorid 0,90 g Kaliumsulfid	Eintauchen der Probe, bis sie bläulich wird	Farbätzung der WEZ und des GW des CB2
2.	NITAL 5%	95 ml Ethyl-Alkohol 5 ml Salpetersäure	Eintauchen der Probe, bis sie sich zu verfärben beginnt	Sehr schwache Ätzung zur Sichtbarmachung der WEZ des CB2 (besonders jener Bereiche, wo ein großer Wärmeeintrag stattfand, wie die WEZ der Wurzel)
3.	-	50 ml Ethyl-Alkohol 50 ml Salzsäure 5 ml Wasserstoffperoxid	Makroätzung: Wischätzung Mikroätzung: Eintauchen der Probe für einige Minuten	Makroätzung: Nahtaufbau (Alloy 625). Mikroätzung: Sichtbarmachung der Korngrenzen des GW Alloy 625
4.	Königswasser	50 ml Salzsäure 20 ml Salpetersäure 20 ml Glycerin	Ätzmittel auf ca. 50°C vorwärmen. Eintauchen der Probe für einige Minuten.	Mikroätzung des Schweißgutes (Alloy 625).
5.	-	80 ml Salpetersäure 3 ml Flusssäure	Probe in kochendem Wasser vorwärmen. Eintauchen der Probe für einige Minuten.	Mikroätzung des Schweißgutes und der Korngrenzen der Alloy 625

Tabelle 4.9 Zusammenstellung der verwendeten Ätzmittel.

#### 4.4.2 Grundwerkstoff CB2

Der Grundwerkstoff zeigt eine typisch angelassene, martensitische Mikrostruktur mit Ausscheidungen an den ehemaligen Austenitkorgrenzen und an den Martensit-Lattengrenzen (Abbildung 4.6). Es konnte kein  $\delta$ -Ferrit beobachtet werden.



Abbildung 4.6 Grundwerkstoff CB2; Ätzung: mod. LB II.

#### 4.4.3 Grundwerkstoff Alloy 625

Der lösungsgeglühte Grundwerkstoff verfügt über ein für Gussgefüge typisches grobes Korn und eine relativ hohe Porendichte (Abbildung 4.7). Des Weiteren können grobe Karbide im Korn und an den Korngrenzen beobachtet werden. Hierbei handelt es sich vermutlich um Karbonitride vom Typ MX, da sich diese vergleichsweise früh aus der Schmelze ausscheiden und daher eine grobe Struktur aufweisen und über eine hohe thermische Stabilität verfügen (42).

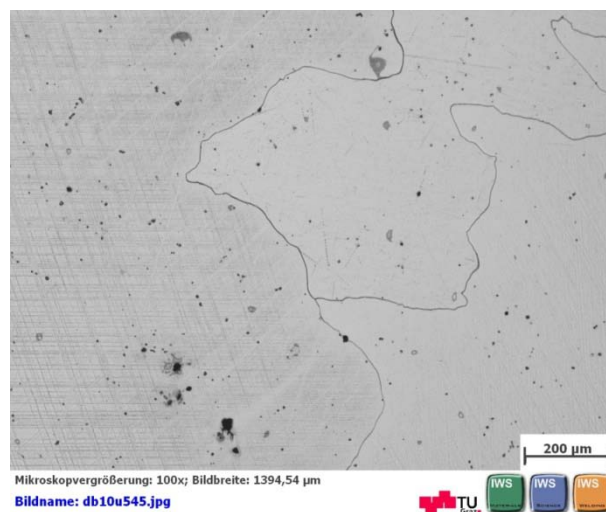


Abbildung 4.7 Grundwerkstoff Alloy 625; Ätzung: Nr. 3.

#### 4.4.4 Makroschliffe

Abbildung 4.8 bis Abbildung 4.10 zeigen den Schweißnahtaufbau der Probeschweißungen mit den unterschiedlichen Schweißverfahren bzw. Schweißzusatzwerkstoffen.

Aus Abbildung 4.8 ist der Nahtaufbau der Schweißung mit Stabelektroden ersichtlich. Betrachtet man die Raupen der Pufferlagen, so stellt man fest, dass diese besonders in der ersten Lage – bedingt durch den geringen Elektrodendurchmesser – sehr klein und rundlich sind. Wie in Kapitel 3.3.2.4 bereits erwähnt, sind kleine Raupen im Bezug auf die Heißriss-Sicherheit ideal, da sie zum einen geringere Schrumpfspannungen verursachen, zum anderen wird durch die Wahl eines geringeren Elektrodendurchmessers die Wärmeeinbringung und damit Dilatationsspannungen reduziert, die in der ersten Lage, angesichts der Nähe zum CB2, besonders hoch sind.

Im Gegensatz dazu weist der Schweißversuch mit Massivdrahtelektrode (Abbildung 4.9) grobe, tiefe Raupen mit einem ausgeprägtem “Argonfinger“ auf. Dementsprechend ist bei dieser Raupengröße mit höheren Spannungen und aufgrund des Breiten-Tiefenverhältnis mit einer ungünstigeren Erstarrungsstruktur zu rechnen (siehe Abbildung 3.25, S.54).

Schweißungen mit dem Fülldraht führen zu sehr flachen, breiten Raupen mit einem leichten “Argonfinger“.

Vergleicht man die Breite der Pufferlagen, so kann man erkennen, dass die Schweißung mit der Stabelektrode über die geringste Breite verfügt, gefolgt von der Schweißung mit der Massivdrahtelektrode. Die Pufferung der Fülldraht-Schweißung weist die größte Breite auf.

Bei allen Proben ist des Weiteren deutlich zu erkennen, dass die Wurzeln gegengeschweißt wurden. Der Grund hierfür liegt in der Beseitigung von Schweißfehlern (“Auskreuzen“), welche im besonderen Maße in den Wurzellagen zu finden sind. Bei allen Proben erfasst die Gegenschweißung auch die Pufferlagen und die Wurzel des CB2.

Bei der 2. und 3. Probe wurden bei den Decklagenschweißungen die Pufferlagen bis hin zum CB2 überschweißt, nur bei der 4. Probe ist ein ausreichender Abstand der Decklagen zum CB2 gewährleistet.



Abbildung 4.8 Nahtaufbau Schweißung mit Stabelektrode (2. Probe, Ätzung: Nr.3).



Abbildung 4.9 Nahtaufbau Schweißung mit Massivdrahtelektrode (3. Probe, Ätzung: Nr.3).



Abbildung 4.10 Nahtaufbau Schweißung mit Fülldrahtelektrode (4. Probe, Ätzung: Nr. 3).

#### 4.4.5 Wärmeeinflusszone (WEZ) der Alloy 625

Bei allen Untersuchungen der WEZ der Alloy 625 war keine Veränderung gegenüber dem Grundwerkstoff feststellbar. Unter dem Lichtmikroskop waren auch keine Gefügeveränderungen ersichtlich.

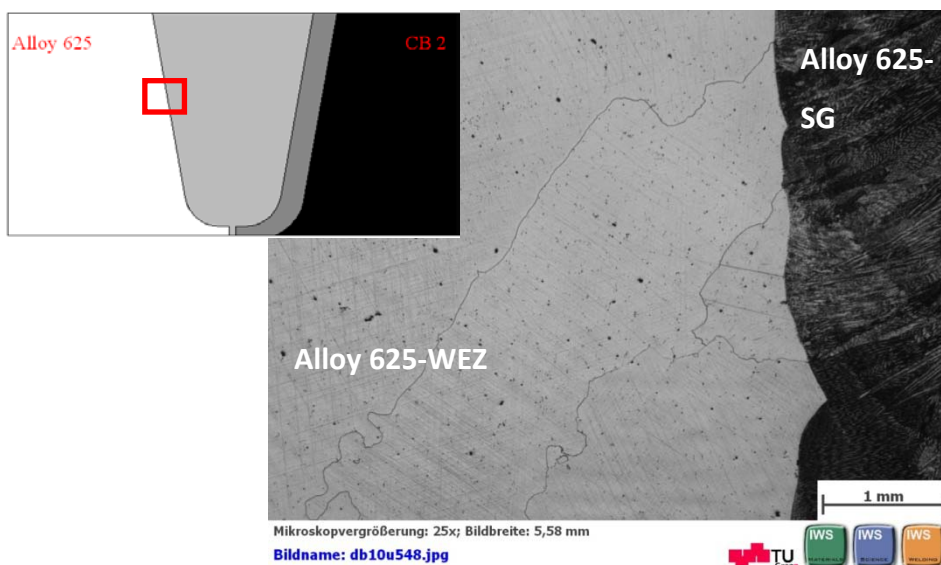


Abbildung 4.11 WEZ des Alloy 625 (1.Probe, Ätzung: Nr. 3).



#### 4.4.6 Wärmeeinflusszone (WEZ) des CB2

Die durch das Mehrlagenschweißen hervorgerufene mehrfache Überschreitung der  $A_{C1}$  bzw.  $A_{C3}$  Temperatur führte bei allen Schweißproben in der WEZ des CB2 zu einer im Vergleich zum Grundwerkstoff geringeren Korngröße. Eine Unterscheidung der einzelnen Sub-Zonen war nicht möglich. Bei allen Schweißproben konnten 3 charakteristische Bereiche festgestellt werden, nämlich die WEZ der Wurzel, der Flanke und der Decklage.

##### 4.4.6.1 WEZ der Wurzel

Die Wurzelbereiche des CB2 aller Schweißproben zeichnen sich durch ein sehr feinkörniges Gefüge aus. Durch das Schweißen der Pufferlagen, der Wurzelverschweißung und schließlich noch durch das Schweißen der Gegenlagen ist dieser Bereich einer besonders hohen Anzahl an Schweißzyklen ausgesetzt, wodurch sich an dieser Stelle ein sehr feinkörniges Gefüge ausbildet (Abbildung 4.12). In diesem Bereich kommt es zudem durch die im Vergleich zur Schweißnahtmitte schlechtere Wärmeableitung zu einer hohen Wärmeeinbringung.

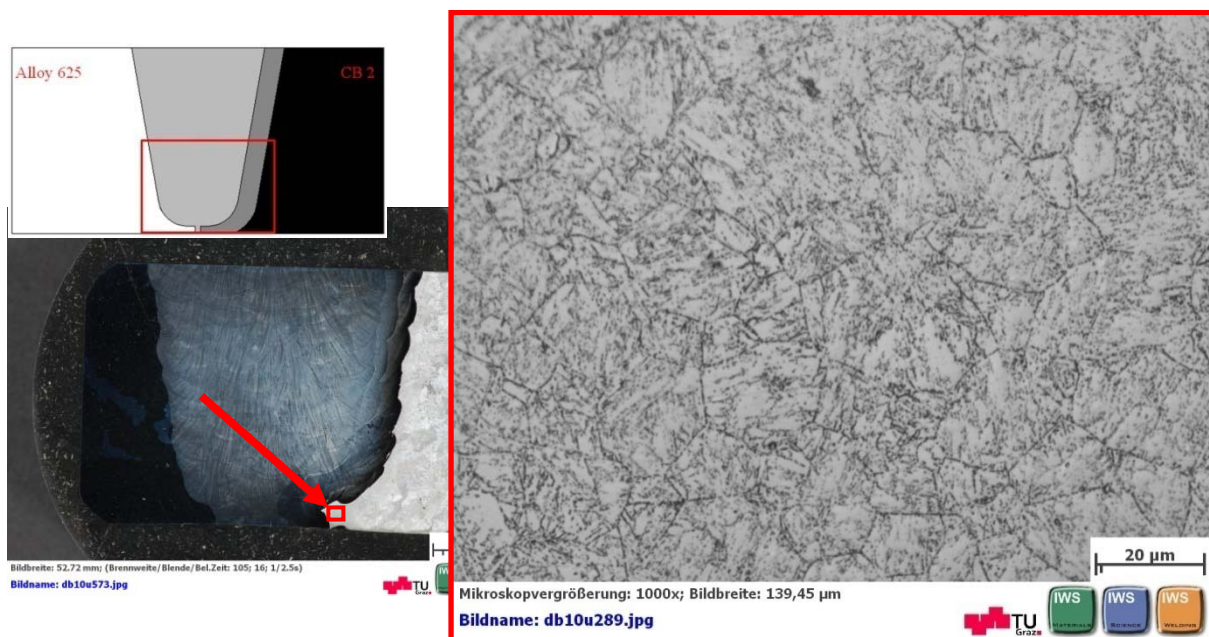


Abbildung 4.12 WEZ des CB2 im Bereich der Wurzel; Stabelektrode (1.Probe), Ätzung: Nital 5%.

Der Wurzelbereich des CB2 weist generell höhere Härtewerte als andere Bereiche der Schweißnaht auf. Dies kann zum einen mit einer unzureichenden Breite der Pufferlage an dieser Stelle und der daraus resultierenden hohen Wärmeeinbringung beim Kaltverschweißen der Wurzel erklärt werden. Zum anderen führt das Auskreuzen und anschließende Gegenlagenschweißen zu einer neuerlichen Ausbildung eines sehr harten, neu geformten Martensits. Abbildung 4.13 zeigt die Mikrohärtewerte der WEZ der Wurzel des CB2. Deutlich zu erkennen ist das Vorhandensein von skelettartigem  $\delta$ -Ferrit

(230 HV 0.020) in der Nähe der Fusionslinie, da hier mit sehr hohen Temperaturen zu rechnen ist. Die hohen Härtewerte von 466-592 HV 0.020 und die Präsenz von netzwerkartigem  $\delta$ -Ferrit zwischen den neu gebildeten Martensitblöcken lassen darauf schließen, dass sich diese Struktur erst nach der PWHT gebildet hat.



Abbildung 4.13 Mikrohärtemessungen der WEZ der Wurzel des CB2; Stabelektrode (2. Probe), Ätzung: mod. LB II.

Abbildung 4.14 zeigt den Wurzelbereich des CB2 nach dem Aufbringen der Pufferlagen, ohne stattgefundene PWHT. Es sind deutliche Ähnlichkeiten zur Abbildung 4.13 zu erkennen. Auch hier kommt es zu einer starken Bildung von skelettartigem und netzwerkartigem  $\delta$ -Ferrit. Dies lässt den Schluss zu, dass besonders durch das Gegenlagenschweißen in der WEZ im Wurzelbereich des CB2, trotz erfolgter PWHT, sich wieder ein Gefüge ausbildet, das dem "as-welded"-Zustand entspricht.

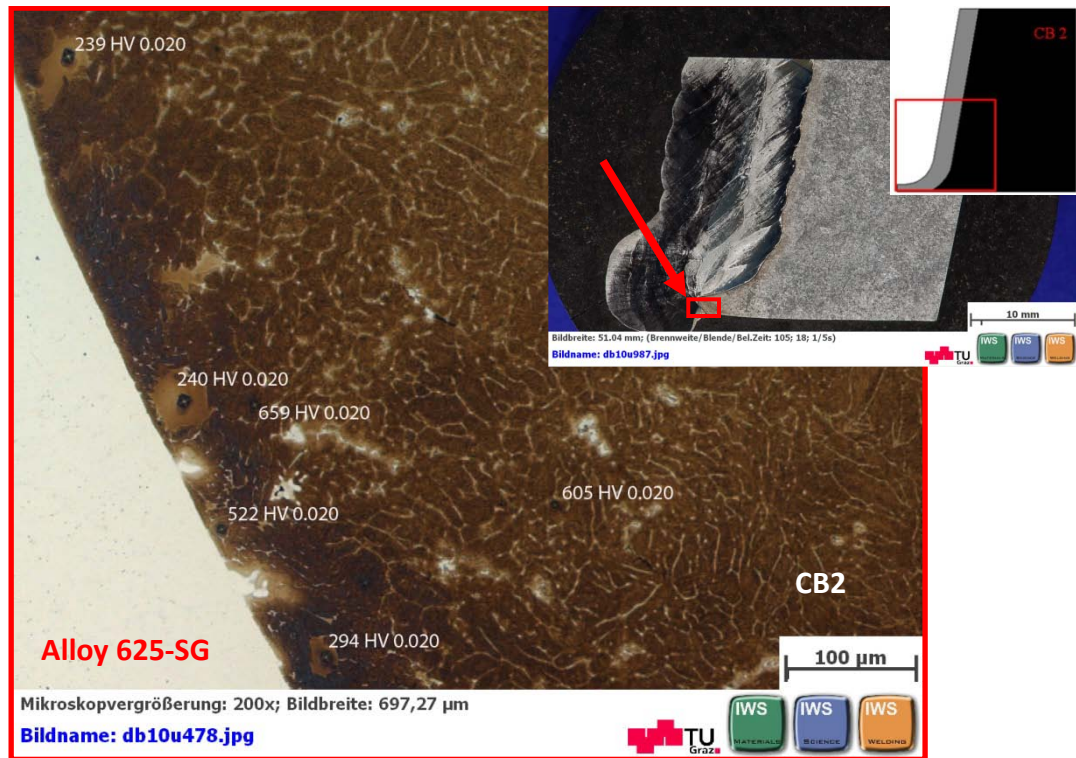


Abbildung 4.14 Mikrohärtmessungen der WEZ der Wurzel des CB2 im “as-welded“-Zustand; Fülldrahtelektrode (4. Probe), Ätzung: mod. LB II.

#### 4.4.6.2 WEZ der Flanke des CB2

Alle Schweißproben weisen im Flankenbereich nahe der Fusionslinie ein im Vergleich zum Grundwerkstoff feinkörnigeres Gefüge auf. Eine klassische Unterscheidung in Grobkorn-, Feinkorn- und interkritische Zone ist nicht möglich (Abbildung 4.15). Grund hierfür ist vermutlich die, durch die Mehrlagenschweißung hervorgerufene mehrmalige Überschreitung der  $A_{C1}$ - bzw.  $A_{C3}$  Temperatur. Im Vergleich zur WEZ der Wurzel ist die WEZ der Flanke um einiges schmaler.

Im Flankenbereich konnte bei allen Proben vereinzelt skelettartiger  $\delta$ -Ferrit in der Nähe der Fusionslinie beobachtet werden (225 bzw. 227 HV 0.010). Mikrohärtmessungen in der Nähe der Fusionslinie ergaben bei allen Proben im Vergleich zum Grundwerkstoff (ca. 250 HV 0.020) höhere Härtewerte des Martensits (Abbildung 4.16), wobei jene Schweißversuche, die mit der Stabelektrode durchgeführt wurden, über die höchsten Härtewerte des Martensits in der Nähe der Fusionslinie verfügen (siehe Anhang S.142). Grund hierfür könnte die durch die geringe Breite der Pufferlage bedingte Wärmebeeinflussung beim Schweißen ohne Vorwärmung sein.

Abbildung 4.17 zeigt die Mikrostruktur der WEZ des CB2 an der Flanke im “as-welded“-Zustand. Es ist deutlich neu geformter Martensit mit sehr hohen Härtewerten zu erkennen. Des Weiteren ist

$\delta$ -Ferrit zwischen den Martensitlatten und Martensitblöcken sichtbar, der im Gegensatz zum skelettartigen  $\delta$ -Ferrit nach der PWHT nicht mehr feststellbar ist (vgl. Abbildung 4.16).

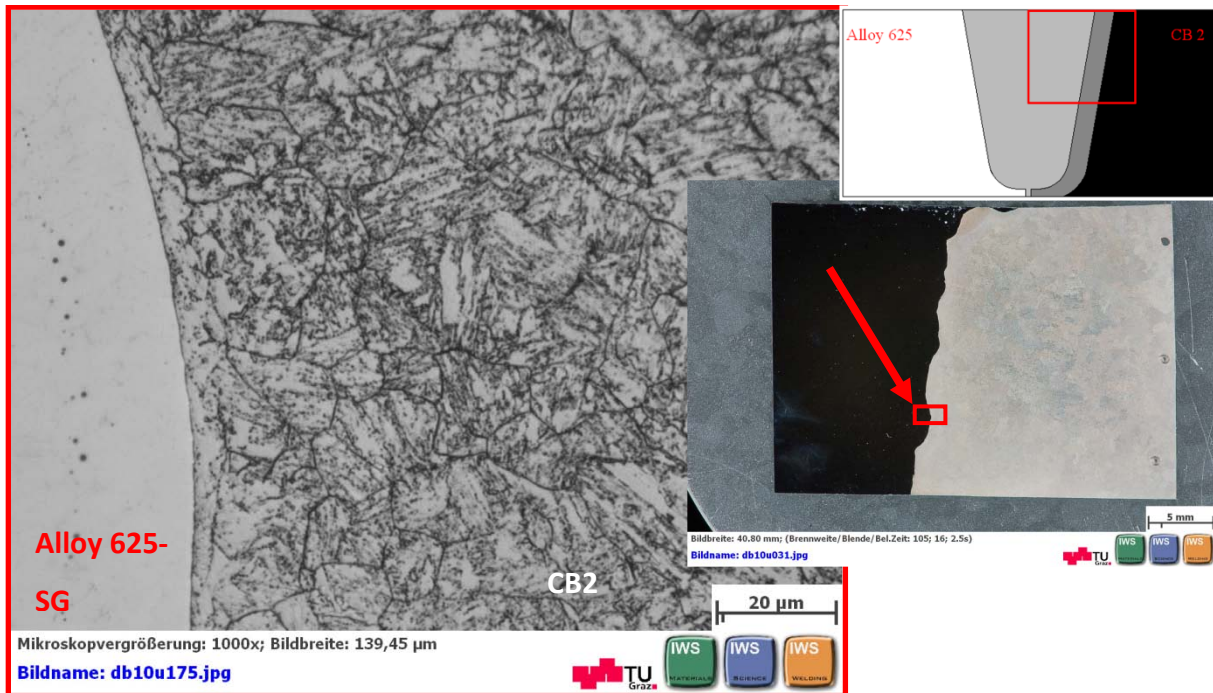


Abbildung 4.15 WEZ der Flanke des CB2; Stabelektrode (1.Probe), Ätzung: Nital 5%.

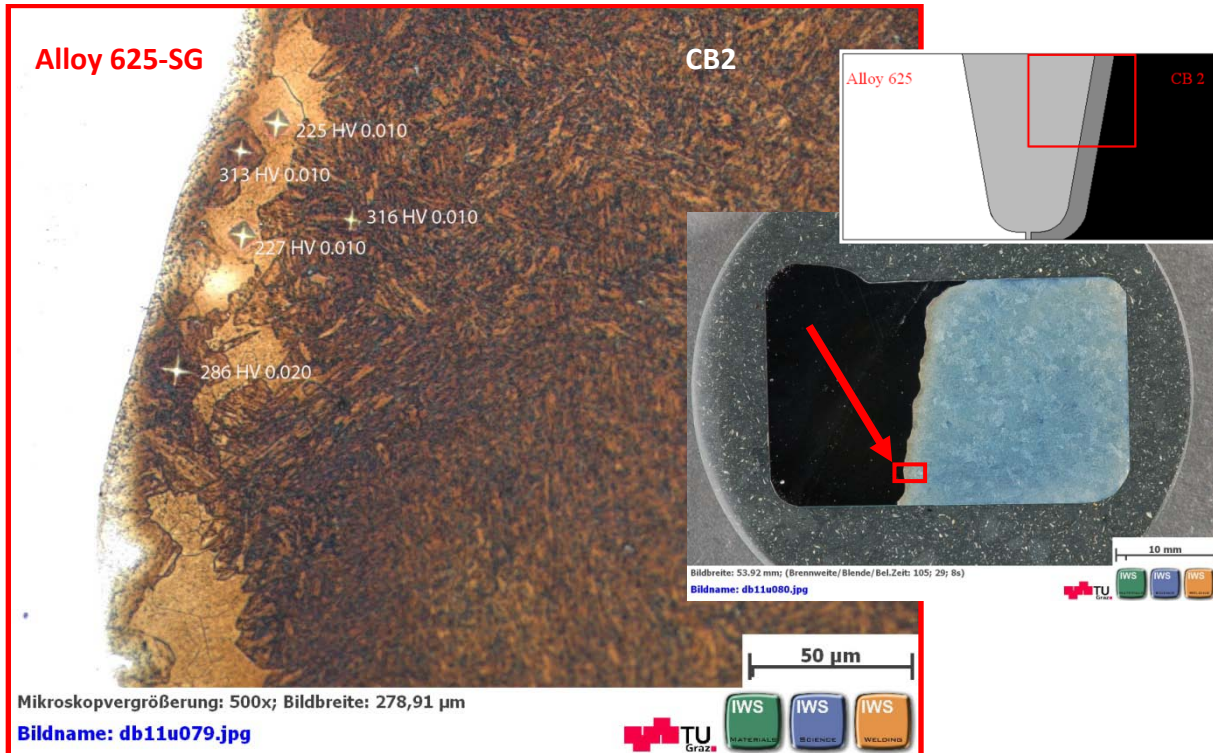


Abbildung 4.16 Mikrohärtemessungen der WEZ der Flanke des CB2; Fülldrahtelektrode (4. Probe), Ätzung: mod. LB II.

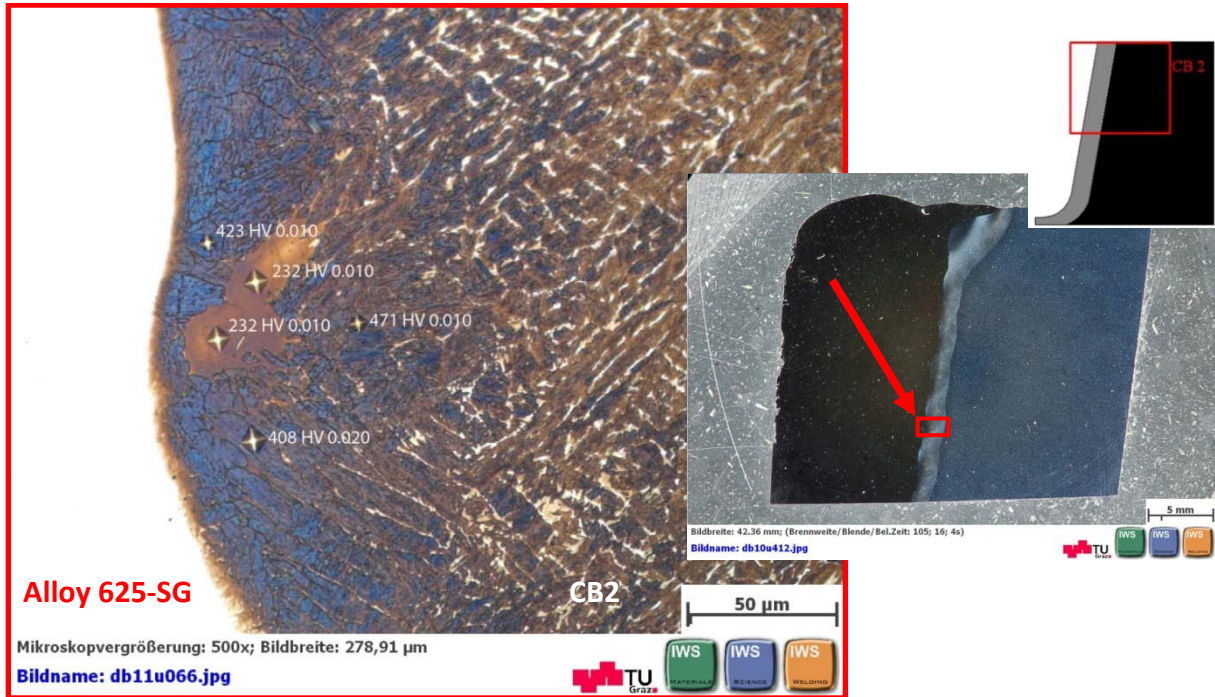


Abbildung 4.17 Mikrohärtmessungen der WEZ der Flanke des CB2 im “as-welded“-Zustand; Fülldrahtelektrode (4. Probe), Ätzung: mod. LB II.

#### 4.4.6.3 WEZ der Decklage am CB2

Ähnlich wie die WEZ der Wurzel zeichnet sich die WEZ der Decklage aller Proben durch einen hohen Anteil an skelettartigem  $\delta$ -Ferrit in der Nähe der Fusionslinie aus. Bei den Schweißversuchen mit der Stabelektrode und der Fülldrahtelektrode konnten zudem höhere Mikrohärtewerte in der Nähe der Fusionslinie gemessen werden.



Abbildung 4.18 WEZ der Decklage des CB2; Fülldrahtelektrode (4. Probe), Ätzung: mod. LBII.

#### 4.4.7 Schweißgut der Alloy 625

Zur qualitativen Beurteilung der Schweißgüter wurden diese sowohl im nicht geätzten als auch im geätzten Zustand und unter Zuhilfenahme eines Rasterelektronenmikroskops (REM) untersucht. Besonders das Ätzen des Schweißgutes stellte sich als schwierig heraus, da sich einerseits Alloy 625 aufgrund der hohen Korrosionsbeständigkeit sehr schlecht ätzen lässt und andererseits, weil es speziell in den einzelnen Pufferlagen angesichts variierender Aufmischungsgrade (unterschiedliche Fe-Gehalte) zu sehr unterschiedlichen Ätzangriffen kam.

##### 4.4.7.1 Schweißung mit Stabelektroden BÖHLER FOX NIBAS 625

Im nicht geätzten Zustand zeigen jene Proben, die mit Stabelektroden verschweißt wurden, eine hohe Anzahl an feinen, runden Einschlüssen und Poren. Mittels REM durchgeführte Energiedispersive Röntgenspektroskopie (engl. energy dispersive X-ray spectroscopy - EDX) -Analysen der Einschlüsse ergaben stark erhöhte Ti- und O-Werte. Diese sind ein eindeutiges Zeichen, dass es sich hierbei um Schlacke-Einschlüsse handelt (Abbildung 4.19).

Die mit Stabelektroden durchgeführten Schweißungen waren frei von Rissen.

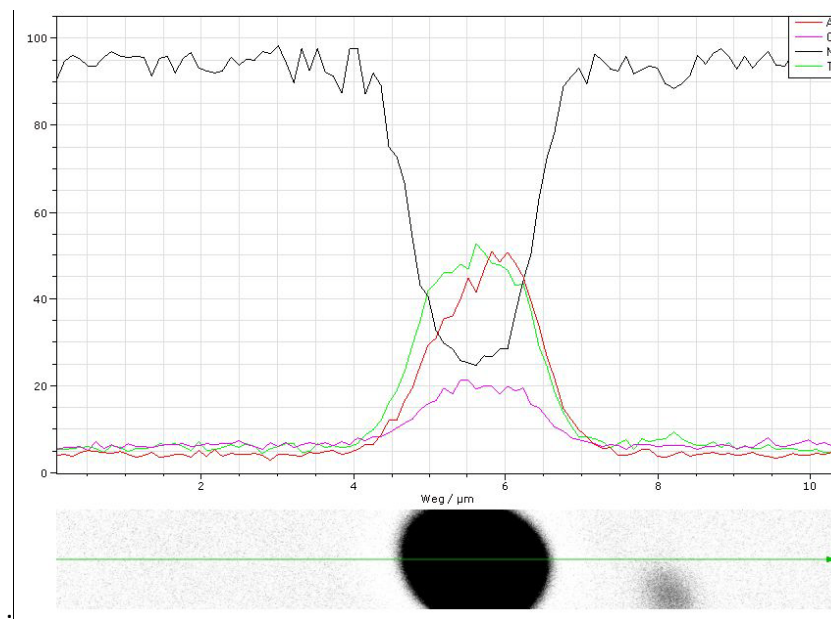


Abbildung 4.19 EDX-Analyse des Schweißgutes; Stabelektrode, 1. Probe.

Im geätzten Zustand zeigen die Proben eine dendritische Struktur mit abgeschlossenen Ausscheidungen an den Korngrenzen und in den interdendritischen Zonen (Abbildung 4.20).

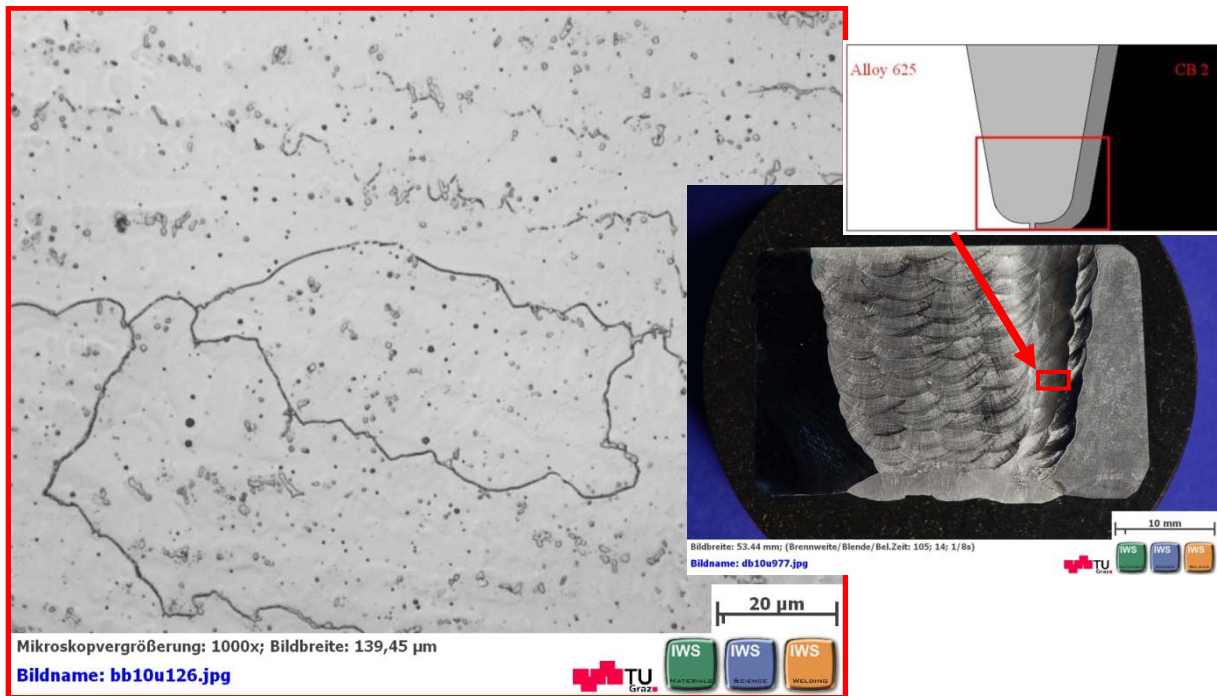


Abbildung 4.20 Mikrostruktur des Schweißgutes der Alloy 625; Stabelektrode (2. Probe), Ätzung: Königswasser.

#### 4.4.7.2 Schweißung mit Fülldrahtelektrode BÖHLER NIBAS 625 PW-FD

Ähnlich wie bei der Schweißung mit Stabelektroden zeigt die Schweißung mit der Fülldrahtelektrode im nicht geätzten Zustand eine hohe Anzahl an Schlacke-Einschlüssen und im geringeren Maße auch Poren. Darüber hinaus konnten grobe globulare Fremdeinschlüsse beobachtet werden (Abbildung 4.21). EDX-Analysen (energy dispersive X-ray spectroscopy) dieser Einschlüsse ergaben, dass es sich hierbei um nicht aufgeschmolzene Molybdän-Partikel handelt.

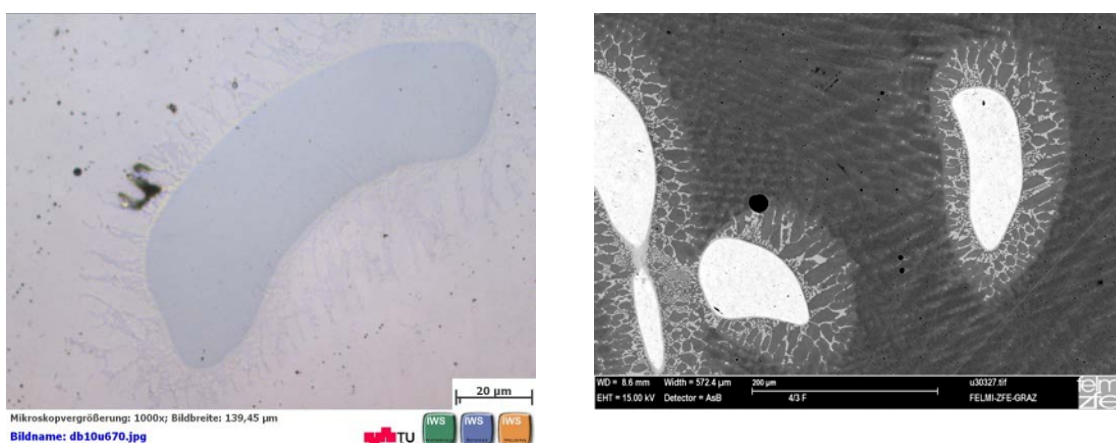


Abbildung 4.21 Nicht aufgeschmolzene Molybdän-Partikel im Schweißgut. Bild links: Lichtmikroskop (nicht geätzt). Bild rechts: REM; Fülldrahtelektrode (4. Probe).

Abgesehen davon konnten vereinzelt Risse im Schweißgut, vor allem in den Pufferlagen, festgestellt werden, wobei der Bereich um die Wurzel besonders stark betroffen war. Im geätzten Zustand wurde deutlich, dass diese Risse entlang interdendritischer Zonen verlaufen, in denen auch hohe Mengen an Ausscheidungen vorliegen (Abbildung 4.22). Hierbei handelt es sich vermutlich um Heißrisse.



Abbildung 4.22 Riss im Bereich um die Wurzel; Fülldrahtelektrode (4. Probe), Ätzung: Königswasser.





Die EDX-Analyse (Abbildung 4.24) der interdendritischen Phase ergab, dass diese hoch an Niob und Molybdän angereichert ist. Laut einschlägigen Stellen in der Literatur (34), (47), handelt es sich hierbei vermutlich um die Laves-Phase.

#### 4.4.7.3 Schweißung mit Massivdrahtelektrode BÖHLER NIBAS 625-IG

Die mit Massivdraht durchgeführte Schweißprobe weist die höchste Anzahl an Schweißfehlern auf. Es konnten Lunker, Einschlüsse und eine hohe Anzahl an Rissen festgestellt werden (Abbildung 4.25). Risse bildeten sich bevorzugt in den ersten beiden Lagen der Pufferung und vereinzelt auch ausgehend von hoch an Al, Ti, Nb und O angereicherten größeren Verschlackungsprodukten (Abbildung 4.26).

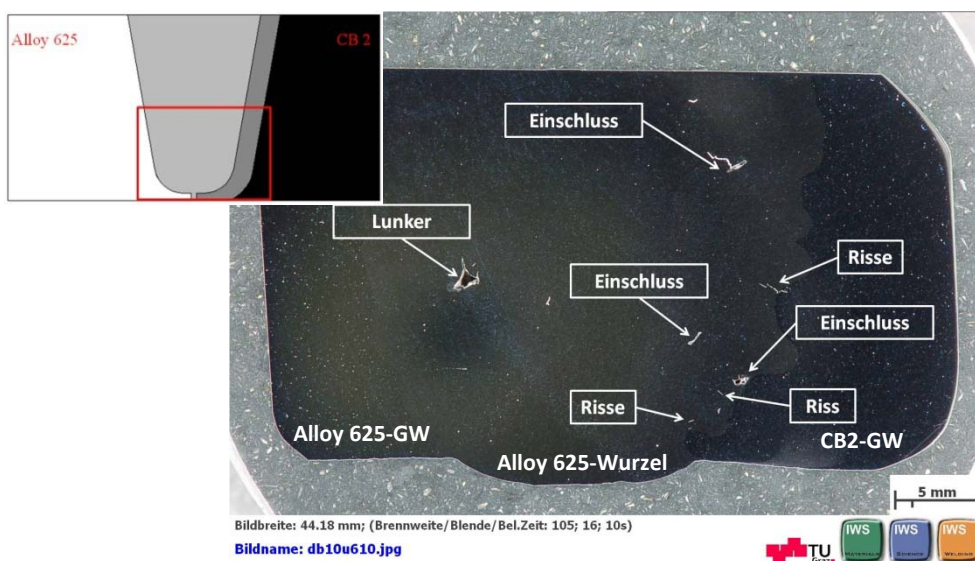


Abbildung 4.25 Schweißfehler im Massivdraht-Schweißgut; Massivdrahtelektrode, (3.Probe), nicht geätzter Zustand.

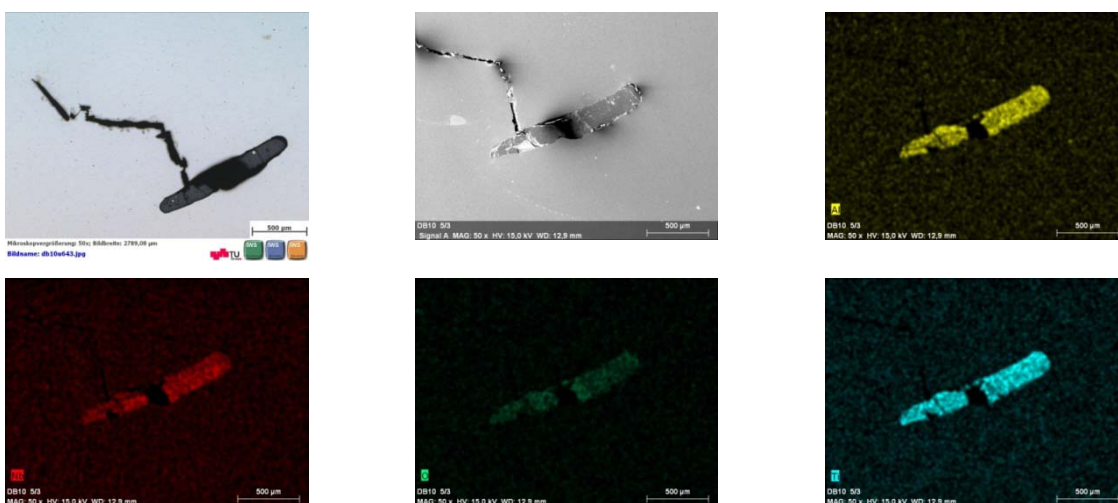


Abbildung 4.26 Rissbildung im Schweißgut ausgehend von Verschlackungsprodukten. 1. Bild: Lichtmikroskop-Aufnahme; 2.-6. Bild: REM-Aufnahmen. Massivdrahtelektrode (3. Probe).

Das Massivdraht-Schweißgut zeigt ähnlich dem Fülldraht-Schweißgut starke Nb- und Mo-Seigerungen in den interdendritischen Bereichen, was ebenfalls auf die Laves-Phase schließen lässt, und ist übersät mit kleineren Al- und Ti-reichen Verschlackungsprodukten (Abbildung 4.27).

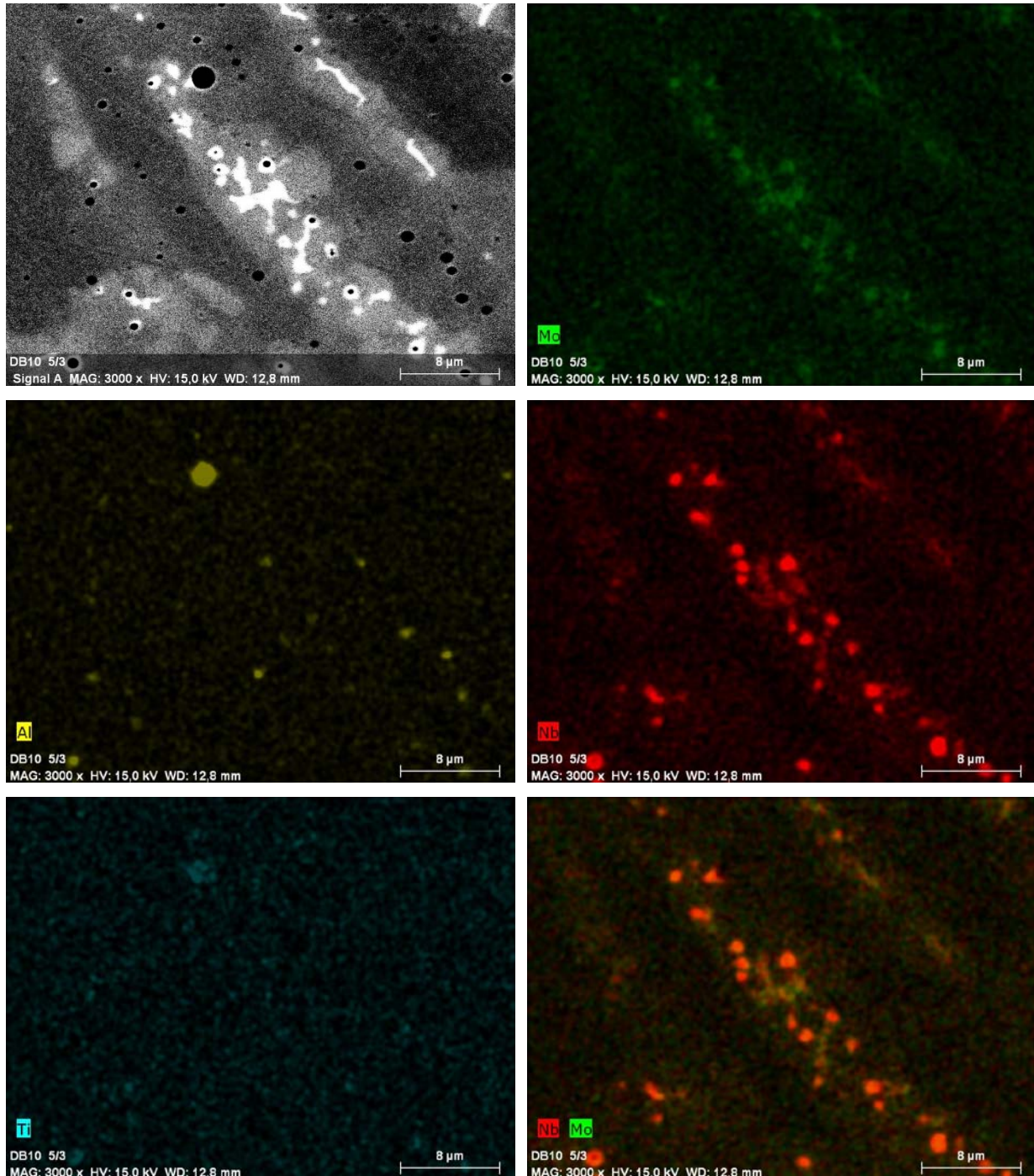


Abbildung 4.27 EDX-Analyse des Massivdraht-Schweißgutes der ersten Pufferlage; Massivdrahtelektrode (3.Probe).

Der Rissverlauf ist ähnlich den Schweißversuchen mit der Fülldrahtelektrode. Bei den Massivdrahtproben verlaufen die Risse ebenfalls interdendritisch und sind gleichermaßen umrandet von der hoch an Nb und Mo angereicherten Laves-Phase (Abbildung 4.28 und Abbildung 4.29).

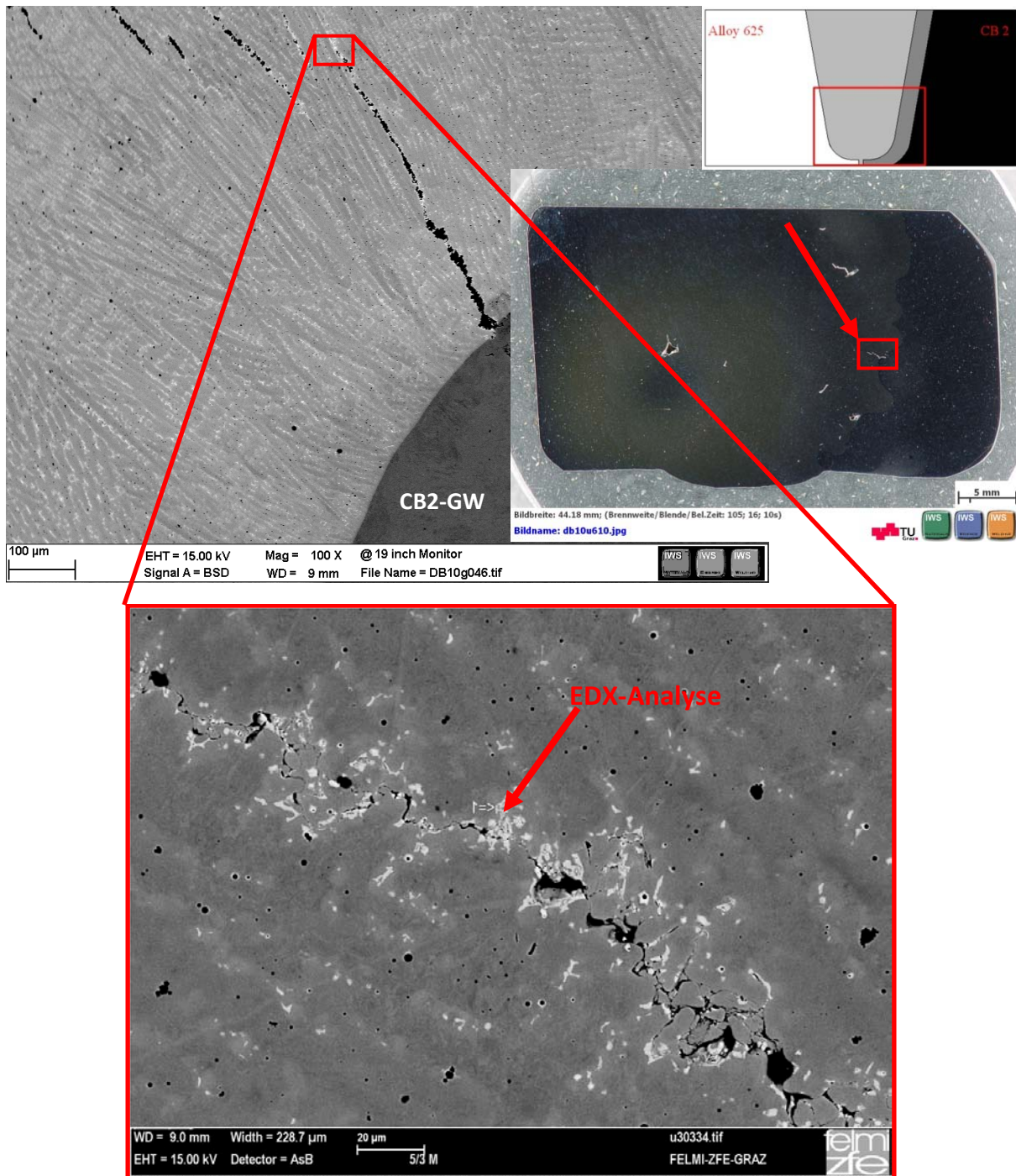


Abbildung 4.28 REM-Aufnahme eines Heißrisses; Massivdrahtelektrode (3. Probe).

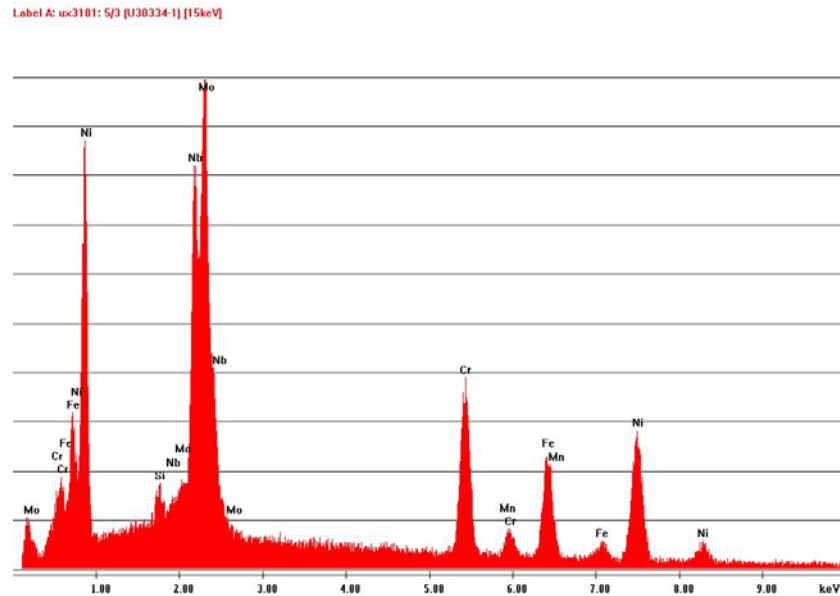


Abbildung 4.29 EDX-Spektrum der interdendritischen Phase (helle Bereiche); Massivdrahtelektrode (3. Probe).

Die Ätzung des Massivdraht-Schweißgutes funktionierte schlecht, da es besonders in den ersten beiden Schweißlagen aufgrund der hohen Aufmischung zu starken Ätzangriffen kam. Dennoch ist an den Bildern deutlich zu erkennen, dass die Risse entlang erstarrter Korngrenzen verlaufen (Abbildung 4.30 Bild links) und dass eine hohe Menge an interdendritischen Phasen vorliegt (Abbildung 4.30 Bild rechts).

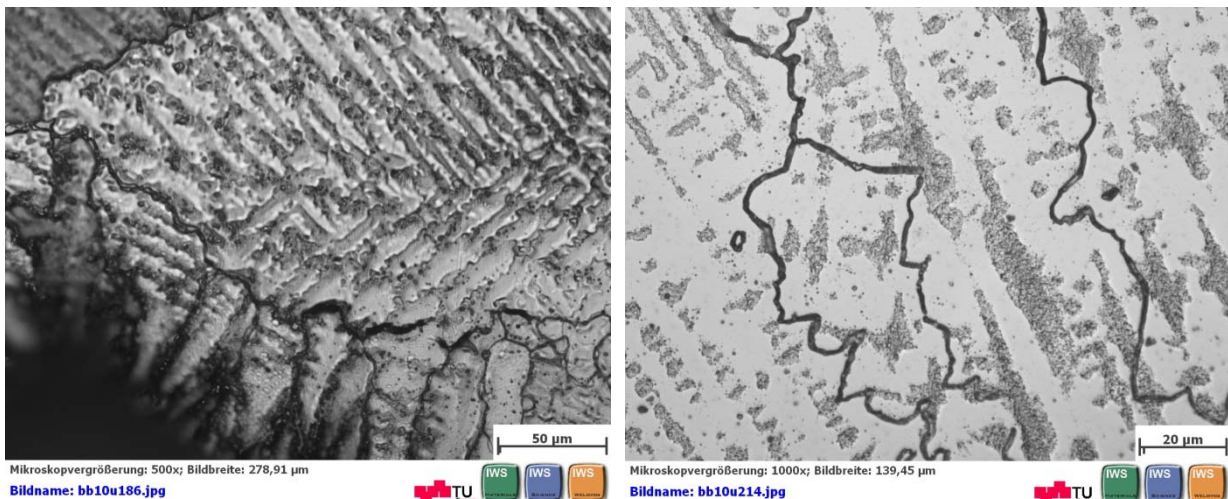


Abbildung 4.30 Bild links: Riss entlang erstarrter Korngrenzen in Wurzelnähe. Bild rechts: Grobe Ausscheidungen entlang der Korngrenzen; Massivdrahtelektrode (3. Probe), Ätzung: Königswasser.

#### 4.4.7.4 Makrohärtemessungen

Laut EN ISO 15614-1 (11) muss die Härteprüfung nach Vickers mit einer Prüfkraft von 10kg (HV 10) nach EN 1043-1 durchgeführt werden. Die Härtemessungen müssen mindestens drei individuelle Eindrücke in der Schweißnaht, in den beiden WEZ und in beiden Grundwerkstoffen enthalten. Bei Werkstoffdicken von über 5 mm müssen zwei Eindruckreihen in einer Tiefe bis 2 mm unterhalb der decklagenseitigen und der wurzelseitigen Oberfläche durchgeführt werden. Darüber hinaus sollte in der WEZ der erste Eindruck möglichst nahe an die Schmelzlinie gesetzt werden.

Im Zuge dieser Arbeit wurden Härteeindrücke aufgrund der dicken Probenmaterialien nur an der unteren Hälfte der Probeschweißung durchgeführt. Es ist jedoch zu erwarten, dass sich die von der Norm geforderte Härteprüfung der Decklage ähnliche Werte ergibt wie die wurzelseitige Prüfung.

In der Abbildung 4.31 bis Abbildung 4.33 sind die Messergebnisse der Makrohärtemessungen für die Stabelektroden-, Massivdrahtelektroden- und der Fülldrahtelektroden-Schweißung dargestellt. Alle drei Schweißungen zeigen einen ähnlichen Härteverlauf.

Der Grundwerkstoff des CB2 weist Härtewerte von etwa 215 HV 10 auf.

In der WEZ des Flankenbereichs des CB2 konnten trotz bereits erfolgter PWHT erhöhte Härtewerte gemessen werden. Die Proben der Stab- und die Massivdrahtelektrodenschweißung weisen in der WEZ mit ca. 270 HV 10 deutlich höhere Werte als die Fülldrahtelektroden-Probe auf, bei der die 250 HV 10 in der WEZ nicht überschritten werden. In Abbildung 4.34 ist die Härtemessung der Pufferlagenschweißung mit der Fülldrahtelektrode ohne PWHT dargestellt („as-welded“-Zustand). Zusammen mit Abbildung 4.35, bei der eine PWHT bereits erfolgte, wird die Wichtigkeit der Wärmenachbehandlung verdeutlicht. Ohne PWHT weist die WEZ an der Flanke Härtewerte von über 300 bzw. 400 HV 10 auf, durch die PWHT können diese deutlich, und zwar auf unter 250 HV 10 im Flankenbereich, gesenkt werden.

Besonderes Augenmerk muss auf die WEZ im Bereich der Wurzel des CB2 gelegt werden. Bei allen drei Proben konnten in diesem Bereich stark erhöhte Werte von über 400 HV 10 gemessen werden. Nicht zuletzt im Bezug auf die Schweißverfahrensprüfung stellen diese inakzeptabel hohe Werte dar. (Für gewöhnlich werden Härtewerte über 350 HV 10 nicht akzeptiert.) Verantwortlich für die hohen Härtewerte ist das Auskreuzen (siehe S.70) und anschließende Gegenlagenschweißen der Wurzel, wodurch es zur Bildung von neu geformten Martensit kommt. Aus Abbildung 4.35 ist zu erkennen, dass ohne diese Maßnahme die Härtewerte im Wurzelbereich des CB2 nach der PWHT kapp über 250 HV 10 zu liegen kommen.

Mögliche Gründe für die erhöhten Härtewerte in der WEZ des CB2 können zum einen durch die mit der unterschiedlichen Wärmeausdehnung der Werkstoffpaarung (CB2-GW mit Alloy 625-SG) entstandenen Spannungen (Dilatationsspannungen) und zum anderen mit dem, im Vergleich zum Grundwerkstoff sehr feinkörnigen Gefüge verbundenen Festigkeitsanstieg erklärt werden.

Die Härtemessungen der Schweißgüter zeigen bei allen Proben relativ große Schwankungen und sie kommen, von einigen wenigen Ausnahmen abgesehen, in einem Streuband von über 200 HV 10 bis 300 HV 10 zu liegen. Einen Härteanstieg in den Pufferlagen aufgrund etwaiger  $\gamma''$ -Phasenausscheidung, hervorgerufen durch die PWHT, konnte nicht festgestellt werden.

In der WEZ des Alloy 625 beginnen bei allen Proben die Härtewerte von der Schmelzlinie an kontinuierlich zu sinken, bis sie im Grundwerkstoff bei knapp über 150 HV 10 zu liegen kommen.

### Schlussfolgerung:

Das grundlegende Problem in Bezug auf Schweißverfahrensprüfung sind die überaus hohen Härtewerte in der WEZ des CB2. Um diese Wiederaufhärtung zu vermeiden, sollte die Pufferung weder beim Gegenlagen- noch bei der Decklagenschweißung erneut überschweißt werden.

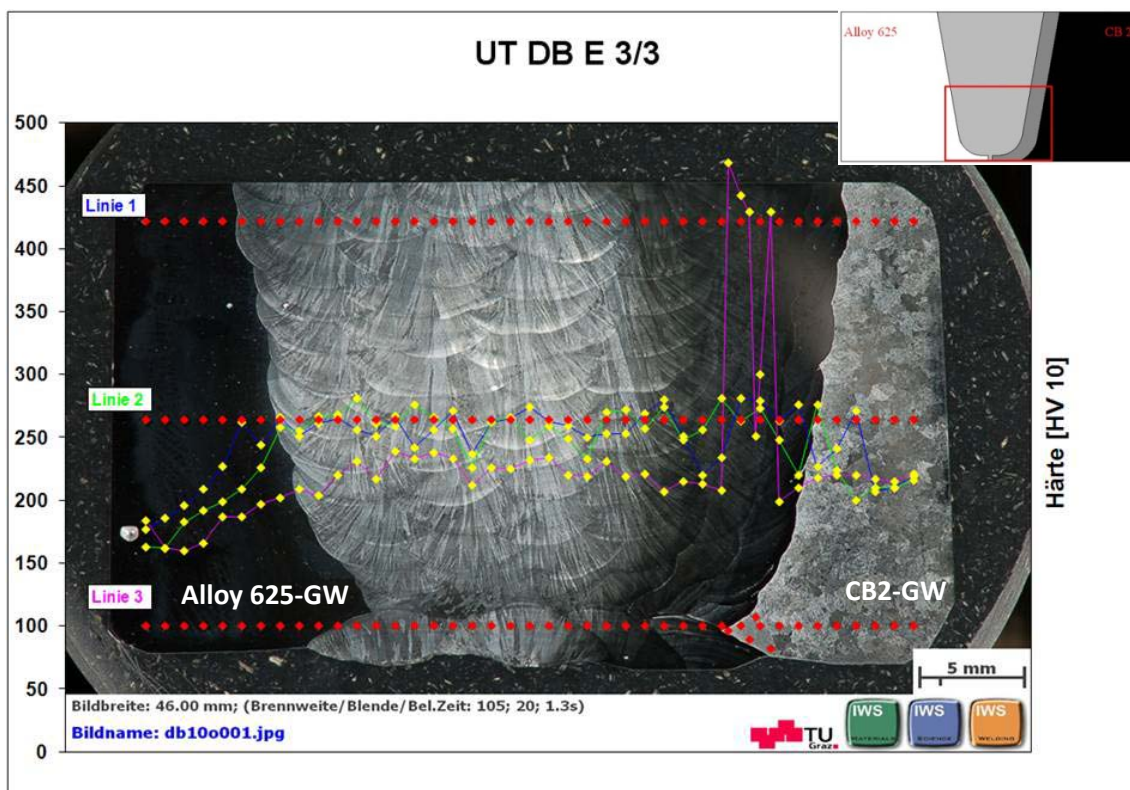


Abbildung 4.31 Härteprüfung nach Vickers; Prüfkraft: HV 10 – Stabelektrodenschweißung.

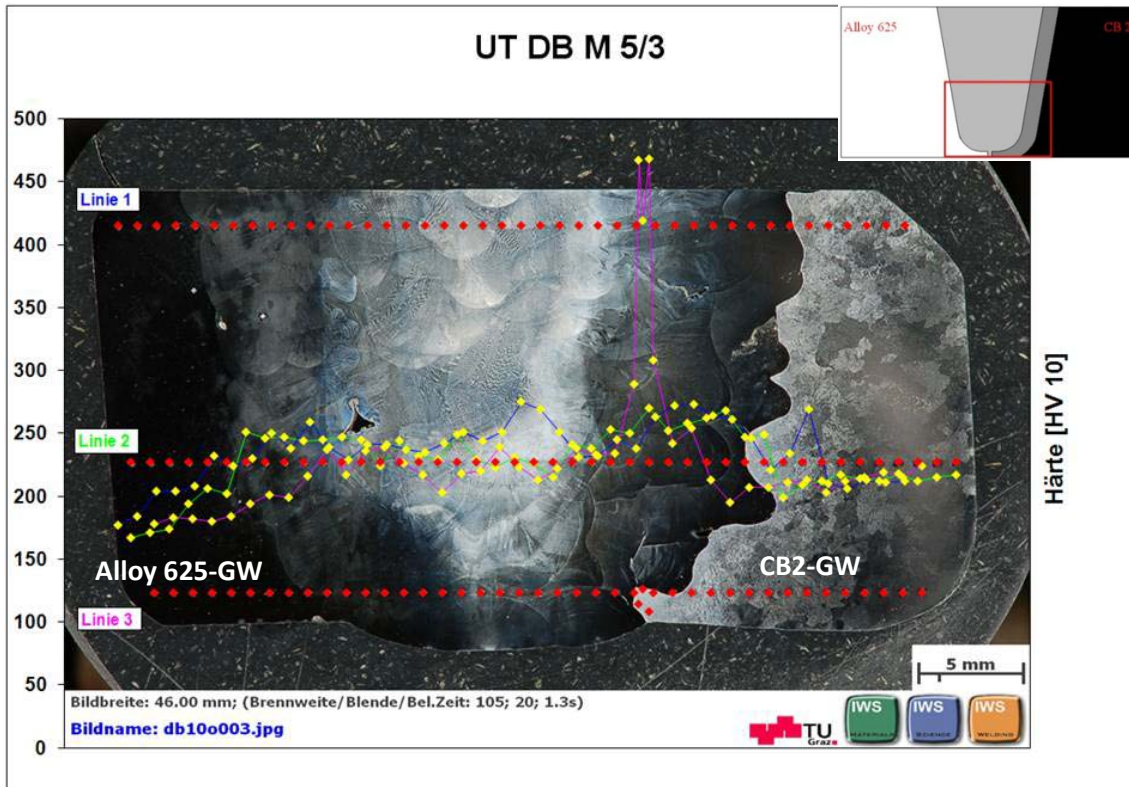


Abbildung 4.32 Härteprüfung nach Vickers; Prüfkraft: HV 10 – Massivdrahtelektrodenschweißung.

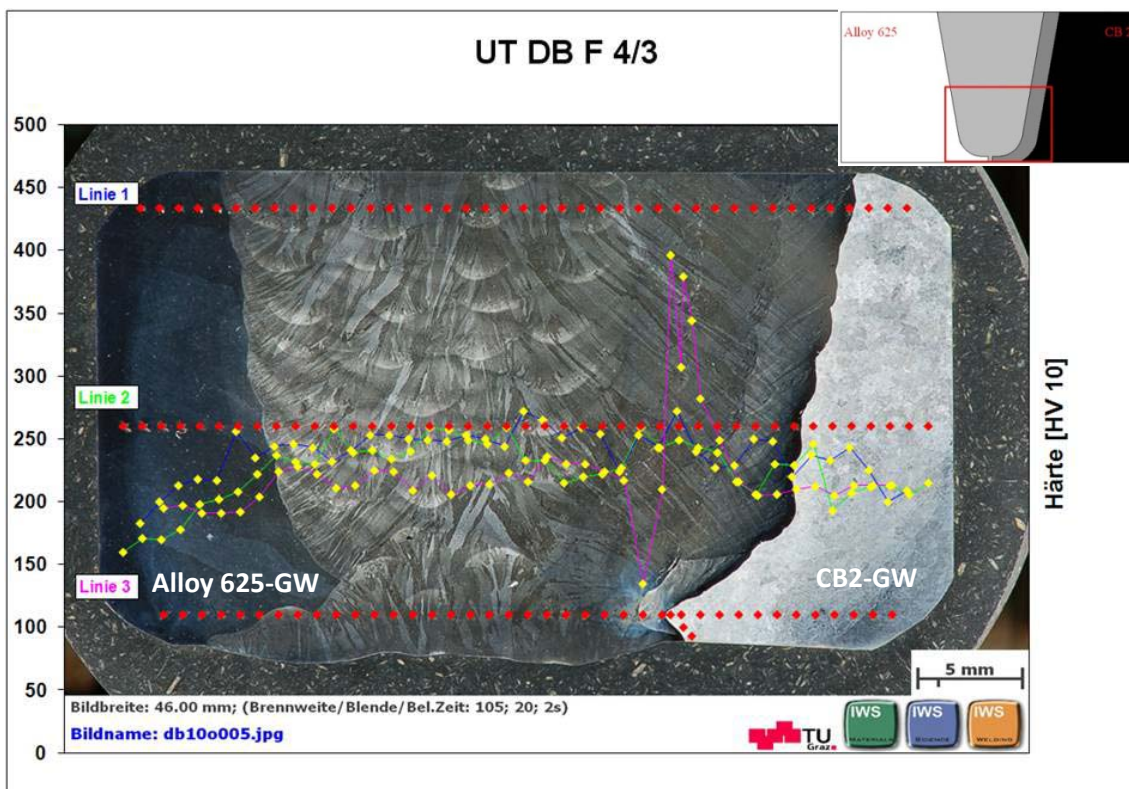


Abbildung 4.33 Härteprüfung nach Vickers; Prüfkraft: HV 10 – Fülldrahtelektrodenschweißung.



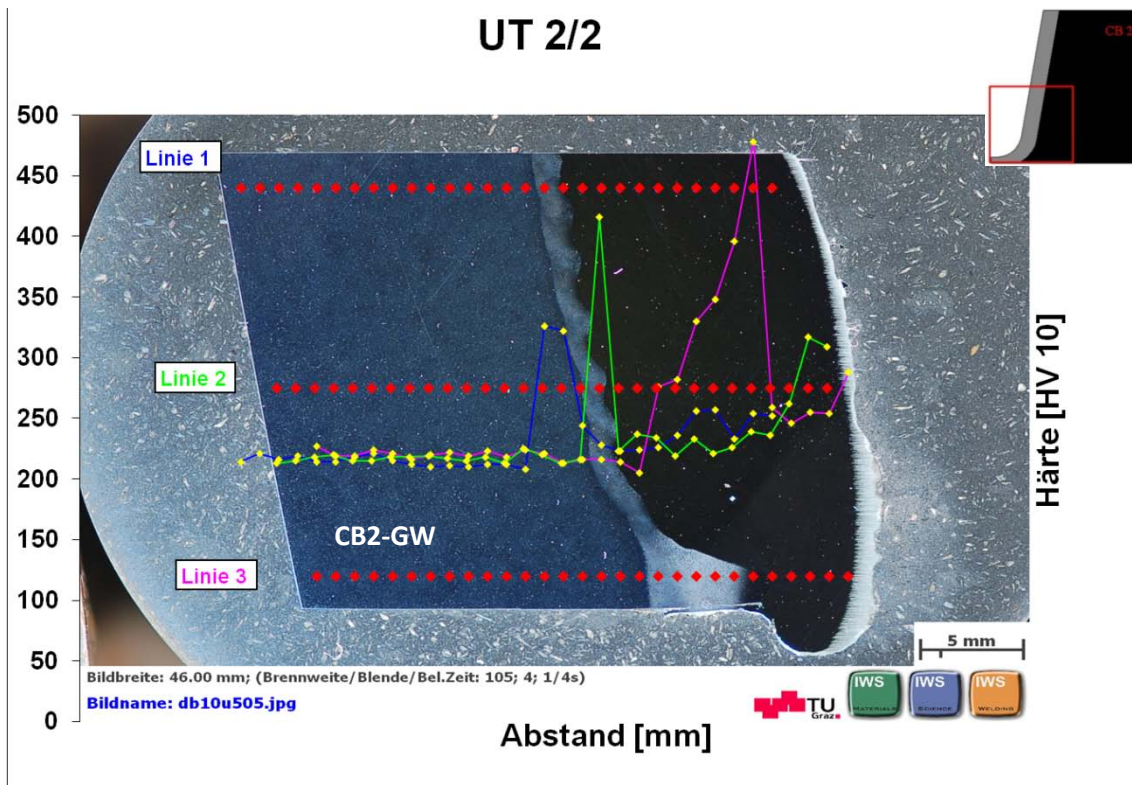


Abbildung 4.34 Härteprüfung nach Vickers; Prüfkraft: HV 10 - Fülldrahtelektrodenschweißung, Pufferung ohne PWHT.

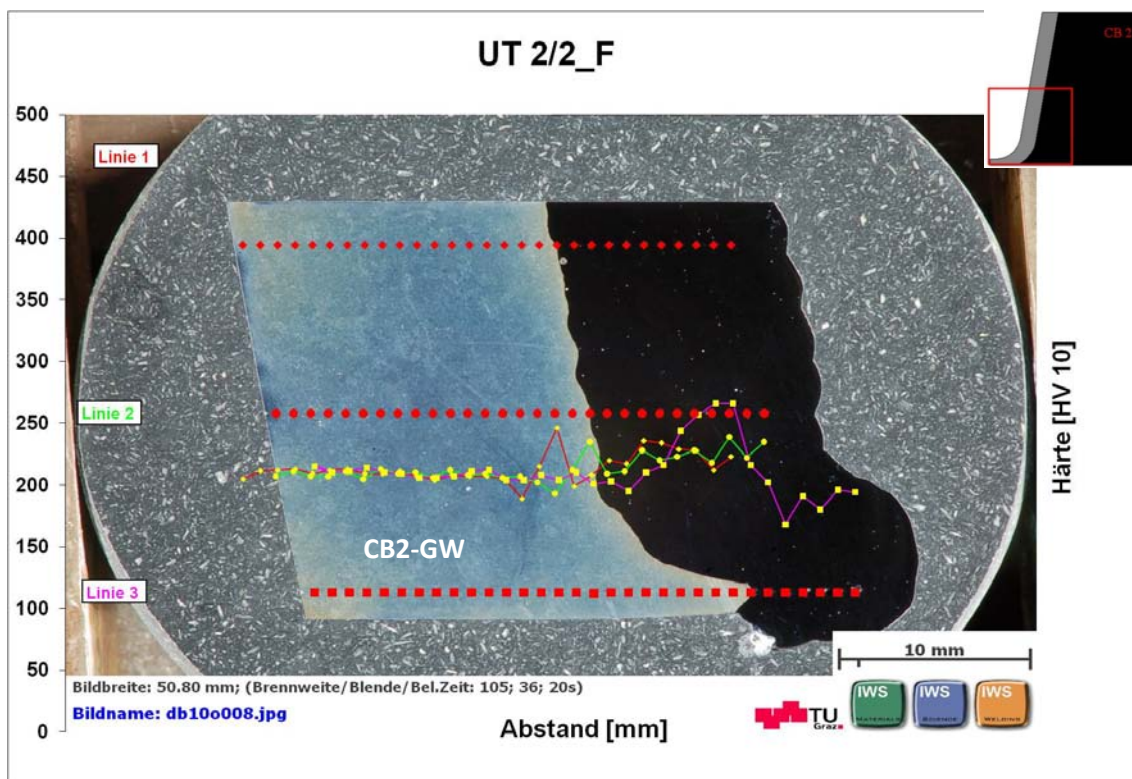


Abbildung 4.35 Härteprüfung nach Vickers; Prüfkraft: HV 10 - Fülldrahtelektrodenschweißung, Pufferung mit PWHT (730°C/8h).

## 4.5 Aufmischungsgrad und chem. Zusammensetzung der ersten und zweiten Lage

Für gewöhnlich wird der Aufmischungsgrad nach Formel 3.6 (S.39) durch das Ausmessen der Flächen  $A_{GW}$  und  $A_{SG}$  bestimmt. Für dieses Verfahren ist eine Referenzlinie von der Kante des nicht aufgeschmolzenen Grundwerkstoffes zu ziehen, um eine Trennung der beiden Flächen im Schweißgut sichtbar zu machen. Da bei den vorliegenden Schweißproben die gesamte Flanke verschweißt wurde, war eine Bestimmung des Aufmischungsgrades nach der konventionellen Methode nicht möglich. Daher wurde der Aufmischungsgrad über die chemische Konzentration eines Elements nach folgender Formel bestimmt (34), (49):

---

Formel 4.1 Bestimmung des Aufmischungsgrades über die chemische Konzentration eines Legierungselementes (34), (49).

- $D$  Aufmischung
- $C_{MZ}$  Konzentration eines Legierungselementes in der Mischungszone
- $C_{RSG}$  Konzentration eines Legierungselementes im reinen Schweißgut
- $C_{GW}$  Konzentration eines Legierungselementes im Grundwerkstoff

Zur Bestimmung der Konzentration der Legierungselemente in der Mischungszone wurde vom Zentrum für Elektronenmikroskopie in Graz eine EDX-Analyse der ersten Lagen durchgeführt. Die Werte der EDX-Analyse sind jedoch mit gewissen Messfehlern behaftet. Aus diesem Grunde wurde der Aufmischungsgrad für die Hauptlegierungselemente (Fe, Ni und Cr) bestimmt und anschließend gemittelt, um die endgültige Aufmischung zu erhalten. Mit diesem Aufmischungsgrad wurde schließlich für jedes Element auf dessen Konzentration in der Mischungszone rückgerechnet.

Formel 4.2 Bestimmung der chemischen Konzentration eines Legierungselementes in der Mischungszone (34), (49).

Nachfolgende Tabellen zeigen die Ergebnisse der Berechnungen. Betrachtet man die mittels EDX-Analyse gemessenen Werte der 3. Lage, so wird deutlich, dass hierbei die Aufmischung bereits sehr gering ist und angesichts der Messungenauigkeit (Messfehler) der EDX-Analyse wurde auf die Bestimmung der chemischen Zusammensetzung der 3. Lage verzichtet. Es wurde angenommen, dass an dieser Stelle bereits reines Schweißgut vorliegt.

Elektrode Ø 2,5					
Elemente	Alloy 625	CB2	1. Lage		1. Lage (wt-%)
	C <sub>RSG</sub>	C <sub>GW</sub>	EDX - C <sub>MZ</sub>	D(%)	
C	0,028	0,134			0,061
Si	0,35	0,274			0,326
Mn	0,08	0,925			0,343
P	0,008	0,014			0,010
S	0,006	0,001			0,004
Cr	22,1	9,435	18,16	31,11	18,159
Ni	62,4	0,144	43,02	31,13	43,027
Mo	9,1	1,501			6,735
Nb	3,42	0,058			2,374
Ti	0,08	0,002			0,056
Al	0,041	0,01			0,031
Co	0,03	0,9903			0,329
Fe	2	86,2323	28,21	31,12	28,212
N	0,041	0,0322			0,038
B	0,002	0,0112			0,005
Cu	0,05	0,039			0,047
V	0	0,197			0,061
Durchschnittliche Aufmischung (D <sub>Mittel</sub> ) in %:				31,12	

Tabelle 4.10 Aufmischungsgrad D und chemische Zusammensetzung der 1. Lage – Stabelektrode, Ø 2,5 mm.

Elektrode Ø 3,2							
Elemente	Alloy 625	1. Lage Ø2,5	2. Lage		3. Lage		2. Lage (wt-%)
	C <sub>RSG</sub>	C <sub>GW</sub>	EDX - C <sub>MZ</sub>	D(%)	EDX - C <sub>MZ</sub>	D(%)	
C	0,031	0,061					0,037
Si	0,320	0,326					0,321
Mn	0,042	0,343					0,106
P	0,005	0,010					0,006
S	0,007	0,004					0,006
Cr	21,851	18,159	21,1	20,35	21,78	3,95	21,073
Ni	63,872	43,027	59,2	22,41	62,89	4,38	59,477
Mo	9,395	6,735					8,834
Nb	3,397	2,374					3,182
Ti	0,060	0,056					0,059
Al	0,033	0,031					0,033
Co	0,001	0,329					0,070
Fe	0,917	28,212	6,51	20,49	1,57	2,52	6,672
N	0,041	0,038					0,041
B	0,002	0,005					0,003
Cu	0,003	0,047					0,012
V	0,014	0,061					0,024
Durchschnittliche Aufmischung (D <sub>Mittel</sub> ) in %:				21,08		3,62	

Tabelle 4.11 Aufmischungsgrad D (bezogen auf die 1. Lage) und chemische Zusammensetzung der 2. Lage – Stabelektrode, Ø 3,2 mm.

Massivdraht										
Elemente	Alloy 625	CB2	1. Lage		2. Lage		3. Lage		1. Lage (wt-%)	2. Lage (wt-%)
	C <sub>RSG</sub>	C <sub>GW</sub>	EDX - C <sub>MZ</sub>	D(%)	EDX - C <sub>MZ</sub>	D(%)	EDX - C <sub>MZ</sub>	D(%)		
C	0,022	0,134							0,053	0,035
Si	0,069	0,274							0,125	0,091
Mn	0,002	0,925							0,255	0,103
P	0,003	0,014							0,006	0,004
S	0,001	0,001							0,001	0,001
Cr	22,963	9,435	18,77	31,00	20,79	14,55	21,94	7,56	19,251	21,485
Ni	64,121	0,144	47,92	25,32	58,71	8,62	64,3	0,28	46,564	57,132
Mo	8,865	1,501							6,844	8,060
Nb	3,643	0,058							2,659	3,252
Ti	0,184	0,002							0,134	0,164
Al	0,077	0,01							0,058	0,069
Co	0,015	0,9903							0,282	0,121
Fe	0,002	86,2323	22,43	26,01	8,28	9,60	0,58	0,67	23,666	9,422
N	0,021	0,0322							0,024	0,022
B	0,002	0,0112							0,005	0,003
Cu	0,004	0,039							0,014	0,008
V	0,006	0,197							0,058	0,027
Durchschnittliche Aufmischung (D <sub>Mittel</sub> ) in %:			27,44		10,92		2,84			

Tabelle 4.12 Aufmischungsgrad D und chemische Zusammensetzung der 1. und 2. Lage – Massivdrahtelektrode.

Fülldraht										
Elemente	Alloy 625	CB2	1. Lage		2. Lage		3. Lage		1. Lage (wt-%)	2. Lage (wt-%)
	C <sub>RSG</sub>	C <sub>GW</sub>	EDX - C <sub>MZ</sub>	D(%)	EDX - C <sub>MZ</sub>	D(%)	EDX - C <sub>MZ</sub>	D(%)		
C	0,024	0,134							0,038	0,0295
Si	0,391	0,274							0,376	0,3858
Mn	0,002	0,925							0,121	0,0457
P	0,003	0,014							0,004	0,0035
S	0,003	0,001							0,003	0,0029
Cr	20,698	9,435	18,86	16,32	19,67	9,13			19,255	20,1684
Ni	65,815	0,144	59,3	9,92	64,71	1,68			57,400	62,7248
Mo	9,892	1,501							8,817	9,4975
Nb	3,119	0,058							2,726	2,9747
Ti	0,046	0,002							0,041	0,0442
Al	0,009	0,01							0,009	0,0087
Co	0,011	0,9903							0,137	0,0574
Fe	0,002	86,2323	10,52	12,20	2,85	3,30			11,051	4,0590
N	0,021	0,0322							0,022	0,0212
B	0,002	0,0112							0,003	0,0024
Cu	0,000	0,039							0,005	0,0018
V	0,009	0,197							0,033	0,0178
Durchschnittliche Aufmischung (D <sub>Mittel</sub> ) in %:			12,81		4,71					

Tabelle 4.13 Aufmischungsgrad D und chemische Zusammensetzung der 1. und 2. Lage – Fülldrahtelektrode.

**Anmerkungen:**

- Der Aufmischungsgrad in der Tabelle 4.11 bezieht sich nicht, wie bei den übrigen Tabellen, auf den CB2 sondern auf die 1. Lage, da dort ein anderer Elektrodendurchmesser mit einer abweichenden chemischen Zusammensetzung Verwendung fand.
- Die EDX-Analysen wurden aus den ersten drei Lagen im Flankenbereich des CB2 der Proben durchgeführt. Die 1. Schweißraupe der Pufferlage im Wurzelbereich hat eine höhere Aufmischung als die restlichen Raupen, da die darauf folgenden Raupen jeweils bis zu einem gewissen Teil auf die vorherigen Raupen aufbauen. Dadurch kommt es, bezogen auf den CB2, zu einer geringeren Aufmischung der darauf folgenden Raupen. Ein solches Phänomen ist besonders bei der Schweißung mit der Fülldrahtelektrode zu beobachten (siehe Abbildung 4.10), da die Raupen sehr flach sind und im hohen Maße auf die davor liegenden Raupen aufbauen.
- Das Auffinden der 2. und 3. Lage mittels EDX-Analyse am REM stellte sich als schwierig heraus. Für zukünftige Arbeiten ähnlicher Art würde es sich anbieten, die zu untersuchenden Lagen vor der REM-Untersuchung mittels Mikrohärteeindrücken zu markieren.

**Interpretation der Ergebnisse:**

- Die Stabelektroden-Schweißung weist die höchste Aufmischung (höchster Fe-Gehalt) in der 1. Lage auf, gefolgt von den Schweißungen des Massivdrahts und des Fülldrahtes.
- Die Messungen zeigen zudem deutlich, dass bereits ab der 3. Lage die Aufmischung sehr gering ist (nahezu reines Schweißgut).
- Mit einer höheren Aufmischung steigt der C-Gehalt und es sinken der Mo- und der Nb-Gehalt im Schweißgut.
- Die Stabelektroden-Schweißungen weisen sowohl im reinen Schweißgut als auch in der 1. und 2. Lage das höchste C/Nb-Verhältnis auf, dies könnte mit ein Grund für deren Beständigkeit gegenüber Heißbrissen sein (Tabelle 4.14).

	1. Lage			2. Lage			reines Schweißgut		
	C	Nb	C/Nb	C	Nb	C/Nb	C	Nb	C/Nb
<b>Stabelektrode Ø 2,5</b>	0,061	2,374	0,026	-	-	-	0,028	3,420	0,0082
<b>Stabelektrode Ø 3,2</b>	-	-	-	0,037	3,182	0,012	0,031	3,397	0,0090
<b>Massivdrahtelektrode</b>	0,053	2,659	0,020	0,035	3,252	0,011	0,022	3,643	0,0061
<b>Fülldrahtelektrode</b>	0,038	2,726	0,014	0,029	2,974	0,010	0,024	3,119	0,0078

Tabelle 4.14 Vergleich des C/Nb-Verhältnis in den ersten zwei Lagen und dem reinen Schweißgut.

## 4.6 MatCalc-Simulation

Die thermodynamischen Gleichgewichts- und Mikroseigerungsberechnungen (Scheil) wurden mittels der Software MatCalc 5.41 durchgeführt. Für die Berechnungen wurde für Stahl die thermodynamische Gleichgewichtsdatenbank „mc\_steel\_2009\_11\_09.tdb“ und für die Nickelbasis-Legierung die „Ni-data\_v50.tdb“-Datenbank verwendet.

### 4.6.1 Gleichgewichts-Berechnung

#### 4.6.1.1 Grundwerkstoff CB2

Abbildung 4.36 zeigt die berechneten Phasenanteile als Funktion der Temperatur für den CB2. Aus der Abbildung geht hervor, dass sich die  $M_{23}C_6$  mit dem Beginn der Austenit-Bildung aufzulösen beginnen (siehe Kapitel 3.1.6). Bis zu 650°C, der maximalen Einsatztemperatur des CB2, nehmen die  $M_{23}C_6$  den größten Anteil an sekundären Phasen ein, gefolgt von der Laves-Phase und der Z-Phase. Darüber hinaus ist deutlich zu erkennen, dass die Bildung der für die Kriechbeständigkeit so ungünstigen Z-Phase mit der Auflösung der VN und der partiellen Auflösung der NbC bei ca. 800°C einhergehen.  $M_2B$  und TiN bleiben über weite Bereiche bis zur Bildung des  $\delta$ -Ferrits bzw. der flüssigen Phase thermodynamisch stabil.

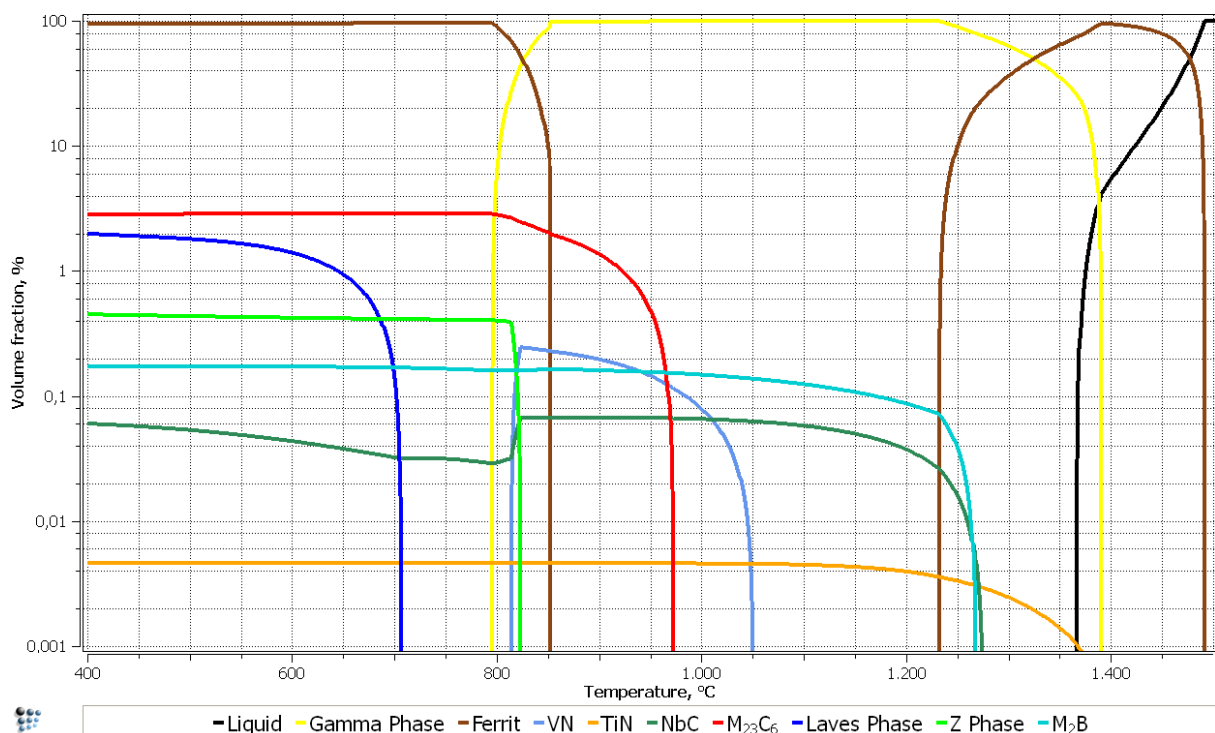


Abbildung 4.36 Phasen-Mengen-Diagramm für CB2 (MatCalc).

Phasenübergänge	Temperatur, °C
$A_{e1}$	795
$A_{e3}$	852
$A_{e4}$	1232
Solidus-Temperatur	1367
Liquidus-Temperatur	1491

Tabelle 4.15 Berechnete Gleichgewichts-Phasenumwandlungstemperaturen – CB2 (MatCalc).

#### 4.6.1.2 Grundwerkstoff Alloy 625

Vergleicht man das Erstarrungsverhalten von Alloy 625 (siehe Kapitel 3.2.3.2) mit der thermodynamischen Gleichgewichts-Berechnung (Abbildung 4.37), so geht hervor, dass sich die Laves-Phase zwar bei der Erstarrung bildet, jedoch thermodynamisch nur bei sehr niedrigen Temperaturen stabil ist. MX sind in der Gleichgewichtsberechnung über weite Bereiche thermodynamisch stabil.  $M_6C$  lösen sich, wie in der Literatur (42) beschrieben, bei tieferen Temperaturen zu Gunsten der  $M_{23}C_6$  auf. Den größten Phasenanteil bildet die  $\delta$ -Phase, welche entgegen - den Beobachtungen aus der Literatur (vgl. Kapitel 3.2.4) - nur bis ungefähr 900°C thermodynamisch stabil zu sein scheint.

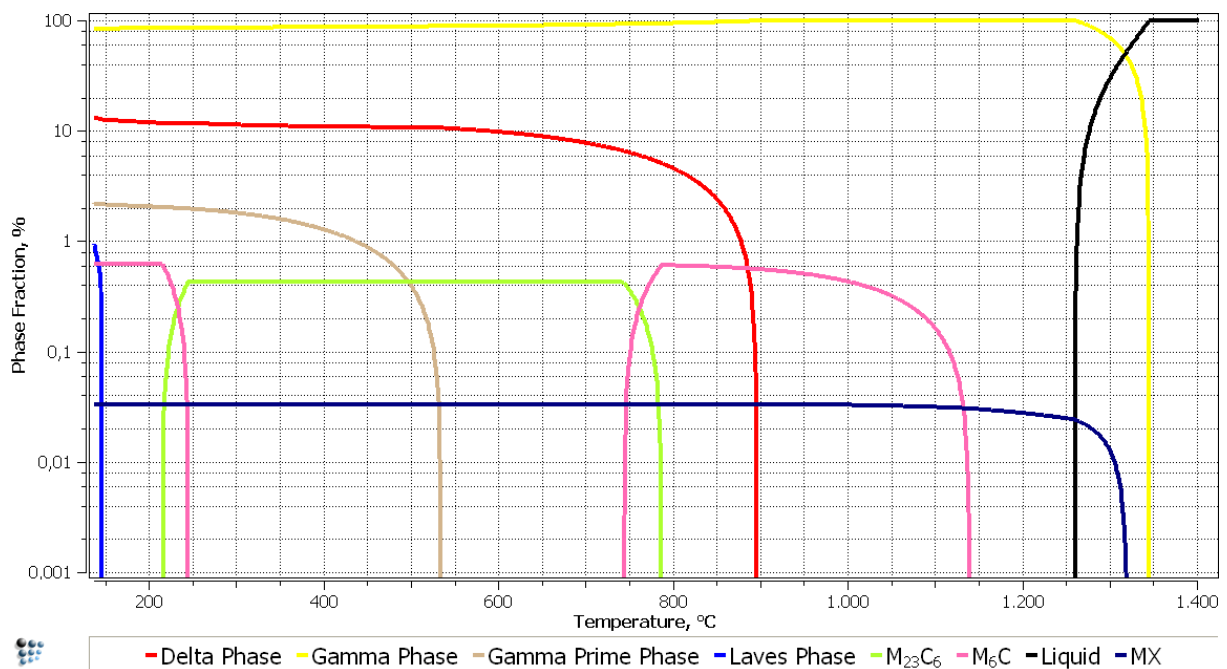


Abbildung 4.37 Phasen-Mengen-Diagramm für Alloy 625 (MatCalc).

Phasenübergänge	Temperatur, °C
Solidus-Temperatur	1261
Liquidus-Temperatur	1344

Tabelle 4.16 Berechnete Gleichgewichts-Temperaturen der Phasenumwandlungen – Alloy 625 (MatCalc).

#### 4.6.2 Scheil-Gulliver-Berechnung

Wie in Kapitel 3.2.3 (S.29) bereits erläutert, beschreibt die Scheil-Gulliver-Gleichung (Formel 3.5, S.32) die Verteilung der Legierungselemente während der Erstarrung, wobei eine Festkörperdiffusion ausgeschlossen und eine vollständige Diffusion der Elemente in der flüssigen Phase angenommen wird. An dieser Stelle wurde bereits erwähnt, dass diese Annahmen für Nickelbasis-Legierungen mit Ausnahme der interstitiellen Legierungselemente, wie Kohlenstoff, Bor und Stickstoff überaus genau zutreffen.

Die in der Software MatCalc implementierte Scheil-Gulliver-Methode erlaubt sowohl die Berechnung des Anteils, als auch der Zusammensetzung aller Phasen während der Erstarrung (63). Um eine noch realitätsnähere Abbildung der Erstarrung zu erhalten, ist es mit der Software MatCalc möglich, für gewisse Atome eine Festkörperdiffusion mit unendlich hoher Diffusionsgeschwindigkeit zu gestatten (64).

Angesichts des hohen Diffusionsvermögens sehr kleiner Atome in Nickel (siehe Kapitel 3.2.3.1) wurde bei den nachfolgenden Simulationen eine Festkörperdiffusion ("Back diffusion") für die Elemente B, C und N zugelassen (Abbildung 4.38).

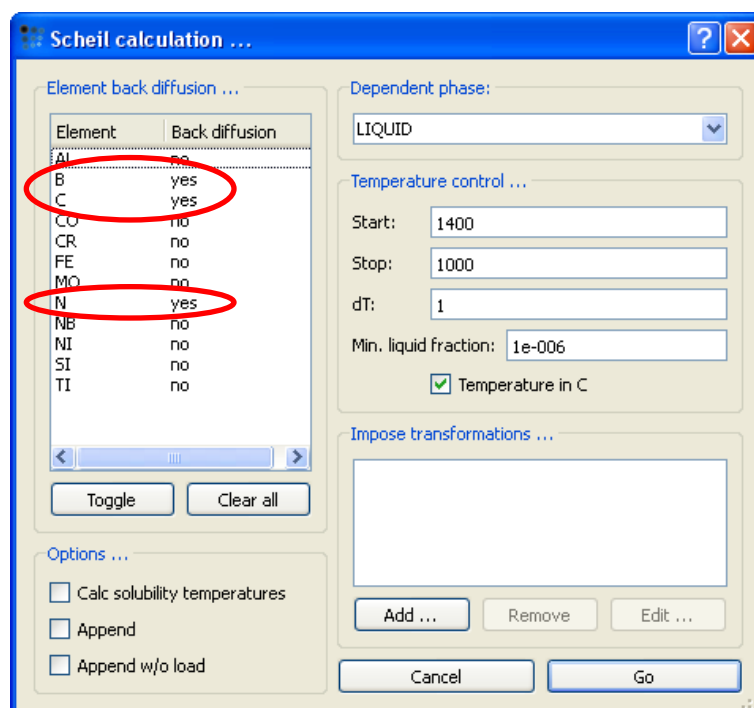


Abbildung 4.38 Befehlsfenster zum Ausführen der Scheil-Berechnungen in MatCalc.



Die Abbildung 4.39 bis Abbildung 4.56 zeigen die Ergebnisse der Scheil-Gulliver-Berechnungen mittels der Software MatCalc.

Betrachtet man die chemische Zusammensetzung der MX-Ausscheidungen, so stellt man fest, dass es davon 2 MX-Typen gibt, nämlich Ti-reiche Nitride (TiN) und Nb-reiche Karbide (NbC). Bei allen Simulationen begannen sich TiN schon sehr früh aus der Schmelze auszuschcheiden, danach setzte die Bildung der Matrixphase ein. Der Bildung der Matrixphase folgt die Ausscheidung von NbC, danach setzte, je nach Schweißung und Aufmischungsgrad, in unterschiedlicher Reihenfolge die Bildung von  $M_6C$ , der Laves-Phase und von Boriden ( $M_3B_2$ ) ein. Allen Simulationen war gemeinsam, dass mit steigender Aufmischung der Anteil an sekundären Phasen zunahm; in besonderem Maße war eine Zunahme der Laves-Phase zu erkennen. Dafür verantwortlich ist vermutlich der mit erhöhter Aufmischung des CB2 steigende Fe-Gehalt im Schweißgut, wodurch speziell Mo und Nb stärker seigern und so im besonderen Maße die Laves-Phasenbildung begünstigt wird (vgl. Kapitel 3.2.3.3, S.39).

In Tabelle 4.17 sind die mit Hilfe von MatCalc berechneten Erstarrungsbereiche zu sehen. Der Beginn der Erstarrung wurde mit dem Einsetzen der Matrixphasenbildung festgelegt. Die das Ende der Erstarrung bestimmende Temperatur wurde, basierend auf den Untersuchungen von Rindler et al. (65), bei einem Phasenanteil von 5% Restschmelze bestimmt.

	1. Lage			2. Lage			reines Schweißgut		
	$T_{\text{Beginn } \gamma \text{ Phase}}$	$T_{5\% \text{ Liquid}}$	$\Delta T$	$T_{\text{Beginn } \gamma \text{ Phase}}$	$T_{5\% \text{ Liquid}}$	$\Delta T$	$T_{\text{Beginn } \gamma \text{ Phase}}$	$T_{5\% \text{ Liquid}}$	$\Delta T$
<b>Stabelektrode</b>	1380	1167	<b>213</b>	1354	1122	<b>232</b>	1344	1141	<b>203</b>
<b>Massivdrahtelektrode</b>	1380	1144	<b>236</b>	1362	1121	<b>241</b>	1343	1125	<b>218</b>
<b>Fülldrahtelektrode</b>	1364	1124	<b>240</b>	1354	1139	<b>215</b>	1347	1151	<b>196</b>

Tabelle 4.17 Berechnete Erstarrungsbereiche der Schweißgüter der Alloy 625 (MatCalc).

Die der Erstarrungsintervalle der 1. und 2. Lage (also mit steigender Aufmischung) sind bei allen Schweißzusätzen größer als jene des reinen Schweißgutes. Darüber hinaus ist zu erkennen, dass bei den Schweißungen mit den Stabelektroden und der Massivdrahtelektrode das Erstarrungsintervall in der 2. Lage am größten ist. Bei der Schweißung mit der Fülldrahtelektrode ist hingegen das Erstarrungsintervall in der 1. Lage am größten. Auffallend ist, dass bei der stark Heißriss-gefährdeten 1. Lage das Schweißgut der Stabelektrode über das geringste Erstarrungsintervall verfügt. Der Vergleich mit dem reinen Schweißgut ergibt, dass das Schweißgut der Fülldrahtelektrode das kleinste Erstarrungsintervall aufweist, gefolgt von dem Schweißgut der Stabelektroden und der Massivdrahtelektrode. Letztere zeigt das größte Erstarrungsintervall. Bei allen Simulationen setzt mit steigender Aufmischung die Bildung der Matrixphase immer früher ein.

#### 4.6.2.1 Interpretation der Ergebnisse in Bezug auf die Heißrissanfälligkeit

Der Einfluss der Aufmischung der Pufferlagen am CB2 auf die Heißrissanfälligkeit ist insofern schwierig, da konkurrierende Prozesse ablaufen. So kommt es etwa mit steigender Aufmischung zu einer Abnahme des Mo- und Nb-Gehalts und zu einer Zunahme des C-Gehalts und infolgedessen zu einem höheren C/Nb-Verhältnis, beides sollte sich positiv auf die Vermeidung von Heißrissen auswirken. Dem wirkt der mit steigender Aufmischung zunehmende Fe-Gehalt entgegen, welcher die Bildung niedrig schmelzender Phasen (insbesondere der Laves-Phase) fördert.

Um den Einfluss der Legierungselemente - im Speziellen den Einfluss von Nb, C und Fe - auf das Erstarrungsverhalten besser zu verstehen, wurden zwei weitere Simulationen der Stabelektrodenschweißung durchgeführt. Dabei wurde die chemische Zusammensetzung der Hauptlegierungselemente Fe, Cr und Ni entsprechend der 1. und 2. Lage gewählt. Die restlichen Legierungselemente (also auch Nb und C) entsprachen der Zusammensetzung des reinen Schweißgutes. Im Phasenmengendiagramm der Abbildung 11.10 und Abbildung 11.11 (S.144) sind die Ergebnisse dieser Simulationen zu sehen.

Vergleicht man die Temperaturen ab der sich die Matrixphase ( $\gamma$ -Phase) zu bilden beginnt (Abbildung 4.40 mit Abbildung 11.10 bzw. in Abbildung 4.41 mit Abbildung 11.11), so stellt man fest, dass diese nicht vom Fe-Gehalt abhängig sind. Vielmehr führt ein höheres C/Nb-Verhältnis, wie in der Literatur (47) beschrieben, zu einer Bildung der Matrixphase bei höheren Temperaturen.

Vergleicht man o.g. Abbildungen bezüglich der Laves-Phasen-Ausscheidung, so stellt man fest, dass diese in den einzelnen Lagen bei nahezu gleichen Temperaturen beginnen. Daraus kann geschlossen werden, dass das Einsetzen der Laves-Phasen-Ausscheidung nur vom Fe-Gehalt abhängt.

Aus den Abbildung 11.10 und Abbildung 11.11 kann man weiters erkennen, dass der Phasenanteil der Laves-Phase im Vergleich zu Abbildung 4.40 bzw. Abbildung 4.41 deutlich erhöht ist. Dies kann dadurch begründet werden, dass ein höherer C- bzw. niedriger Nb-Gehalt (d. h. ein höheres C/Nb-Verhältnis) einen Teil des Nb schon früher in Form von Nb-Karbid bindet, wodurch weniger Nb für die Bildung der Laves-Phase zur Verfügung steht.

Die Berechnung der Erstarrungsintervalle bei Berücksichtigung der Aufmischung der Hauptlegierungselemente (Fe, Ni, Cr) lieferte für die 1. Lage 219°C und für die 2. Lage 245°C. Da beide Werte über jenen aus der Simulation mit der wahren chem. Zusammensetzung liegen (Tabelle 4.17), kann geschlossen werden, dass ein hohes C/Nb-Verhältnis zwar die Bildung der Matrixphase zu höheren Temperaturen verschiebt, jedoch ein Teil der Restschmelze schon sehr früh in Form von

NbC aufgebraucht und als Folge dessen der Phasenanteil der Laves-Phase geringer ist und die Erstarrung früher abgeschlossen wird.

Bei der Berechnung der Erstarrungsintervalle zeigten sowohl die Simulationen mit der realen chemischen Zusammensetzung als auch die Simulationen mit Variation der Hauptlegierungselemente eine Zunahme des Erstarrungsintervalls in der 2. Lage und eine Abnahme in der 1. Lage (Bei allen Simulationen liegen die Erstarrungsintervalle jedoch noch immer über jenen des reinen Schweißgutes). Daraus kann man den Schluss ziehen, dass trotz erhöhtem Seigerungsverhalten der Legierungselemente (vor allem Nb und Mo), die durch den steigenden Fe-Gehalt bedingte immer früher einsetzende Ausscheidung der Laves-Phase in der 1. Lage zu einer Abnahme des Erstarrungsintervalls führt.

Die Erstarrungssimulationen der einzelnen Lagen für das Schweißgut des Fülldrahtes (Abbildung 4.51 bis Abbildung 4.56) sind ähnlich jenen der Stabelektrode. D.h. es treten geringere Anteile an sekundären Phasen (aufgrund des niedrigeren Fe-Gehalts in den einzelnen Lagen) und ein im Vergleich zum Schweißgut der Stabelektroden relativ hohe Anteile an  $M_6C$  auf. Im Unterschied zu Stabelektroden steigt bei den Fülldrahtelektroden das Erstarrungsintervall der reinen Schweißgüter immer an. Grund hierfür ist die sehr geringe Aufmischung (12,81% in der 1. bzw. 4,71% in der 2. Lage siehe Tabelle 4.13).

Ein gänzlich anderes Bild zeigt sich beim Massivdraht (Abbildung 4.45 bis Abbildung 4.50). Wegen dem sehr niedrigen C/Nb-Verhältnisses wird hier die Bildung von NbC beinahe gänzlich unterdrückt und sowohl der Phasenanteil der Laves-Phase als auch der Erstarrungsbereich ist im Vergleich zu den anderen Simulationen des reinen Schweißgutes am größten. Wie bereits Cieslak (47) beobachtet hatte, kommt es bei einem geringen C-Gehalt zu einer starken Bildung von  $M_6C$ . Die Erhöhung des C/Nb-Verhältnisses kann in diesem Fall kaum dem negativen Einfluss des steigenden Fe-Gehalts entgegenwirken, letzterer bewirkt ein sehr großes Erstarrungsintervall in allen Lagen.

Das größte Erstarrungsintervall weist das Schweißgut der Fülldrahtelektrode auf (241°C in der 1. Lage), dicht gefolgt vom Schweißgut der Massivdrahtelektrode (240°C in der 2. Lage). Auffallend ist, dass bei beiden der Fe-Gehalt in etwa bei 10% liegt. Eine mögliche Erkenntnis aus diesen Untersuchungen könnte somit sein, dass im Zuge der Aufmischung ein Fe-Gehalt von in etwa 10% vermieden werden soll. Eine genauere Untersuchung dieses Phänomens, d. h. die experimentelle Bestimmung des Erstarrungsintervalls wäre darüber hinaus zielführend.

---

**Anmerkung:** Die Simulationsergebnisse für die Fülldrahtelektrodenschweißung müssen kritisch betrachtet werden, da bei dieser Schweißung nicht aufgeschmolzene Mo-Partikel im Schweißgut gefunden wurden und somit nicht, wie in der Simulation angenommen, gelöst in der Schmelze vorliegen.

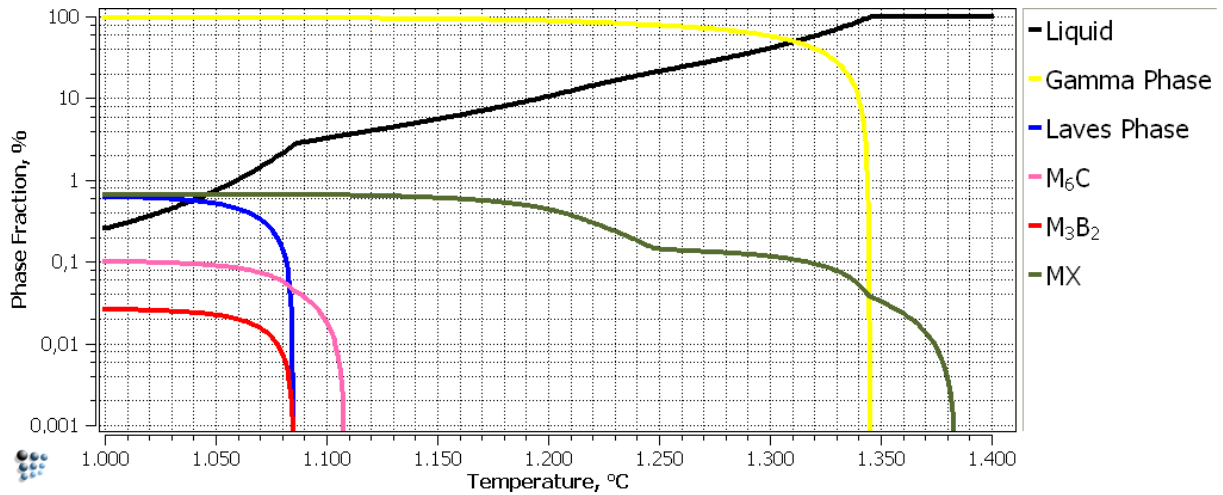


Abbildung 4.39 Scheil-Gulliver-Berechnung – Stabelektrode  $\varnothing$  3,2 mm – reines Schweißgut.

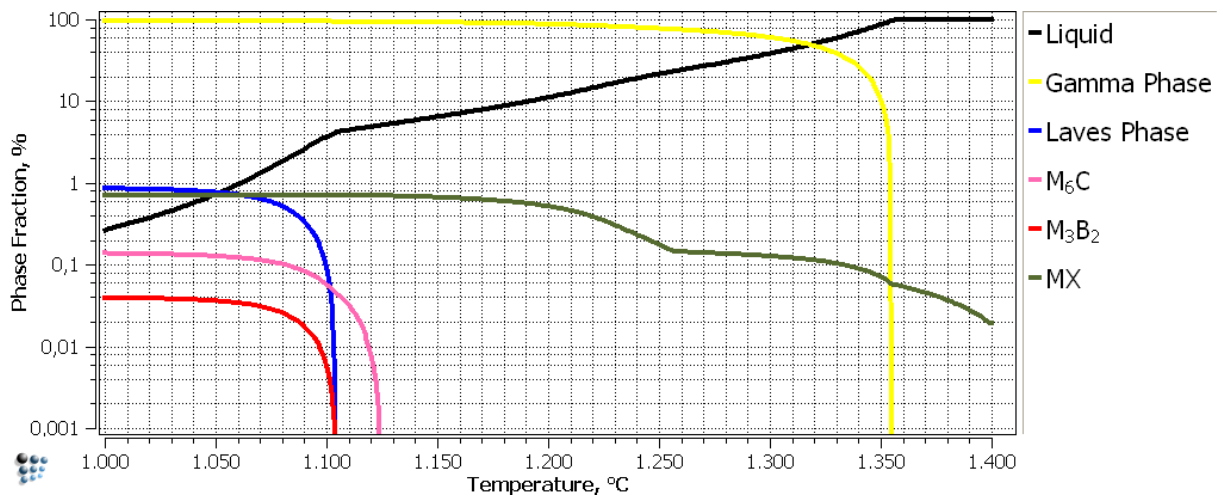


Abbildung 4.40 Scheil-Gulliver-Berechnung – Stabelektrode  $\varnothing$  3,2 mm – 2. Lage.

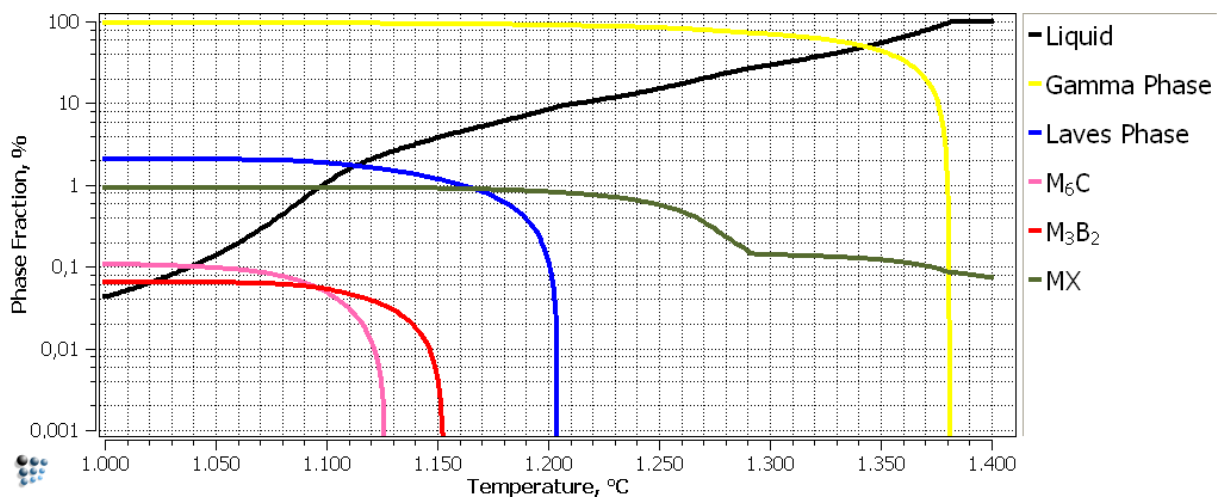


Abbildung 4.41 Scheil-Gulliver-Berechnung – Stabelektrode  $\varnothing$  2,5 mm – 1. Lage.

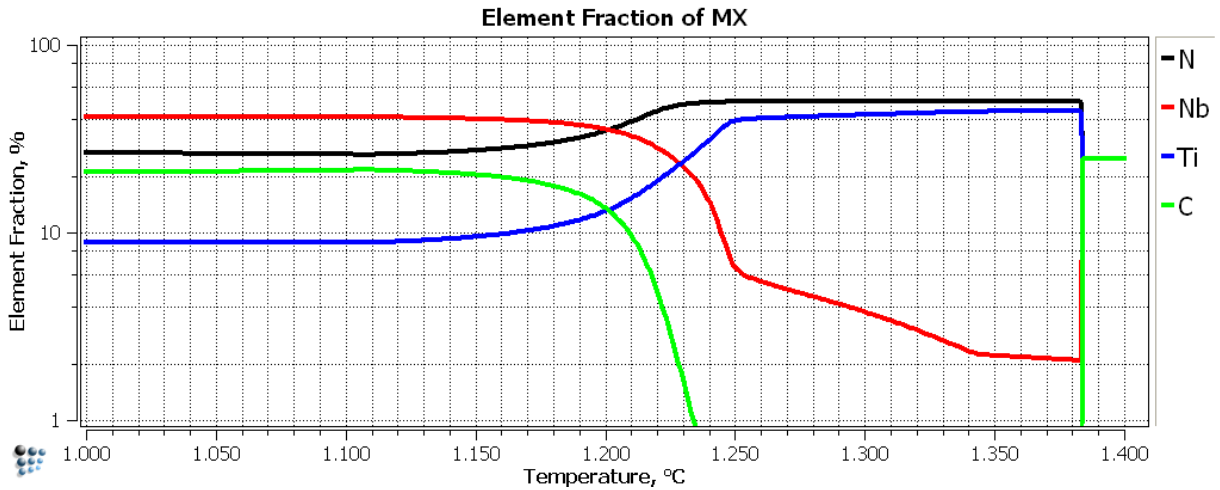


Abbildung 4.42 Berechnung der chemischen Zusammensetzung von MX – Stabelektrode  $\varnothing$  3,2 mm – reines Schweißgut.

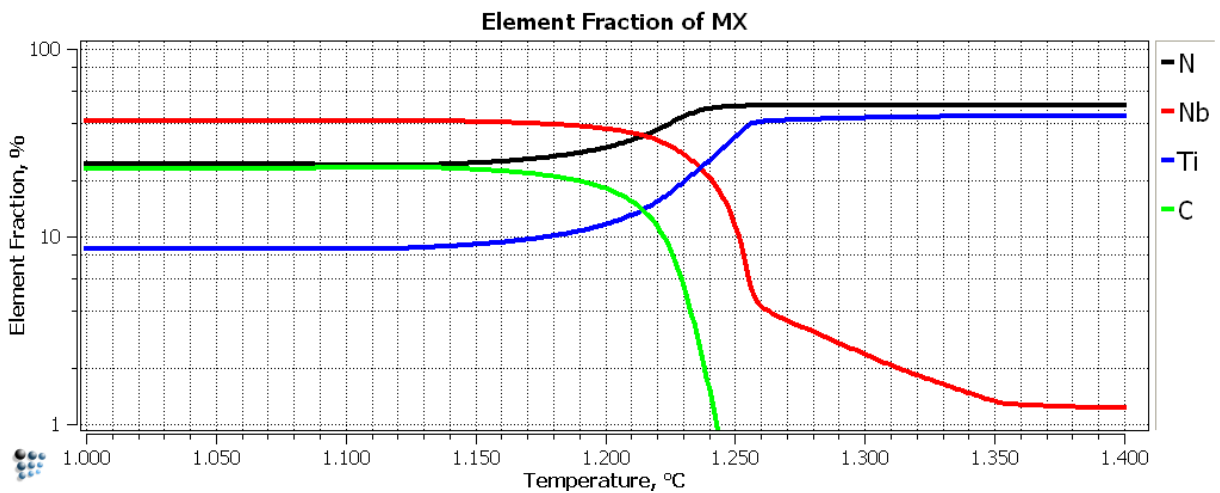


Abbildung 4.43 Berechnung der chemischen Zusammensetzung von MX – Stabelektrode  $\varnothing$  3,2 mm – 2. Lage.

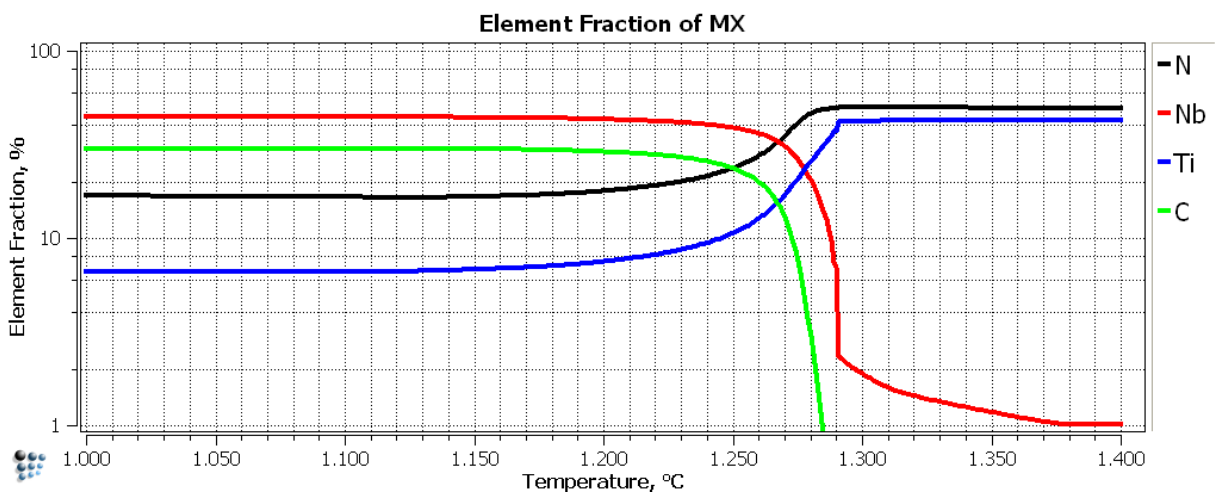


Abbildung 4.44 Berechnung der chemischen Zusammensetzung von MX – Stabelektrode  $\varnothing$  2,5 mm – 1. Lage.

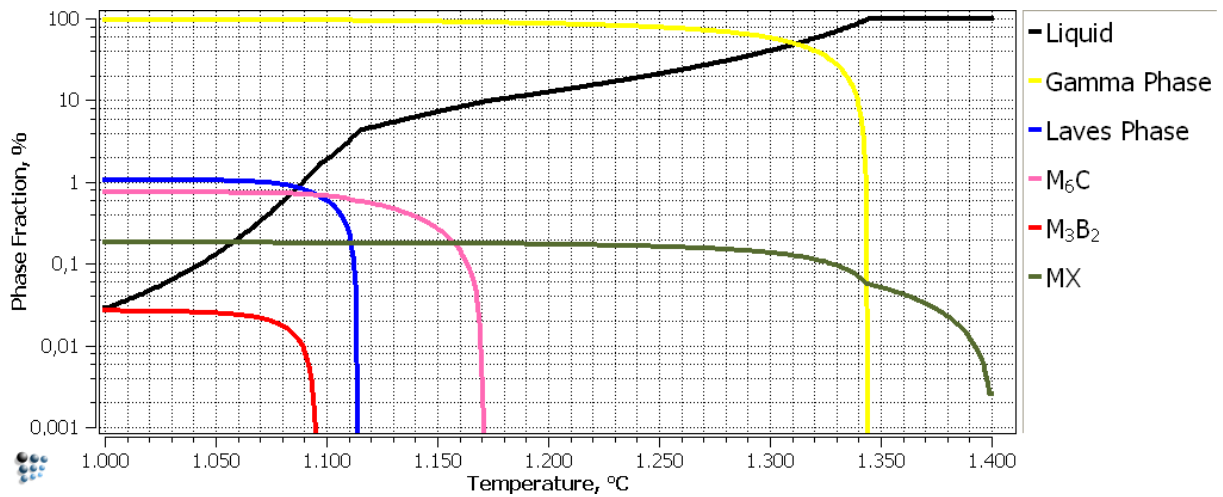


Abbildung 4.45 Scheil-Gulliver-Berechnung – Massivdrahtelektrode – reines Schweißgut.

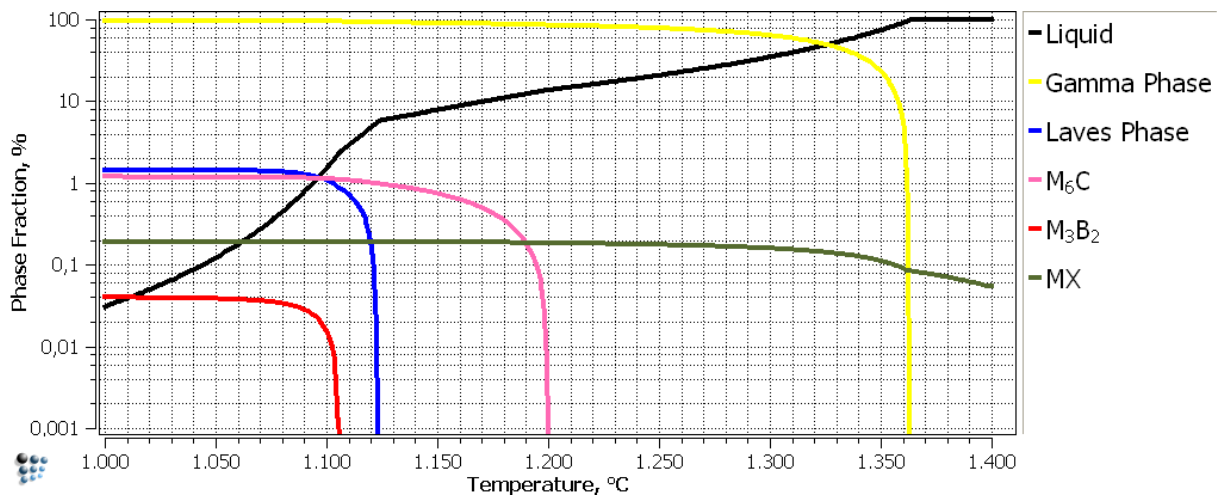


Abbildung 4.46 Scheil-Gulliver-Berechnung – Massivdrahtelektrode Ø 3,2 mm – 2. Lage.

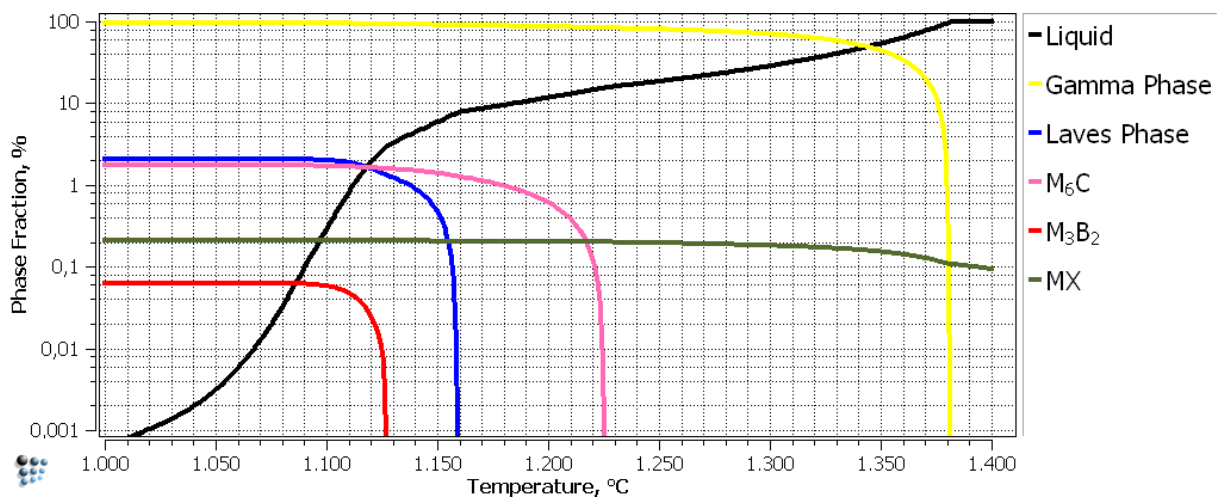


Abbildung 4.47 Scheil-Gulliver-Berechnung – Massivdrahtelektrode Ø 3,2 mm – 1. Lage.

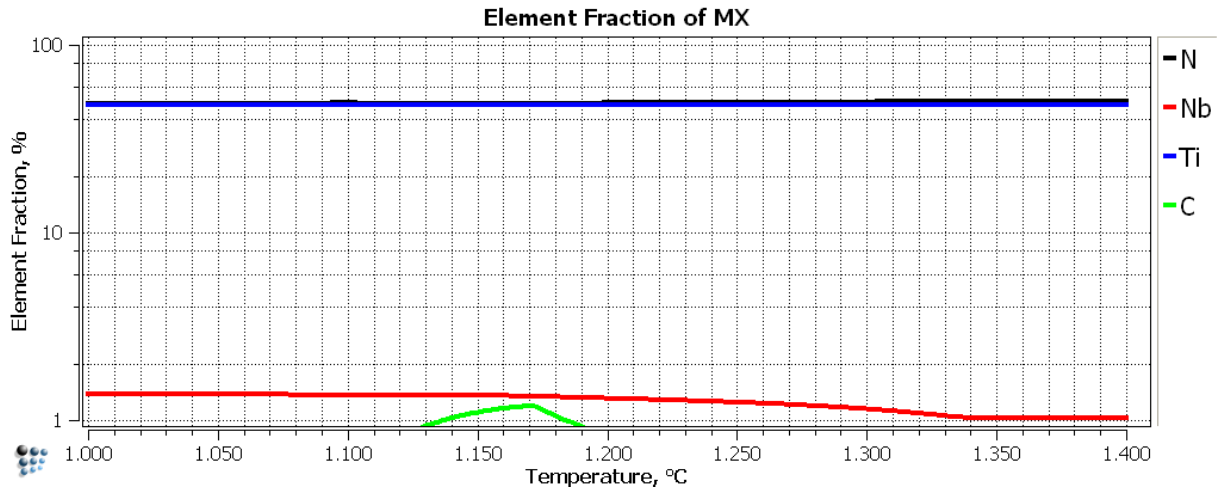


Abbildung 4.48 Berechnung der chemischen Zusammensetzung von MX – Massivdrahtelektrode – reines Schweißgut.

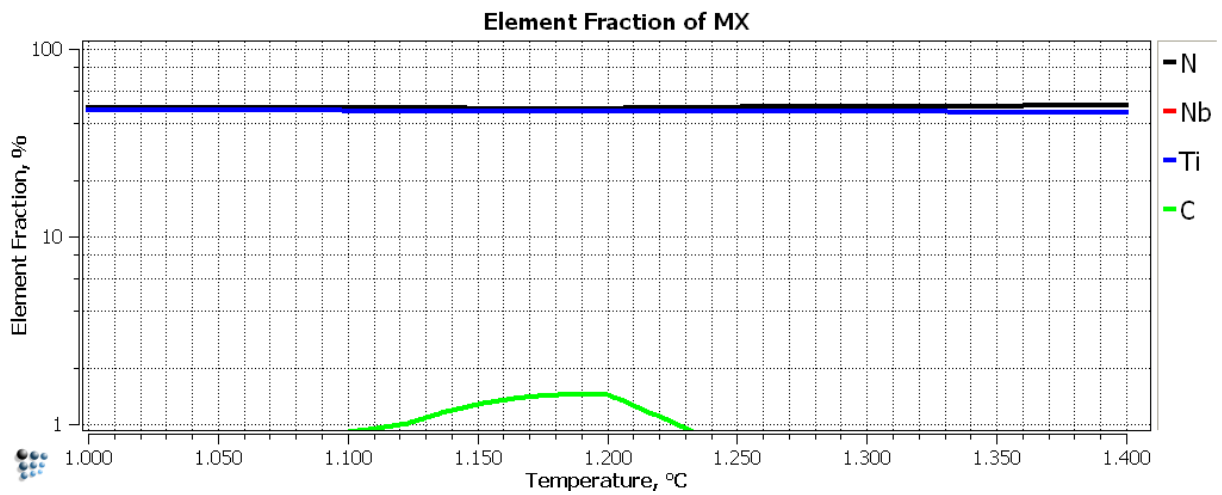


Abbildung 4.49 Berechnung der chemischen Zusammensetzung von MX – Massivdrahtelektrode – 2. Lage.

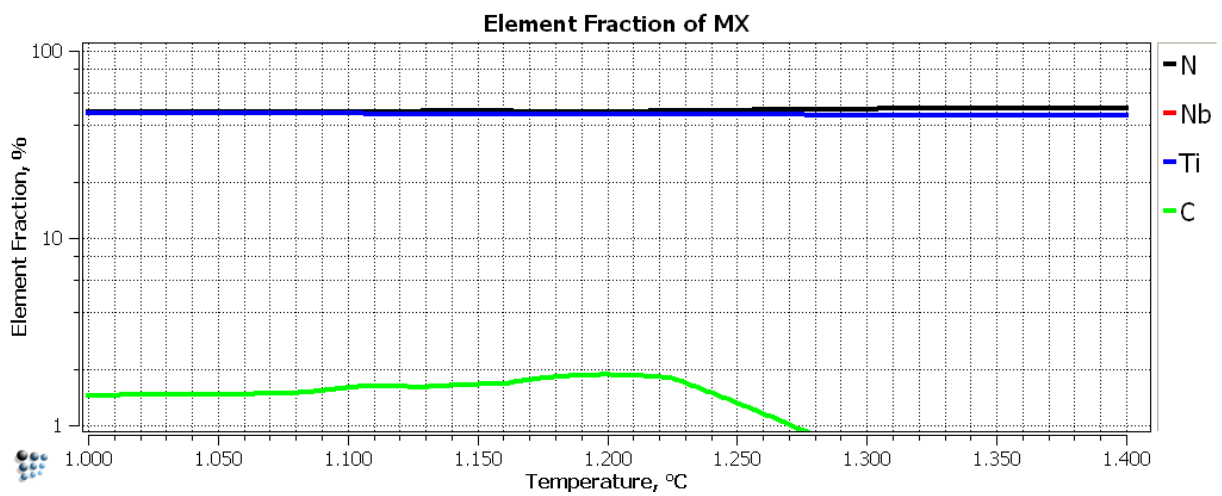


Abbildung 4.50 Berechnung der chemischen Zusammensetzung von MX – Massivdrahtelektrode – 1. Lage.



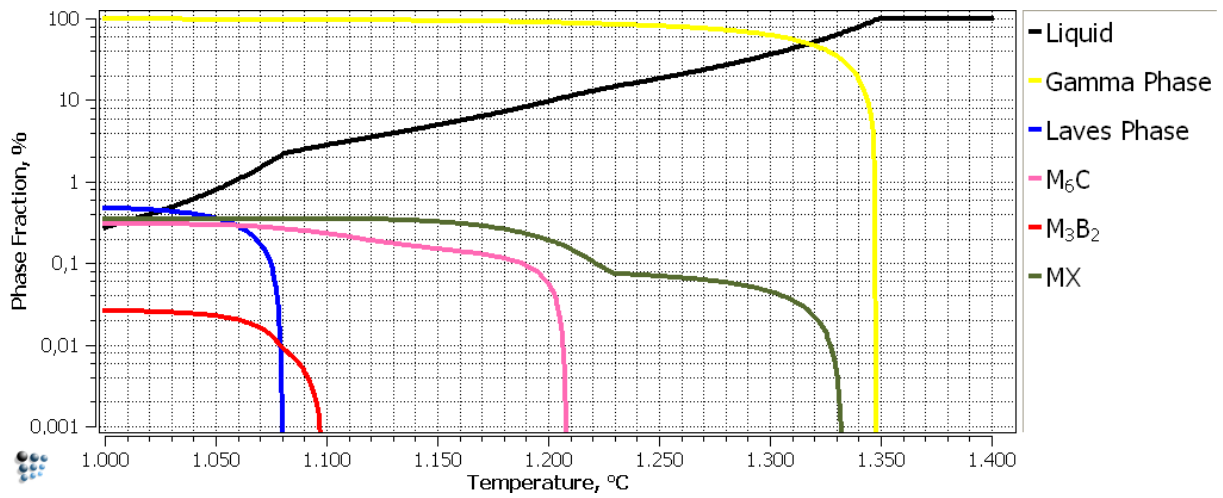


Abbildung 4.51 Scheil-Gulliver-Berechnung – Fülldrahtelektrode – reines Schweißgut.

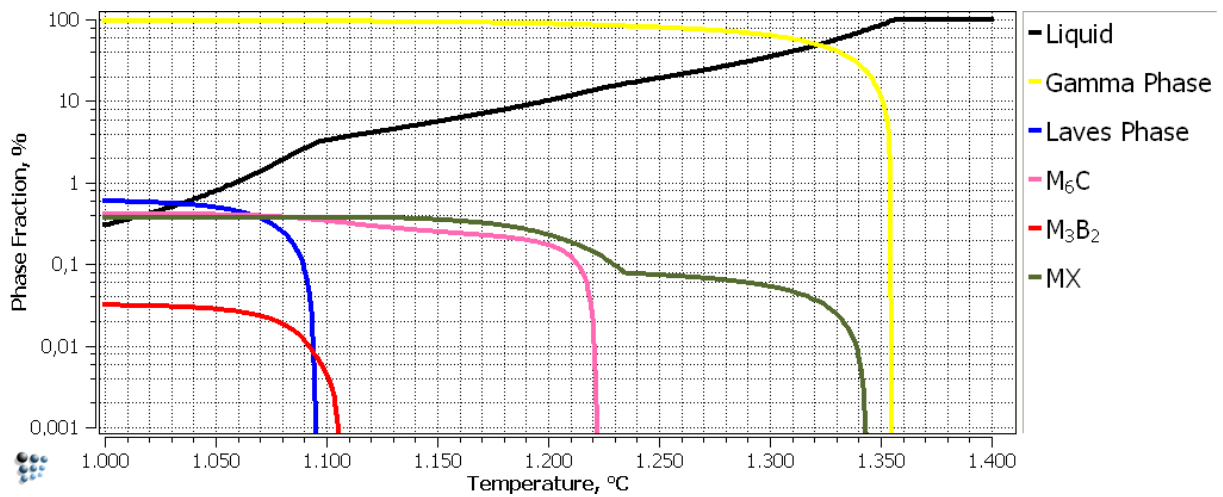


Abbildung 4.52 Scheil-Gulliver-Berechnung – Fülldrahtelektrode – 2. Lage.

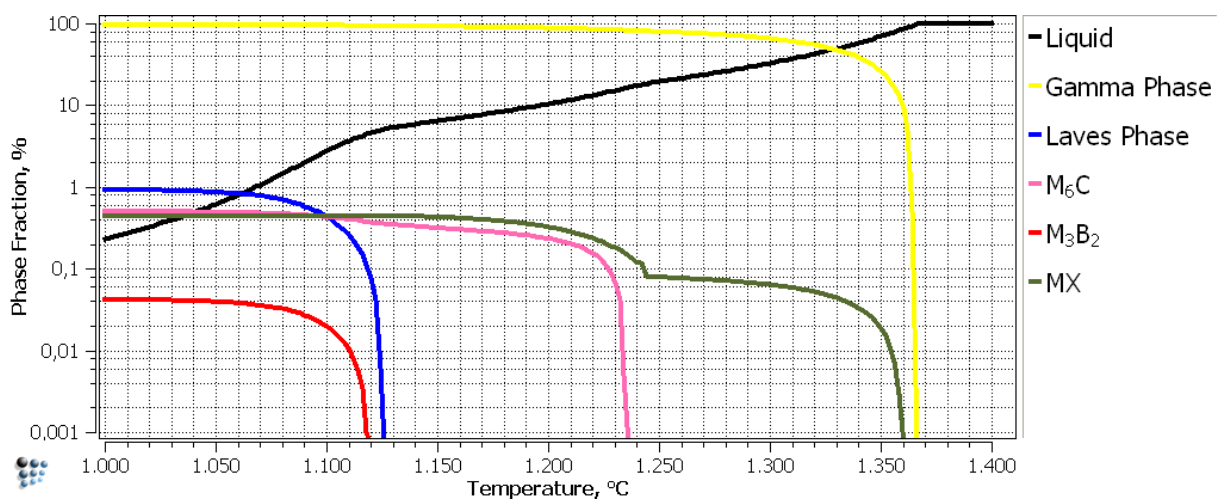


Abbildung 4.53 Scheil-Gulliver-Berechnung – Fülldrahtelektrode – 1. Lage.

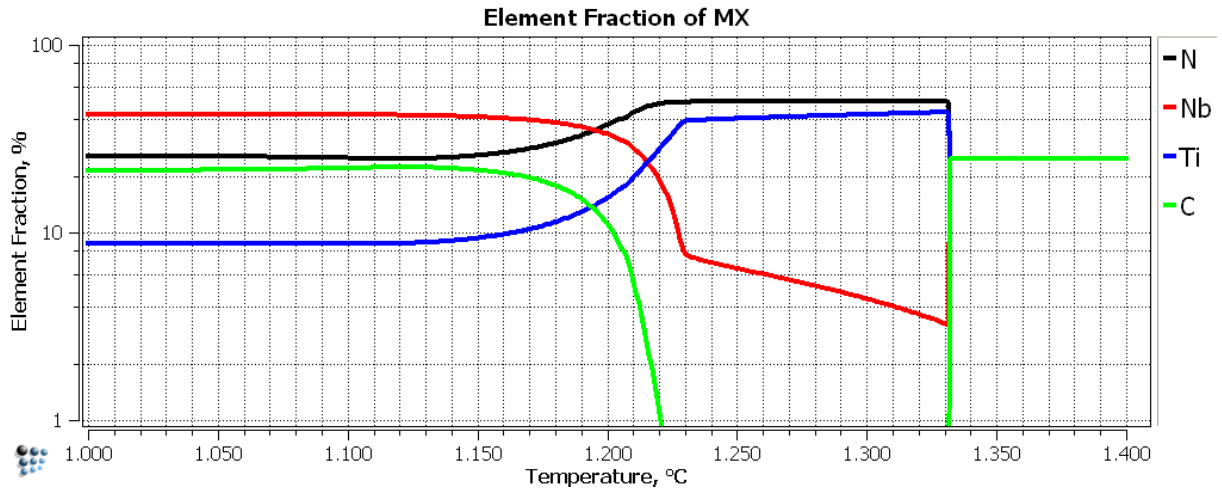


Abbildung 4.54 Berechnung der chemischen Zusammensetzung von MX – Fülldrahtelektrode – reines Schweißgut.

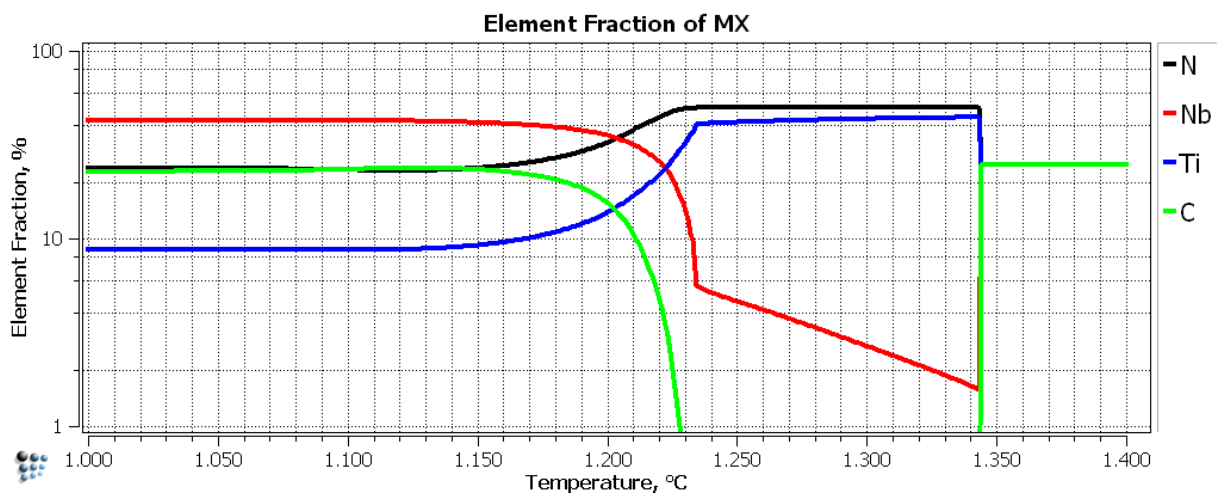


Abbildung 4.55 Berechnung der chemischen Zusammensetzung von MX – Fülldrahtelektrode – 2. Lage.

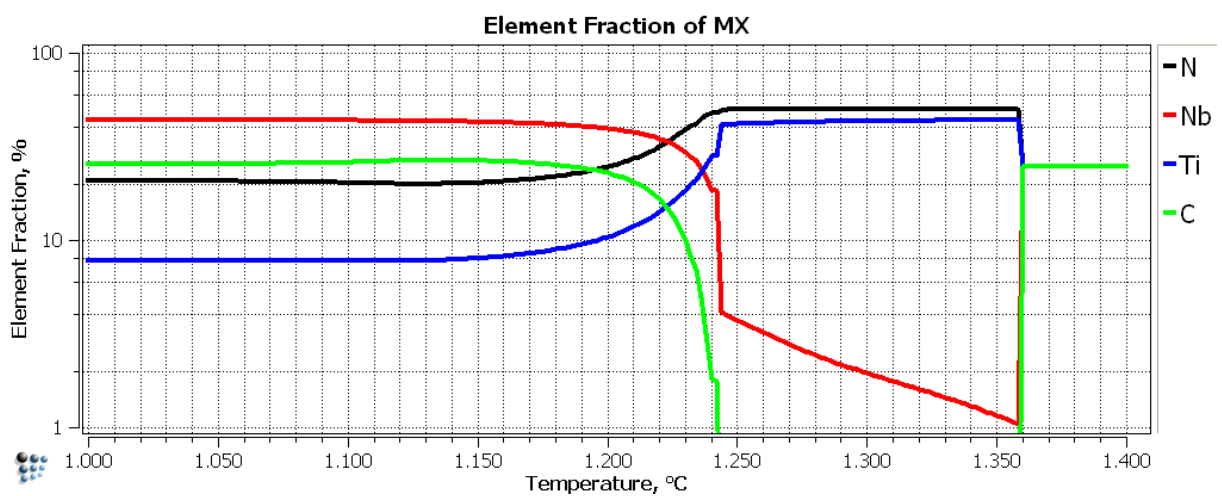


Abbildung 4.56 Berechnung der chemischen Zusammensetzung von MX – Fülldrahtelektrode – 1. Lage.

## 4.7 Querzugversuch

Laut der Schweißverfahrensprüfung EN ISO 15614-1 (11) müssen die Proben und die Durchführung der Querzugprüfung an Stumpfnähten der Norm EN 895 (66) entsprechen. Gemäß EN ISO 15614-1 darf für Verbindungen mit unterschiedlichen Grundwerkstoffen die Zugfestigkeit nicht kleiner sein als der niedrigere minimale Wert der Zugfestigkeit der beiden Grundwerkstoffe. Entsprechend EN 895 muss die Gesamtdicke einer Schweißprobe durch Querzugproben abgedeckt werden, wobei oberhalb einer Gesamtdicke von 30 mm mehrere Proben entnommen werden können. Die Gesamtdicke (50 mm) kann hier nur mittels Flachzugproben abgedeckt werden. Im Rahmen dieser Arbeit wurde jedoch mit dem Auftraggeber (VAGT) vereinbart, Rundzugproben anzufertigen. Die ersten Rundzugproben wurden aus dem Material der ersten, mit Stabelektroden durchgeführten Probeschweißung gefertigt. Die Entnahme von zwei Querzugproben, eine aus dem oberen und eine aus dem unteren Bereich, erfolgte quer zur Schweißnaht (Abbildung 4.57). Die Rundproben wiesen einen Durchmesser  $d_0$  von 12 mm und einer Anfangsmesslänge  $L_0$  von 60 mm auf, mit glatten Probenenden.

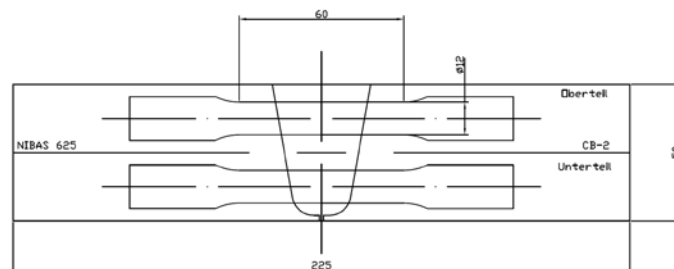


Abbildung 4.57 Schematische Darstellung der Entnahmestellen der Querzugproben.

Die ersten beiden Proben versagten im Grundwerkstoff der Alloy 625. Sie zeigten starke Verformungen der Probenenden, durch das Einspannen.

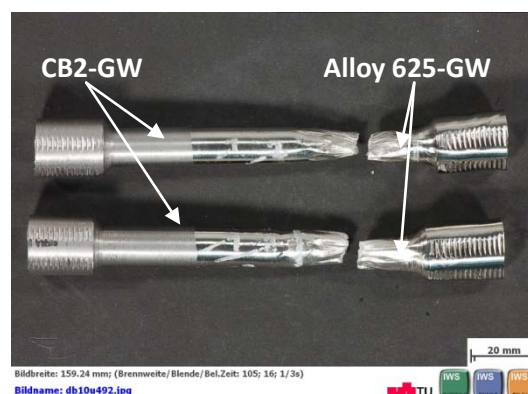


Abbildung 4.58 Erste Querzugproben geschweißt mit Stabelektroden. Bruchlage im Grundwerkstoff der Alloy 625.

Angesichts dieses Ergebnisses wurden für die weiteren Zugprüfungen Rundzugproben mit doppelter Anfangsmesslänge  $2xL_0$  und mit Gewinden an den Probenenden gefertigt, damit es zu keiner Beeinträchtigung durch die Einspannung kommt. In Anbetracht der Materialknappheit wurde der Probendurchmesser  $d_0$  auf 10 mm verringert (Abbildung 4.59).

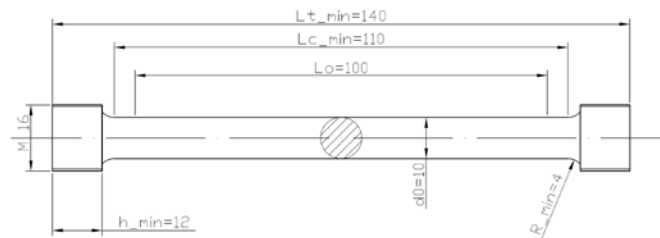


Abbildung 4.59 Schematische Darstellung der verlängerten Zugprobe.

**Ergebnisse:** Alle Zugproben versagten im Grundwerkstoff des Alloy 625, wobei auffiel, dass die Proben unmittelbar nach dem Schweißgut einzuschnüren begannen. Dies lässt auf eine höhere Festigkeit des Schweißgutes schließen. Tabelle 4.18 gibt die Ergebnisse für die Zugfestigkeit aus den Quersugversuchen wieder. In Anbetracht der Tatsache, dass alle Proben im Grundwerkstoff gebrochen sind und dass bei allen Proben das Schweißgut kaum Verformungen zeigte, können die hohen Zugfestigkeitswerte der Stabelektroden-Schweißung bzw. die niedrigen Werte der Fülldrahtelektroden-Schweißung nur durch Unterschiede im Grundwerkstoff erklärt werden (z.B. durch ungünstige Kornorientierung). Alle Proben liegen über der von der Norm EN ISO 15614-1 geforderten minimalen Zugfestigkeit von 400 MPa.

Stabelektrode 1. Probe $D_0=12\text{mm}$	Massivdraht $D_0=10\text{mm}$	Fülldraht $D_0=10\text{mm}$	Grundwerkstoff Alloy 625 $D_0=12\text{mm}$
578,3	551,6	446,8	565
598,7	506,5	472,5	519

Tabelle 4.18 Erreichte Werte der Zugfestigkeit  $R_m$  in MPa der Quersugprüfungen.

Eine REM-Untersuchung der Bruchflächen ergab eine für duktile Brüche typische Wabenstruktur (Abbildung 4.60).

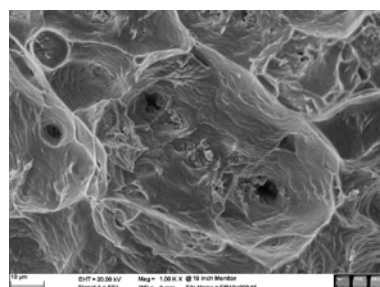


Abbildung 4.60 Bruchfläche der Quersugprüfung im Alloy 625 Grundwerkstoff; (Stabelektrode).

## 4.8 Biegeprüfung

Im Zuge langjähriger Erfahrungssammlung der VAGT (Herr Moderbacher, 2010) auf dem Gebiet der Schweißverfahrensprüfung kristallisierte sich der Biegeversuch als die kritischste mechanische Prüfung heraus. Wenn die Seitenbiegeversuche den Anforderungen entsprachen, konnten meist auch die anderen Prüfungen zufriedenstellende Ergebnisse liefern. Aus diesem Grunde wurde besonderes Augenmerk auf dieses Prüfverfahren gelegt.

Entsprechend EN ISO 15614-1 (11) müssen im Zuge der Schweißverfahrensprüfung vier Biegeversuche gemäß der Norm EN 910 durchgeführt werden. Letztere wurde jedoch im Jahr 2009 durch eine neue Norm, der EN ISO 5173 (67), ersetzt, die somit die derzeit gültige Norm darstellt. Die Norm lässt dem Anwender aber weitgehend offen, welche Art von Biegeprüfung zum Einsatz kommt. Für Dicken  $\geq 12$  mm etwa werden vier Seitenbiegeproben anstelle von wurzel- und oberseitigen Querbiegeprüfungen empfohlen. Für Mischverbindungen oder heterogene Stumpfstoße an Blechen darf jedoch auch eine wurzelseitige und eine oberseitige Längsbiegeprüfung anstelle von vier Seitenbiegeprüfungen durchgeführt werden. Der Durchmesser des Biegedorns oder der inneren Biegerolle muss für einen Grundwerkstoff mit einer Dehnung von  $A \geq 20\%$  viermal der Dicke der Biegeprobe und der Biegewinkel muss  $180^\circ$  betragen. Für einen Grundwerkstoff mit einer Dehnung von  $A < 20\%$  muss folgende Gleichung angewendet werden:

---

### Formel 4.3 Berechnung des Biegedorndurchmessers

- d      Durchmesser des Biegedorns oder der inneren Biegerolle
- $t_s$       Dicke der Biegeprobe
- A      minimale, in der Werkstoffspezifikation geforderte Längsdehnung

Bei der Prüfung darf bei den Proben kein einzelner Fehler  $> 3$  mm in irgendeiner Richtung auftreten. Fehler, die während der Prüfung an der Probenkante auftreten, sind bei der Bewertung nicht zu berücksichtigen.

**Versuchsdurchführung:** In Anbetracht der geringen Menge an Versuchsmaterialien, konnten anstelle der empfohlenen Längsbiegeprüfungen lediglich Seitenbiegeprüfungen durchgeführt werden. Pro Schweißversuch wurde ein Seitenbiegeversuch durchgeführt, wobei der zweite Schweißversuch eine Ausnahme bildete. Angesichts nicht zufriedenstellender Ergebnisse aus den ersten beiden

Seitenbiegeversuchen (seitliches Abgleiten der Biegeprobe in Richtung Alloy 625 Grundwerkstoff), wurde anstelle von Zugproben aufgrund der Wichtigkeit des Seitenbiegeversuchs eine neue Biegeprobe gefertigt.

Entsprechend der Norm wiesen die Proben eine Dicke von 10 mm auf (Abbildung 4.61). Alle Prüfungen wurden jeweils bis zum maximal möglichen Biegewinkel durchgeführt.

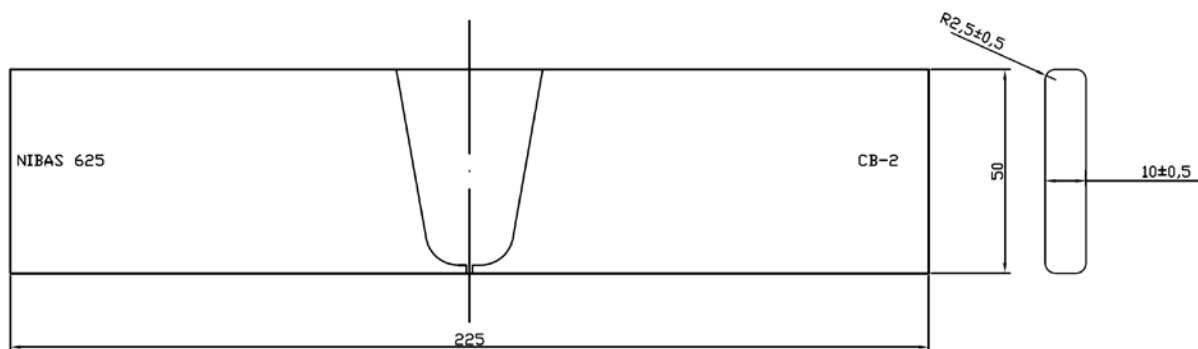


Abbildung 4.61 Schematische Darstellung der Seitenbiegeprobe.

- 1. Versuch:** Der erste Seitenbiegeversuch aus der ersten Probeschweißung mit Stabelektroden erfolgte mit einer konventionellen 3-Punkt-Biegeprüfung mit einem Biegedorn-Durchmesser von 36 mm (Abbildung 4.62).



Abbildung 4.62 3-Punkt-Biegeprüfung der ersten Probeschweißung (Stabelektroden-Schweißung).

Der erste Versuch lieferte jedoch kein zufriedenstellendes Ergebnis, da die Probe aufgrund der unterschiedlichen Festigkeiten der eingesetzten Werkstoffe stark in Richtung des CB2-Grundwerkstoff abgibt, wodurch der Großteil der Verformungsarbeit vom Grundwerkstoff des Alloy 625 übernommen wurde. Anzumerken ist, dass bei der Prüfung kein Fehler aufgetreten ist.



Abbildung 4.63 Gebogene Seitenbiegeprobe (1. Schweißung - Stabelektroden).

2. **Versuch:** Recherchen ergaben, dass sich in der Industrie eine nicht vollkommen normgerechte Abänderung der 3-Punkt-Biegeprüfung zum Biegen von Mischverbindungen durchgesetzt hat, die in der Regel von den Abnahmebehörden auch akzeptiert wird. Ein so genanntes "Stützblech" wird als Unterlage der Probe verwendet und soll das Abgleiten während der Biegung verhindern. Abbildung 4.64 zeigt schematisch den Aufbau einer solchen Prüfung, wie sie etwa die Firma MCE Maschinen- und Apparatebau GmbH & Co KG durchführt.

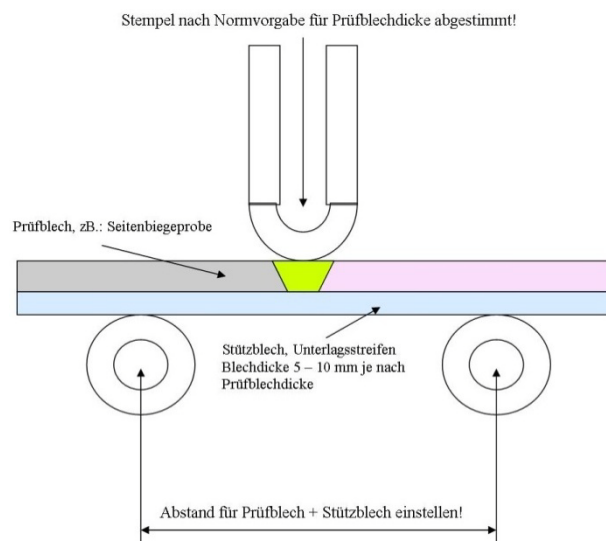


Abbildung 4.64 Schematische Darstellung des Seitenbiegeversuches mit "Stützblech".

Die erste Biegeprobe aus der zweiten Probeschweißung mit Stabelektroden wurde auf diese Weise gebogen. Das Stützblech zeigte jedoch keine Wirkung und die Probe ist, ähnlich wie die erste Seitenbiegeprobe, abgeglitten.

- 3. Versuch:** In Anbetracht der nicht zufriedenstellenden Ergebnisse der ersten Versuche wurden die übrigen Versuche, bestehend aus jeweils einer Probe je Schweißverfahren, an einer von voestalpine Stahl in Linz neu entwickelten Maschine durchgeführt, die einen "geführten Seitenbiegeversuch" erlaubt. Bei diesem Verfahren verhindert ein Probenhalter das Abrutschen der Probe zu Beginn der Biegeprüfung (Abbildung 4.65).

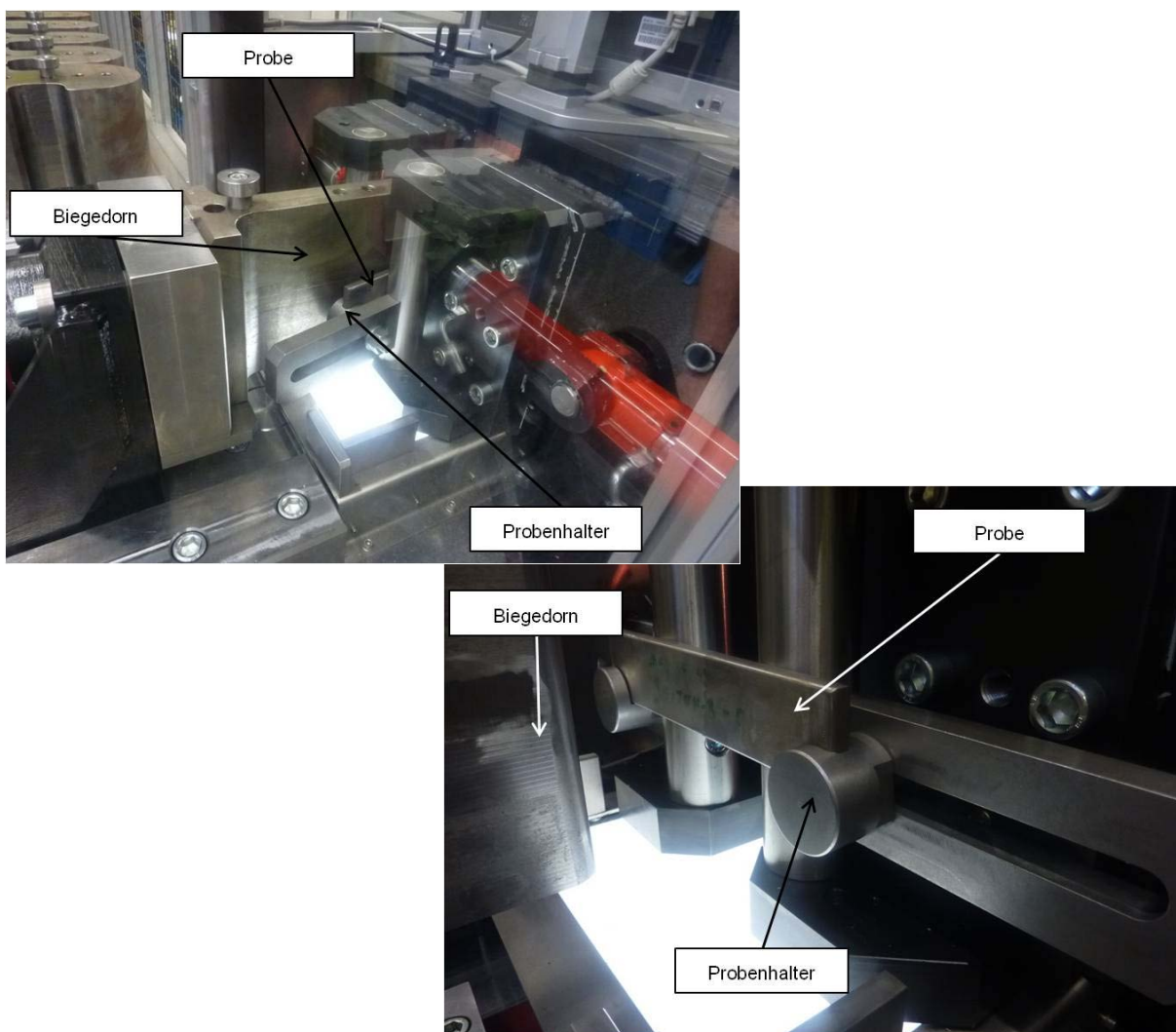


Abbildung 4.65 Geführter Seitenbiegeversuch (voestalpine Stahl, Linz).

Zuerst wurde auf diese Weise die Seitenbiegeprobe der Massivdrahtschweißung gebogen, wobei mit diesem Verfahren nur eine geringfügige Verbesserung zur konventionellen 3-Punkt-Biegeprüfung erzielt werden konnte.



Um das Abgleiten der Probe zu kompensieren wurden die zwei verbleibenden Proben (Schweißungen mit Stabelektroden und Fülldrahtelektroden) nicht mittig in den Probenhalter eingesetzt, sondern so, dass die Mitte des Biegedorns in der Nähe der Fusionslinie zum CB2 ansetzt (Abbildung 4.66).

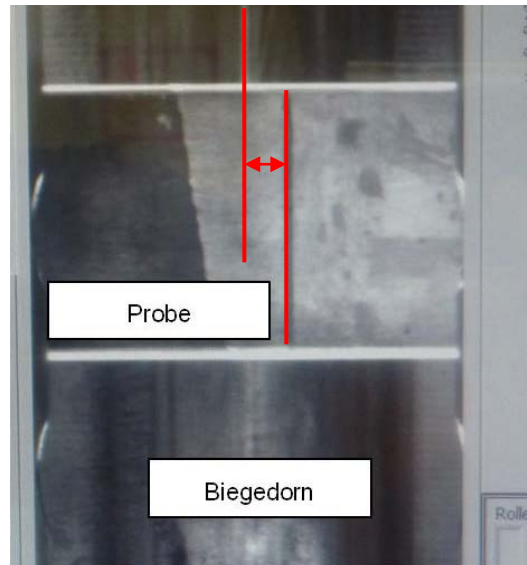


Abbildung 4.66 Außermittiges Ansetzen der Seitenbiegeprobe.

Erst durch diese Maßnahme konnte ein zufriedenstellendes Ergebnis mit einer annähernd symmetrischen Biegung im Schweißgut zustande gebracht werden.

**Ergebnisse der Seitenbiegeversuche:** Es wurden insgesamt drei Biegeversuche, die aus den Schweißungen mit Stabelektroden gefertigt wurden, durchgeführt. Insbesondere die letzte Prüfung des "geführten Seitenbiegeversuchs" mit außermittigem Ansetzen der Probe stellte eine sehr strenge Prüfung dar, da es bei dieser zu einer nahezu symmetrischen Biegung und damit zu einer starken Beanspruchung des Schweißgutes kam. Nichtsdestotrotz konnten bei keinen Stabelektroden-Seitenbiegeversuchen Fehler beobachtet werden!

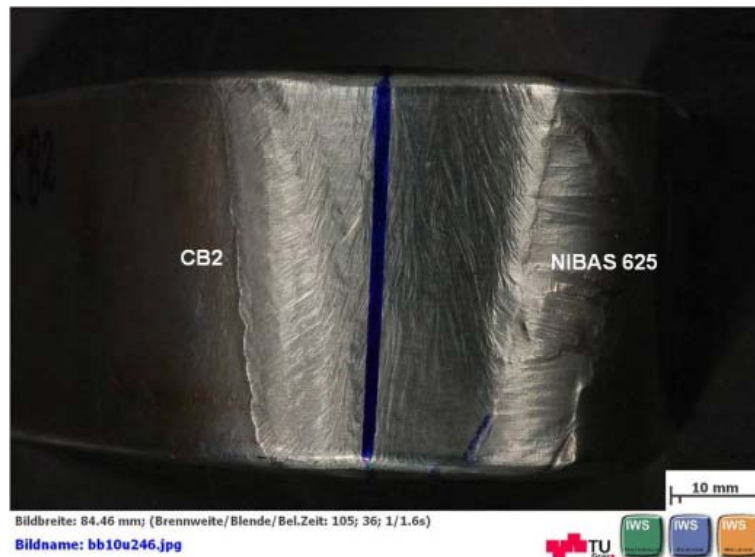


Abbildung 4.67 Gebogene Seitenbiegeprobe (2. Probeschweißung - Stabelektrode); geführter Seitenbiegeversuch.

Bei der Fülldraht-Seitenbiegeprobe konnten drei kleine Risse im Schweißgut festgestellt werden, wobei zwei Risse in den Pufferlagen und ein kleiner Riss ( $< 3$  mm) im Schweißgut zum Grundwerkstoff des Alloy 625 zu finden war (Abbildung 4.68). Ein Riss in der Pufferung ist jedoch laut EN ISO 15614-1 nicht zu berücksichtigen, da er an der Probenkante aufgetreten war. Der andere Riss in der Pufferlage wies eine Länge von 3 mm auf. Diese Probe würde somit gerade noch den Anforderungen der EN ISO 15614-1 entsprechen, es ist jedoch davon auszugehen, dass bei den von der Norm geforderten drei weiteren Seitenbiegeproben Risse  $> 3$  mm wahrscheinlich auftreten würden.

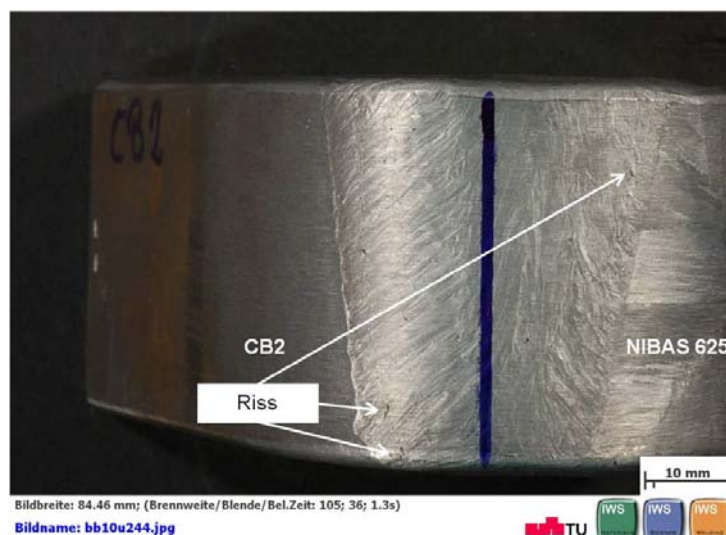


Abbildung 4.68 Gebogene Seitenbiegeprobe (4. Probeschweißung - Fülldrahtelektrode); geführter Seitenbiegeversuch.

Obwohl die Massivdraht-Seitenbiegeprobe beim 3. Versuch im Vergleich zur Stabelektroden- und Fülldrahtelektroden-Seitenbiegeprobe eine geringere Biegebeanspruchung des Schweißgutes erfahren hat (starkes Abgleiten der Biegeprobe in Richtung Alloy 625), verfügte diese über die größten und die höchste Anzahl an Fehlern. Abgesehen von den laut Norm nicht zulässigen Rissen in den Pufferlagen an der Probenkante, konnte ein Riss größer als 3 mm, der als Folge eines Einschlusses entstand, beobachtet werden. Darüber hinaus war ein Riss von annähernd 3 mm in der Pufferlage und ein kleiner Riss von ungefähr 1 mm Größe festzustellen. Diese Probe konnte somit nicht die Anforderungen der EN ISO 15614-1 erfüllen. Des Weiteren ist davon auszugehen, dass eine stärkere Beanspruchung des Schweißgutes, wie dies etwa bei einem außermittigen Ansetzen des Biegedorns oder beim Fertigen von Längsbiegeproben der Fall wäre, zu noch schlechteren Ergebnissen führen würde.

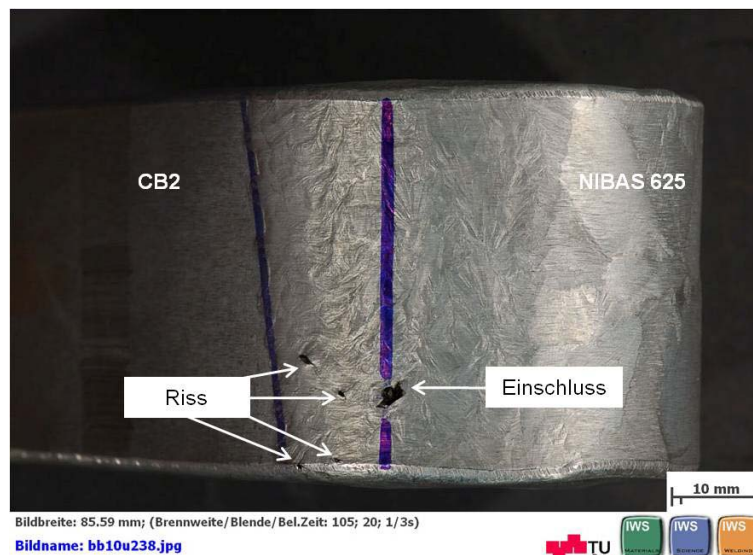


Abbildung 4.69 Gebogene Seitenbiegeprobe (3. Probeschweißung - Massivdrahtelektrode); geführter Seitenbiegeversuch.

## 4.9 Kerbschlagbiegeprüfung

Die Proben und die Durchführung der Kerbschlagbiegeprüfung müssen hinsichtlich der Probenlage sowie der Prüftemperatur der EN ISO 15614-1 und hinsichtlich der Maße und Prüfung der Norm EN 875 (68) entsprechen, das heißt, es sind je zwei Sätze vom Probentyp VHT (V: Charpy-V-Kerbe; H: Kerbe in der WEZ; T: Kerbe durch die Dicke) aus der WEZ von jedem der beiden Grundwerkstoffe zu entnehmen, wobei die Kerbe 1 bis 2 mm von der Schmelzlinie entfernt liegen muss. Zwei weitere Sätze vom Probentyp VWT (V: Charpy-V-Kerbe; W: Kerbe im Schweißgut; T: Kerbe durch die Dicke) müssen aus dem Schweißgut entnommen werden, wobei die Kerbe in der Schweißnahtmitte liegen muss. Für jede festgelegte Position besteht jeder Satz aus drei Proben. Grundsätzlich sind Proben mit Charpy-V-Kerbe zu verwenden, die höchstens 2 mm unterhalb der Oberfläche des Grundwerkstoffes und quer zur Schweißnaht zu entnehmen sind.

Die Kerbschlagbiegeprüfung gilt als bestanden, wenn die verbrauchte Schlagarbeit mit den Werten der zutreffenden Grundwerkstoffnorm übereinstimmen, sofern nicht in der Anwendernorm andere Festlegungen enthalten sind. Der Durchschnittswert der drei Proben muss den festgelegten Anforderungen entsprechen. Für jede Kerblage darf ein Einzelwert unter dem minimalen festgelegten Durchschnittswert liegen, vorausgesetzt er liegt nicht unter 70% dieses Wertes.

**Versuchsdurchführung:** Angesichts der erwähnten Materialknappheit war es nicht möglich, die von der Norm geforderte Anzahl an Erprobungen durchzuführen. So konnten zum Beispiel aus der ersten Versuchsschweißung nur je 2 Proben aus der WEZ des Alloy 625 und der WEZ des CB2 entnommen werden. Bei den übrigen Schweißversuchen konnte, anstelle von je zwei Sätzen pro zu prüfender Lage, nur 1 Satz gefertigt werden. Bei jedem Satz wurde die zweite Probe aus der Mitte des Bauteils entnommen, was bedeutet, dass hier der Abstand von maximal 2 mm zur Oberfläche des Grundwerkstoffes nicht einzuhalten war (Abbildung 4.70). Die Versuchsdurchführung fand der Norm (11) entsprechend bei Raumtemperatur statt.

**Ergebnisse:** In Tabelle 4.19 sind die Ergebnisse der Kerbschlagbiegeversuche dargestellt. Besonders der Grundwerkstoff des Alloy 625 zeigte eine hohe Kerbschlagzähigkeit (>300 J). Keine dieser Proben ist gebrochen. Ähnlich hohe Werte zeigte die WEZ des Alloy 625 wobei eine Probe nur 141 J erreichte. Die Kerbschlagwerte der WEZ des CB2 wiesen dagegen deutlich geringere Werte auf. Generell konnten in der WEZ beider Grundwerkstoffe mehr oder weniger starke Schwankungen der Kerbschlagwerte festgestellt werden. Dies kann zum Teil damit erklärt werden, dass sich der Riss in den unbeeinflussten Grundwerkstoff oder in dem sich in unmittelbarer Nähe befindlichen Schweißgut fortgepflanzt und so schlussendlich zu stark schwankenden Werten geführt hat. Dennoch

ist auffallend, dass die Kerbschlagwerte der Fülldrahtelektroden-Proben aus der WEZ des CB2 im Vergleich zum Grundwerkstoff höhere Werte aufwiesen.

Die größten Unterschiede hinsichtlich der Kerbschlagarbeiten konnte an den Proben festgestellt werden, welche die Kerblage im Schweißgut hatten. Die Massivdraht-Proben verfügten über die mit Abstand höchste Kerbschlagzähigkeit von etwa 170 J, gefolgt von den Fülldraht-Proben mit ca. 90 J und den Proben aus den Schweißversuchen mit Stabelektroden, die etwa 70 J erreichten. Ähnliche Beobachtungen konnten bei (69) festgestellt werden. Bei der im Zuge dieser Arbeit durchgeführten Kerbschlagbiegeversuche mit Alloy 70/20 geschweißten Proben erreichten auch jene Proben, welche mit Massivdraht geschweißt wurden, im Vergleich zu den Schweißungen mit Stabelektroden und Fülldrahtelektroden, die höchsten Kerbschlagwerte. Der Grund für diese hohen Werte der Massivdrahtelektrode sind geringere Sauerstoffgehalte im Schweißgut und die damit verbundene geringere Dichte an oxidischen Einschlüssen.

Ein weiterer Grund für die hohen Kerbschlagwerte des Massivdraht-Schweißgutes könnte die unterschiedliche Erstarrungsstruktur der Dendriten sein. Sowohl die Stabelektroden- als auch die Fülldrahtelektroden-Schweißung besitzen eine ausgeprägte epitaktische Dendritenstruktur, die in der Schweißnahtmitte beinahe senkrecht verlaufen. Im Gegensatz dazu führte die Erstarrung des tiefen Schweißbades der Massivdrahtschweißung zu, makroskopisch betrachtet, stark variierenden Erstarrungsrichtungen der Dendriten, da diese einen tiefen Einbrand zeigt (vergleiche dazu auch Abbildung 4.67 und Abbildung 4.68 mit Abbildung 4.69). Abbildung 4.71 zeigt schematisch die Kerblage und die unterschiedliche Erstarrungsstruktur der Dendriten. Im Falle der Stabelektroden-Schweißung bilden die Kerbe der Kerbschlagbiegeprobe und die nahezu senkrecht verlaufenden Dendriten beinahe eine Linie. In Anbetracht dessen, dass entlang der interdendritischen Zonen spröde Phasen zwischen den Dendriten, wie etwa die Laves-Phase ausgeschieden werden, könnte hier ein Rissfortschritt deutlich erleichtert werden. Im Gegensatz dazu kann sich vermutlich ein Riss bei der Massivdrahtelektroden-Schweißung nicht so leicht ausbreiten, da in diesem Fall Dendriten viel stärker die Kerbe der Kerbschlagbiegeprobe kreuzen.

	Kerbschlagarbeit, J							
	Elektrode 1. Probe		Elektrode 2. Probe		Massivdraht		Fülldraht	
	Einzelwerte		Einzelwerte		Einzelwerte		Einzelwerte	
<b>Alloy 625 WEZ</b>	141	141,0	213*	-	292*	190,0	239*	-
	255*		261*		298*		286*	
	-		222*		190		238*	
<b>Alloy 625 SG</b>	-	-	71	73,6	165	173,7	94	89,3
	-		74		186		86	
	-		74		170		88	
<b>CB2 WEZ</b>	43	43,5	41	37,7	38	44,3	55	51,7
	44		40		42		51	
	-		32		53		49	
<b>Alloy 625 GW</b>	>300*							-
	>300*							
	>300*							
<b>CB2 GW</b>	48							45,0
	42							
	45							

\*) Nicht gebrochen

Tabelle 4.19 Gemessene Kerbschlagzähigkeiten der Dissimilar Schweißung CB2 – Alloy 625.

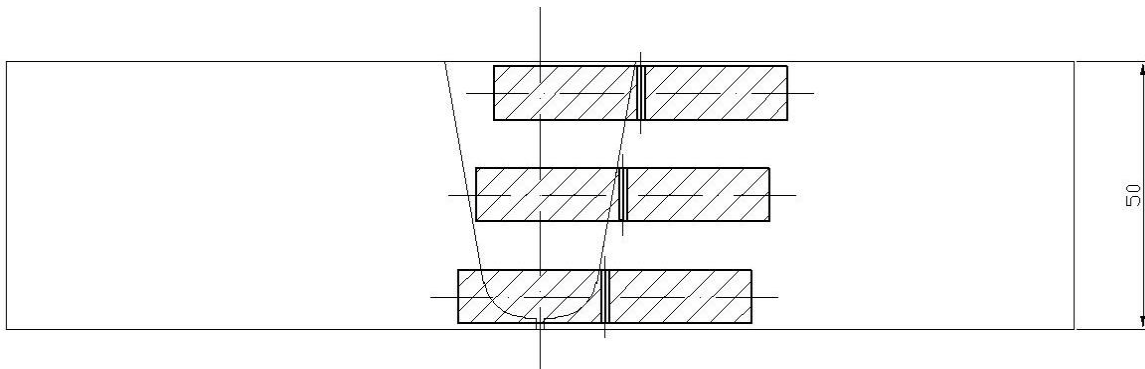


Abbildung 4.70 Schematische Darstellung der Entnahmestellen aus der WEZ der Kerbschlagbiegeproben.

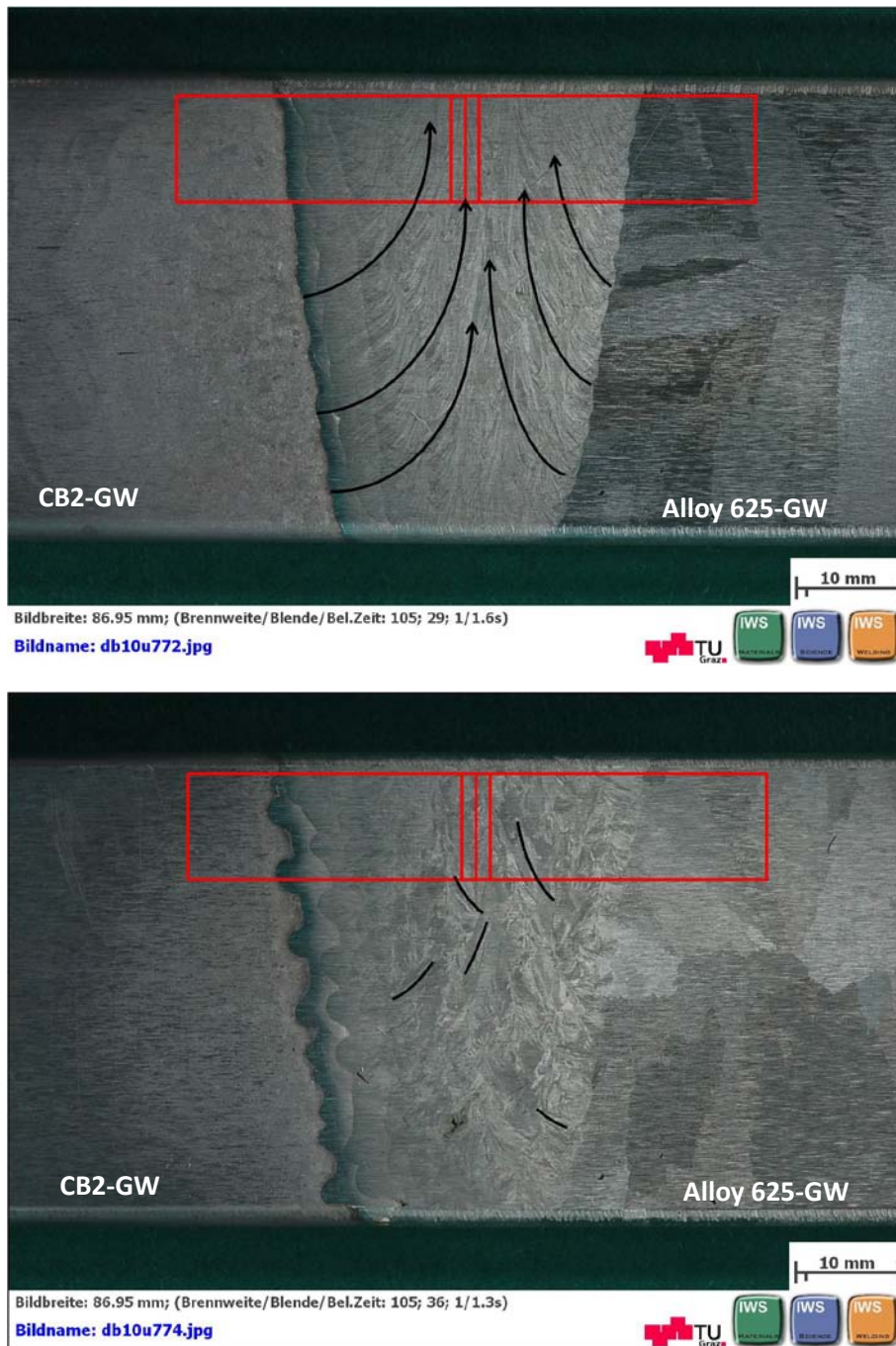


Abbildung 4.71 Schematische Darstellung der Kerblage und der Wachstumsstruktur der Dendriten.  
Oben: Stabelektroden-Schweißung; Unten: Massivdrahtelektroden-Schweißung.

**Beurteilung der Ergebnisse hinsichtlich EN ISO 15614-1:** Die hohe Kerbschlagzähigkeit des Schweißgutes der Massivdrahtelektrodenschweißung im Vergleich zu den Stabelektroden- und Fülldrahtelektroden-Schweißungen sind bemerkenswert. Dennoch erfüllen alle Kerbschlagproben aus dem Schweißgut die Mindestanforderung von 50 J (siehe Werkstoffdatenblatt, S.145). Auch die anderen Proben aus den WEZ des CB2 und der Alloy 625 erfüllen die minimal notwendigen Kerbschlagzähigkeiten von 27 J (siehe Werkstoffdatenblatt, S.146) bzw. 50 J.

## 5 Zusammenfassung und Schlussfolgerung

Im Rahmen dieser Arbeit wurden die drei Schweißverfahren – das Lichtbogenhandschweißen mit Stabelektroden vom Typ BÖHLER FOX NIBAS 625, das MIG-Schweißen mit der Massivdrahtelektrode vom Typ BÖHLER NIBAS 625-IG und das MAG-Schweißen mit Fülldrahtelektroden vom Typ BÖHLER NIBAS 625 PW-FD – der Dissimilar Verbindung CB2 / Alloy 625 untersucht. Bei dem warmfesten 9% Cr-Stahl CB2 sowie bei der Nickelbasis-Legierung Alloy 625, handelt es sich um 50 mm dicke Gussstücke, die in einer Mehrlagenschweißnaht (Tulpennaht) miteinander verschweißt wurden.

- Aus den metallographischen Untersuchungen geht hervor, dass es bei allen Proben nahe der Fusionslinie in der WEZ des CB2 zur Bildung von skelettartigem  $\delta$ -Ferrit kommt.
- Bei allen Proben konnten in der WEZ des CB2 ein im Vergleich zum Grundwerkstoff unerwünschtes feinkörnigeres Gefüge (Verringerung der Kriechbeständigkeit) festgestellt werden.
- Die WEZ an der Wurzel des CB2 weist bei allen Probeschweißungen aufgrund der Gegenlagenschweißung nach bereits erfolgter Wärmenachbehandlung (PWHT) zu hohe Härtewerte auf (> 350 HV 10).

Vermeidung:

- Etwaige Fehler in der Pufferung der Wurzel sollten unbedingt vor der PWHT beseitigt werden. Beim anschließenden Kaltverschweißen (Herstellen der Verbindungsschweißung CB2 / Alloy 625) sollte beim Gegenlagenschweißen der Wurzel unbedingt darauf geachtet werden, dass genügend Abstand zum CB2 gehalten wird. Daher ist es möglicherweise sinnvoll, den Wurzelbereich durch eine weitere Pufferlage dicker zu gestalten.
- In Anbetracht dessen, dass die Wurzel ohnehin sehr fehleranfällig ist und dass auch die überaus feinkörnige Struktur sowie der hohe Anteil an  $\delta$ -Ferrit des CB2 in diesem Bereich ein sehr ungünstiges Gefüge für die Kriechbeständigkeit darstellt, könnte das komplette Abarbeiten dieses Bereiches eine Lösung darstellen. Dafür müsste jedoch bereits in der Konstruktion berücksichtigt werden, dass im Bereich der Schweißnaht, das Bauteil etwas dicker ausgeführt wird (Abbildung 5.1).



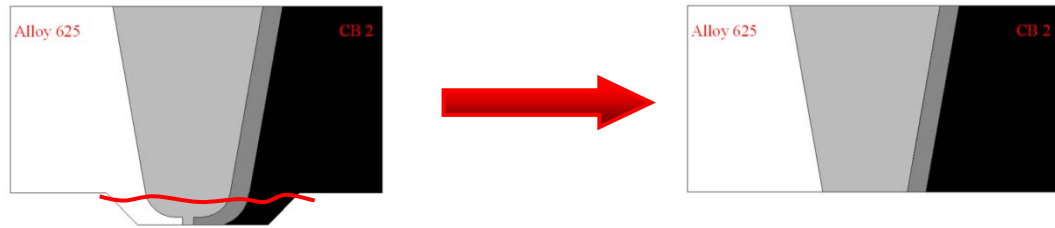


Abbildung 5.1 Schematische Darstellung einer möglichen konstruktiven Maßnahme zur Vermeidung der hohen Härtewerte in der WEZ des CB2 im Bereich der Wurzellagen.

- Das Schweißgut der Stabelektroden-Schweißung ist im Querschliff und nach der Seitenbiegeprüfung frei von Heißrissen. Sowohl die Fülldraht- als auch die Massivdraht-Schweißung weisen Heißrisse auf, wobei die Letztere die höchste Anzahl an Heißrissen und außerdem größere Einschlüsse zeigt. Bei der Fülldraht-Schweißung mussten zudem nicht aufgeschmolzene Mo-Partikel im Schweißgut, die aus der Fülldraht-Füllung stammen, festgestellt werden. In dieser Hinsicht kann also nur die Stabelektroden-Schweißung die Anforderungen der Norm EN ISO 15614-1 erfüllen.
- Heißrisse befinden sich bevorzugt in den ersten beiden Pufferlagen. Diese Zone ist aufgrund der Aufmischung grundsätzlich einer höheren Heißriss-Gefährdung ausgesetzt. Zum einen wirkt sich die Vorwärmung auf 220°C beim Puffern des CB2 negativ auf die Heißrissbeständigkeit aus und zum anderen ist aufgrund der unterschiedlichen Wärmeausdehnung CB2 vs. Alloy 625 besonders in der ersten Lage mit hohen Spannungen zu rechnen.  
MatCalc-Simulationen zeigten zudem, dass mit steigender Aufmischung der Anteil an sekundären Phasen (besonders der Laves-Phase) bei allen Proben zunimmt. Die Berechnungen der Erstarrungsbereiche ergaben, dass bei allen Proben mit steigender Aufmischung mit einem im Vergleich zum reinen Schweißgut höheren Erstarrungsintervall zu rechnen ist. Die Stabelektroden-Schweißung weist in der kritischen 1. Pufferlage das geringste Erstarrungsintervall auf. Darüber hinaus ergaben die Berechnungen, dass bei einem Fe-Gehalt von ca. 10% das Erstarrungsintervall am größten ist.
- Trotz dieser Erkenntnisse liegt wahrscheinlich der Schlüssel zur Heißriss-freien Schweißung mit Alloy 625 in der Vermeidung von hohen Zugspannungen im Schweißgut. Da kleinere Raupen zu geringeren Schrumpfspannungen führen, ist hier die Stabelektroden-Schweißung vorteilhaft. Angesichts der breiten und tiefen Raupen bei der Massivdraht-Schweißung muss hier mit den größten Schrumpfspannungen gerechnet werden.
- Bei den Zugversuchen lagen alle Proben aus der Dissimilar Schweißung über dem von der Norm EN ISO 15614-1 geforderten minimalen Wert der Zugfestigkeit von 400 MPa. Zudem versagten alle Proben im Grundwerkstoff des Alloy 625.

- Sowohl die hohe Kerbschlagzähigkeit als auch die geringe Makrohärte in der WEZ des CB2 der Fülldraht-Schweißung legen nahe, dass diese am schonendsten für den CB2 ist. Ein möglicher Grund dafür könnte die, im Vergleich zu den restlichen Schweißungen, größere Dicke der Pufferung und die damit geringere Wärmebeeinflussung beim Kaltverschweißen (Herstellen der Verbindungsschweißung CB2 / Alloy 625) sein. Jedoch erfüllen die Kerbschlagbiegeproben aus der WEZ des CB2 der Stabelektroden- und der Fülldrahtelektroden-Schweißung auch die Mindestanforderungen von 27 J.

Die mit Abstand höchste Kerbschlagzähigkeit im Schweißgut erreichte die Massivdraht-Schweißung. Doch auch die Kerbschlagzähigkeiten des Stabelektroden- und der Fülldrahtelektroden-Schweißgutes übertrafen 50 J. Ebenso übertreffen die Kerbschlagproben aus der WEZ des Alloy 625 diesen Wert bei weitem.

### **Schlussfolgerung:**

Im Bezug auf die Schweißverfahrensprüfung nach Norm EN ISO 15614-1 ist eine eindeutige Empfehlung für das Lichtbogenhandschweißen mit Stabelektroden abzugeben, da diese als einziges alle Anforderungen der Norm erfüllen kann.

Da das Lichtbogenhandschweißen jedoch ein recht unwirtschaftliches Verfahren ist, drängt sich natürlich die Frage auf, ob ein aus mehreren Schweißverfahren bestehender Kombinationsprozess realisierbar ist.

Ein mögliches Szenario könnte dabei sein, die Pufferung angesichts der hervorragenden Heißriss-Beständigkeit weiterhin mit Stabelektroden zu verschweißen. Im Anschluss daran könnte man beim Kaltverschweißen auf den weitaus wirtschaftlicheren MAG-Fülldraht-Schweißprozess zurückgreifen. Es stellt sich jedoch die Frage, ob man die beobachteten nicht aufgeschmolzenen Mo-Partikeln in Kauf nehmen will und kann. Ein anschließendes Kaltverschweißen mit dem MIG-Massivdraht-Schweißprozess würde wenig Sinn machen, da aufgrund der hohen Fehleranfälligkeit des Schweißgutes eine Schweißverfahrensprüfung kaum positiv abgeschlossen werden könnte.

## 6 Ausblick

Die vorliegende Arbeit erhebt keinerlei Anspruch auf Vollständigkeit und lässt viele Fragen offen. Vielmehr sollte damit ein erster Schritt gesetzt werden, um die grundlegenden Herausforderungen der Dissimilar Schweißung CB2 – Alloy 625 aufzuzeigen und wenn möglich Verbesserungsvorschläge liefern.

Im Zuge dieses Projekts wurde das Hauptaugenmerk vor allem auf die Schweißbarkeit gelegt. Es zeigte sich, dass das grundlegende Problem Heißrisse im Schweißgut sind. Als besonders kritisch erwiesen sich dabei die Pufferlagen. Es wäre daher für zukünftige Arbeiten sinnvoll, sich besonders mit diesem Bereich auseinanderzusetzen. Zu diesem Zweck wären u.a. Heißriss-Tests bei niedrigen Dehnungen (um ein eutektisches Heilen zu ermöglichen) mit variierenden Aufmischungsgraden geeignet, um ein besseres Verständnis für die Abläufe während der Erstarrung in diesem Bereich zu gewinnen. Darüber hinaus sollten Erstarrungssimulationen und geeignete REM-Untersuchungen zur Phasenbestimmung weitere neue, wichtige Erkenntnisse liefern. Im Zuge dieser Tests könnten auch andere Schweißzusätze und Verfahren (z.B. CMT-Verfahren) auf deren Heißriss-Verhalten bei Aufmischung hin überprüft werden.

Nicht untersucht wurde die Einsatzfähigkeit der CB2 – Alloy 625 Verbindung auf ihre Kriechbeständigkeit. Besonders das im Vergleich zum Grundwerkstoff feinkörnigere Gefüge und die Präsenz von  $\delta$ -Ferrit in der WEZ könnten die Kriechbeständigkeit dieser Verbindung herabsetzen. Auch etwaige Diffusionsprozesse über die Fusionslinie zwischen CB2 und Alloy 625 Schweißgut, die bei thermischer Langzeitbeanspruchung dieser Verbindung ablaufen, könnten im Zuge dieser weiterführenden Versuche geklärt werden.

---

## 7 Literaturverzeichnis

1. **European Commission.** *World energy, technology and climate policy outlook 2030.* Luxemburg : EUR 20366, 2003.
  2. **OECD/IEA.** *World Energy Outlook 2007.* Paris : International Energy Agency, 2007.
  3. **Forschungsförderungsgesellschaft, Österreichische.** *Neue Energien 2020 4. Ausschreibung, Förderantrag Formularteil A.* 2010.
  4. **Dimmler, G.** *Quantifizierung der Kriech- und Zeitstandfestigkeit von 9-12 % CR-Stählen auf mikrostruktureller Basis.* Graz : Dissertation TU Graz, 2003.
  5. **Masuyama, F.** *History of Power Plants and Progress in Heat Resistant Steels.* *ISIJ International.* Japan : Iron and Steel Institute of Japan, 2001, Bd. 41, S. 612-625.
  6. **Sonderegger, B.** *Charakterisierung der Substruktur in modernen Kraftwerkswerkstoffen mittels der EBSD- Methode.* Graz : Dissertation TU Graz, 2005.
  7. **Masuyama, F.** *Alloy Development and Materials Issues with Increasing Steam Temperature.* *Advances in Materials Technology for Fossil Power Plants; Proceedings from the Fourth International Conference October 25–28, 2004.* Japan : ASM International, 2005.
  8. **Schalber, A.** *Charakterisierung der Schweißseignung des Bor-modifizierten 9% Chromstahls CB2A.* Graz : Diplomarbeit TU Graz, 1998.
  9. **Bauer, M.** *Lebensdaueroptimierung von Schweißverbindungen martensitischer Stähle für Hochtemperaturanwendungen.* Stuttgart : Dissertation MPA Stuttgart, 2009.
  10. **Pirscher, A., Scarlin, B. und Vanstone, R.** *Material Development and Mechanical Integrity Analysis for Advanced Steam Turbines.* Florida : Fifth International Conference on Advances in Materials Technology for Fossil Power Plants 2007: Proceedings from the Fifth International Conference (ASM International), 2007. S. 338 - 352.
  11. *DIN EN ISO 15614-1, Anforderung und Qualifizierung von Schweißverfahren für metallische Werkstoffe – Schweißverfahrensprüfung – Teil 1: Lichtbogen- und Gasschweißen von Stählen und Lichtbogenschweißen von Nickel und Nickellegierungen (ISO 15614-1:2004).* Brüssel : Österreichisches Normungsinstitut, 2004.
-

- 
12. **Scarlin, B., Kern, T. U. und Staubli, M.** The European Efforts in Material Development for 650°C USC Steam Power Plants - COST 522. *Proc. 4th International Conference on Advances in Materials Technology for Fossil Power Plants*. Liege : ASM International, 2004, S. 80-99.
  13. **Hättestrand, M. und André, H. O.** Boron distribution in 9–12% chromium steels. *Materials Science and Engineering*. A 270, 1999, S. 33-37.
  14. **Dilthey, U.** *Schweißtechnische Fertigungsverfahren 2: Verhalten der Werkstoffe beim Schweißen*. Aachen : Springer, 2005.
  15. **Helisa, L., et al.** Effect of cobalt on the microstructure of tempered martensitic 9Cr steel for ultra-supercritical power plants. *Materials Science and Engineering A*. 2009, 510–511, S. 88–94.
  16. **Bauer, F.** Fachgebiet 2.16: Werkstoffe und deren Verhalten beim Schweißen. *International Welding Engineer; Ergänzungslehrgang TU Graz*. Wien : SZA, 2010.
  17. **Kukutschki, G.** *Sammlung und Auswertung der Materialdaten von Stählen für Gas- und Dampfturbinenrotoren anhand eines Eigenschaftsprofils*. Graz : Diplomarbeit TU Graz, 2003.
  18. **Solenthaler, C. und Speidel, M.O.** *Untersuchungen zur Gefügestabilität von neuartigen hocharmfesten 9-12% Chromstählen, Forschungsbericht des Instituts für Metallforschung und Metallurgie*. Zürich : ETH Zürich, 1991.
  19. **Maile, K. et al.** *Beurteilung der Kriechfestigkeit moderner martensitischer Chromstähle durch die Charakterisierung des Mikrogefüges*. Stuttgart : Materialprüfungsanstalt Universität Stuttgart, 2004.
  20. **Danielsen, H. K. und Hald, J.** Influence of Z-phase on Long-term Creep Stability of Martensitic 9 to 12 % Cr Steels. *VGB PowerTech*. 2009, Bd. 5, S. 68-73.
  21. **Danielsen, H. K.** *Z-phase in 9-12%Cr Steels*. Dänemark : Ph.D. thesis Technical University of Denmark, 2007.
  22. **Letofsky, E.** *Das Verhalten von Schweißverbindungen moderner Kraftwerkswerkstoffe*. Graz : Dissertation TU Graz, 2001.
  23. **Holzer, I.** *Modelling and Simulation of Strengthening in Complex Martensitic 9-12% Cr Steel and a Binary Fe-Cu Alloy*. Graz : Dissertation TU Graz, 2010.
-

- 
24. **Gustafson, Å. und Hättestrand, M.** Coarsening of precipitates in an advanced creep resistant 9% chromium steel—quantitative microscopy and simulations. *Materials Science and Engineering*. 2002, A 333, S. 279-286.
25. **Mayr, P., et al.** *Werkstoffentwicklung zur Effizienzsteigerung in der Energieerzeugung als aktiver Beitrag zur CO<sub>2</sub>-Reduktion*. 6. Werkstoffkongress Leoben : TU Graz, 2008.
26. **Mayr, P.** *Evolution of microstructure and mechanical properties of the heat affected zone in B-containing 9% chromium steels*. Graz : Dissertation TU Graz, 2007.
27. **Méndez-Martín, F.** *Microstructural characterisation of the HAZ of new creep resistant 9% chromium steels using weld simulation technique*. Graz : Diplomarbeit TU Graz, 2006.
28. **Mayr, P, et al.** Formation of Delta Ferrite in 9 Wt Pct Cr Steel Investigated by In-Situ X-Ray Diffraction Using Synchrotron Radiation. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2010, Bd. 41, S. 2462-2465.
29. **Shankar, V., Bhanu Sankara Rao, K. und Mannan, S. L.** Microstructure and mechanical properties of Inconel 625 superalloy. *Journal of Nuclear Materials*. 2001, Bd. 288, S. 222-232.
30. [www.specialmetals.com](http://www.specialmetals.com/documents/Inconel%20alloy%20625.pdf). [Online] [Zitat vom: 24. Jänner 2011.]  
<http://www.specialmetals.com/documents/Inconel%20alloy%20625.pdf>.
31. **Tösch, J.** Fachgebiet 2.22: Nickel und Nickellegierungen. *International Welding Engineer; Ergänzungslehrgang TU Graz*. Wien : SZA, 2008.
32. **Cerjak, H.** *Werkstoffkunde Skriptum*. Graz : TU Graz, 2000.
33. **Bürgel, R.** *Handbuch Hochtemperatur- Werkstofftechnik, 3. Auflage*. Braunschweig : Vieweg, 2006.
34. **Banovic, S., DuPont, J. N. und Marder, A.** Microstructural evolution and weldability of dissimilar welds between a superaustenitic stainless steel and nickel-based alloys. *Welding Journal*. 2003, Bd. 3, 82, S. 125–135.
35. **Schuster, J.** *Schweißen von Eisen-, Stahl- und Nickelwerkstoffen: Leitfaden für die schweißmetallurgische Praxis*. Düsseldorf : DVS Media GmbH, 2009.
-

- 
36. **J. C. Lippold, S. D. Kiser, J. N. DuPont.** *Welding Metallurgy and Weldability of Nickel-Base Alloys.* New Jersey : John Wiley & Sons, Inc., 2009.
37. **Pasic, O.** *Schweißen von Kunststoffen und Nichteisenmetallen.* Graz : Institut für Werkstoffkunde und Schweißtechnik, TU Graz, 2009.
38. **Stoloff, N.S.** Wrought and Powder Metallurgy (P/M) Superalloys. *ASM Handbook.* Materials Park, Ohio : ASM International, 1990, Bd. 1, S. 950 – 980.
39. **Stockinger, M.** *Mikrostrukturelle Simulation des Gesenkschmiedens von Nickelbasis-Legierungen.* Graz : Dissertation TU Graz, 2003.
40. key to metals. [Online] [Zitat vom: 27. Jänner 2011.]  
<http://www.keytometals.com/page.aspx?ID=CheckArticle&site=ktn&NM=234>.
41. **Kuchler, H.** *Entwicklung einer neuen Ni-Basis Superlegierung mit verbesserter Heißgaskorrosionsbeständigkeit auf der Basis von NIMONIC 80A (BÖHLER L306).* Leoben : Dissertation Montanuniversität Leoben, 1999.
42. **Weiß, S. et al.** *Metallkundliche Untersuchungen zum Hochtemperaturverformungsverhalten strahlgeschweißter hochwarmfester Werkstoffe, Gemeinsamer Zwischenbericht November 1999 bis Juni 2001.* Essen/Braunschweig : Universität Essen/TU-Braunschweig, 2001.
43. **Floreen, S., Fuchs, G. E. und Yang, W. J.** The Metallurgy of Alloy 625. *Superalloys 718, 625, 706 and Various Derivatives.* Warrendale, Pennsylvania : E. A. Loria, 1994, S. 13-38.
44. **Ramirez, A. J. und Lippold, J. C.** High temperature behavior of Ni-base weld metal, Part II – Insight into the mechanism for ductility dip cracking. *Materials Science and Engineering.* 2004, Bd. A, 380, S. 245–258.
45. **Bührig-Polaczek, A.** *Großes Gießereitechnisches Praktikum - Gerichtete Erstarrung I + II.* Aachen : RWTH Aachen, 2006.
46. **Joo, H. und Takeuchi, H.** Cast structure of Inconel 713C alloy. *Tokai Daigaku Kiyō.* 1994, Bd. 34, 1, S. 203-209.
47. **Cieslak, M. J.** The welding and solidification metallurgy of Alloy 625. *Welding Journal.* 1991, Bd. 70, 2, S. 49-56.
-

- 
48. **Vallant, R.** The Influence of Different Nb-Contents on the Hot Cracking Susceptibility in Ni-Base Weld Metals Type 70/20. *Hot Cracking Phenomena in Welds*. Berlin : Springer, 2005, S. 141-164.
49. **Dilthey, U.** *Schweißtechnische Fertigungsverfahren 1*. Aachen : Springer, 2006.
50. **DuPont, J. N. et al.** Solidification of Nb-bearing superalloys: Part II. Pseudoternary solidification surfaces. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 29A, 1998, Bd. 11, S. 2797-2806.
51. **Cortial, F., Corrieu, J. M. und Vernot-Loier, C.** Influence of heat treatments on microstructure, mechanical properties, and corrosion resistance of weld alloy 625. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 26A, 1995, Bd. 5, S. 1273-1286.
52. **Cerjak, H., Enzinger, N. und Pasic, O.** *Skriptum - Schweißtechnik*. Graz : TU Graz, 2006.
53. *DVS 1004-1 Heißrißprüfverfahren - Grundlagen*. s.l. : DVS - Deutscher Verband für Schweißen und verwandte Verfahren E. V. - Ausschuss für Technik, 1996.
54. **Cross, C.E.** On the Origin of Weld Solidification Cracking. *Hot cracking phenomena in welds*. Berlin : Springer, 2005, S. 3-18.
55. **Wolf, M.** *Zur Phänomenologie der Heißrissbildung beim Schweißen und Entwicklung aussagekräftiger Prüfverfahren*. Berlin : Dissertation Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung, 2006.
56. **Borland, J. C.** Generalized Theory of Super-Solidus Cracking in Welds (and Castings). *British Welding Journal*. 1960, Bd. 7, S. 508-512.
57. **Lippold, J. C., et al.** Weld Solidification Cracking in Solid-Solution Strengthened Ni-Base Filler Metals. *Hot Cracking Phenomena in Welds II*. Berlin : Springer, 2008, S. 147-170.
58. *DVS 3011 Schweißen von Schwarz-Weiß-Verbindungen (S/W-Verbindungen)*. s.l. : DVS - Deutscher Verband für Schweißen und verwandte Verfahren E. V. - Ausschuss für Technik, 2000.
59. **Kou, S.** *Welding metallurgy. Second Edition*. New Jersey : Wiley, 2003. S. 263-300.
60. **Probst, R. und Herold, H.** *Kompendium der Schweißtechnik: Band 2: Schweißmetallurgie*. Düsseldorf : DVS Media GmbH, 1997. S. 225-228.
-



- 
61. **Sato, T. et al.** Improvement of Creep Rupture Strength of 9Cr1MoNbV Welded Joints by Post Weld Normalizing and Tempering. *Advances in Materials Technology for Fossil Power Plants: Proceedings of the 5th International Conference*. Florida : ASM International, 2007, S. 874-883.
62. **Tösch, J.** Fachgebiet 2.25: Verbindungen unterschiedlicher Werkstoffe. *International Welding Engineer; Ergänzungslehrgang TU Graz*. Wien : SZA, 2008.
63. **Kozeschnik, E.** MatCalc. [Online] [Zitat vom: 17. März 2010.] <http://www.matcalc.at/>.
64. **Kozeschnik, E.** A Scheil–Gulliver Model with Back-Diffusion Applied to the Microsegregation of Chromium in Fe-Cr-C Alloys. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2000, Bd. 31, S. 1682-1684.
65. **Rindler, W., Kozeschnik, E. und Buchmayr, B.** Computer simulation of the brittle-temperature-range (BTR) for hot cracking in steels. *Steel research*. 2010, Bd. 71, 11, S. 460 - 465.
66. *DIN EN 895; Zerstörende Prüfung von Schweißverbindungen an metallischen Werkstoffen - Querkzugversuch*. Brüssel : Österreichisches Normungsinstitut, 1995.
67. *EN ISO 5173; Zerstörende Prüfungen von Schweißnähten an metallischen Werkstoffen - Biegeprüfungen*. Brüssel : Österreichisches Normungsinstitut, 2009.
68. *ÖNORM EN 875; Zerstörende Prüfung von Schweißverbindungen an metallischen Werkstoffen - Kerbschlagbiegeversuch - Probenlage, Kerbrichtung und Beurteilung*. Brüssel : Österreichisches Normungsinstitut, 1995.
69. **Vallant, R.** *Optimierung von Schlacken beim MAG-Schweißen mit Nickelbasis-Fülldrahtelektroden der Typen NiCr 70/20 und 70/15*. Graz : Dissertation TU Graz, 2003. S. 144-161.

## 8 Abbildungsverzeichnis

Abbildung 1.1 Zukünftiger weltweiter Primär-Energiebedarf (2).....	1
Abbildung 1.2 Internationale Materialforschungs- und Entwicklungsprojekte für den Kraftwerksbau (7). .....	3
Abbildung 2.1 Zusammenhang zwischen erlaubter Temperatur bei 49 MPa und den relativen Materialkosten (7). .....	4
Abbildung 2.2 Schnitt durch eine für den Einsatz bei 700°C ausgelegte Hochdruck Turbine (10).....	5
Abbildung 2.3 Entwicklungsstufen der Werkstoffe für USC-Kraftwerke (3). .....	5
Abbildung 3.1 Entwicklungsstufen der 9-12% Cr-Stähle für kritische Kraftwerksbauteile (12).....	8
Abbildung 3.2 Schematische Darstellung der Entstehung und Vergrößerung der mod. Z-Phase in einem martensitischen Werkstoff (9).....	13
Abbildung 3.3 Schematische Darstellung eines getemperten martensitischen Gefüges eines 9-12% Cr-Stahls im "as-received"-Zustand (23). .....	14
Abbildung 3.4 Schematische Darstellung der Mikrostruktur eines gealterten ehemaligen Austenitkorns (25)....	14
Abbildung 3.5 Phasendiagramm in Verbindung mit der WEZ des X10CrMoVNb9-1 (P91) Stahls (9). .....	15
Abbildung 3.6 Einfluss der Spitzentemperatur des MIG-Verfahrens auf die Mikrostruktur (27). .....	18
Abbildung 3.7 Einfluss der Wärmeeinbringung bei $T_p = 1300^\circ\text{C}$ , links WIG(1), rechts UP(2) (26). .....	19
Abbildung 3.8 Berechnetes Phasendiagramm des CB2 mit variierenden Cr-Gehalt (26).....	20
Abbildung 3.9 Kristallstruktur der kubisch-flächenzentrierten $\gamma'$ -Phase (40).....	26
Abbildung 3.10 Kristallstruktur der tetragonal raumzentrierten $\gamma''$ -Phase (schwarze Atome: Nb, weiße Atome: Ni) (36). .....	27
Abbildung 3.11 Schematische Darstellung diverser Grenzen im Schweißgut (44). .....	29
Abbildung 3.12 Dimensionsloser Diffusionsparameter $\alpha$ als Funktion der Abkühlgeschwindigkeit für verschiedene Legierungselemente in der Nickelbasis-Legierung Alloy 713 (46). .....	32
Abbildung 3.13 Erstarrungsabfolge mit variierenden Gehalten an Si und C (Alloy 625) (47).....	35
Abbildung 3.14 Schematische Darstellung des Einflusses von Nb und C auf die mikrostrukturelle Morphologie (36).....	38
Abbildung 3.15 Aufmischung in der Schweißzone (49). .....	39
Abbildung 3.16 Änderung des Verteilungskoeffizienten für Nb mit steigendem Fe-Gehalt (50). .....	40
Abbildung 3.17 Bilder links: Mikrostruktur des Schweißgutes von Alloy 625 nach der Wärmebehandlung bei den angegebenen Temperaturen. Bilder rechts: Mechanische Kennwerte bei Raumtemperatur von Alloy 625- Schweißgüter als Funktion der Wärmebehandlungstemperaturen (B.. "as-welded "-Zustand): (a) Zugfestigkeit (UTS) und 0.2% Dehngrenze (0.2% YS); (b) Bruchdehnung (EL) und Brucheinschnürung (RA); (c) Kerbschlagarbeit (51). .....	42
Abbildung 3.18 Isothermes Zeit-Temperatur-Ausscheidungsdiagramm des Alloy 625 im lösungsgeglühten Zustand (36). .....	44

Abbildung 3.19 Schematische Darstellung der Entstehung eines Erstarrungsrisse (14).....	46
Abbildung 3.20 Zusammenspiel der Erstarrungsrisse beeinflussenden Faktoren (54).....	47
Abbildung 3.21 Schematische Darstellung eines durch Segregation hervorgerufenen Aufschmelzrisse (36). ....	49
Abbildung 3.22 Schematisches Erklärungsmodell der konstitutionellen Verflüssigung (36).....	51
Abbildung 3.23 Gegenüberstellung der maximalen Risslänge über die Dehnung für verschiedene Mischkristall- gehärtete Schweißgüter (57). ....	52
Abbildung 3.24 Einfluss der Schweißnahtform auf die Erstarrungsrisse-Anfälligkeit (59).....	53
Abbildung 3.25 Einfluss des Breiten-Tiefenverhältnis (b/t) auf die Heißrissanfälligkeit (14). ....	54
Abbildung 3.26 Schematische Darstellung des Einflusses der Korngrenzenform und der Ausscheidungen auf Ductility Dip Cracking (44).....	55
Abbildung 3.27 Einfluss der Kristallisationsgeschwindigkeit auf die Porenbildung (14). ....	56
Abbildung 3.28 Mechanische und metallurgische Porenbildung beim Metall-Schutzgasschweißen (14). ....	57
Abbildung 4.1 Schweißnahtaufbau (links: Alloy 625, rechts: CB2). ....	63
Abbildung 4.2 Abarbeiten von Schlackeresten und Unebenheiten der Nickelbasis-Pufferlagen am CB2. ....	63
Abbildung 4.3 Probeentnahme-Stellen - Stabelektrode (1.Probe). ....	66
Abbildung 4.4 Schematische Darstellung der Probenentnahme-Stellen aus den 100 mm langen und 50 mm dicken Versuchsschweißungen (2.-4. Probeschweißung). ....	67
Abbildung 4.5 Schematische Darstellung der Teilung der Probe für die Metallographie zur Beurteilung der Mikrostruktur bzw. Härtemessung (Bild links) und Makrostruktur (Bild rechts).....	68
Abbildung 4.6 Grundwerkstoff CB2; Ätzung: mod. LB II. ....	69
Abbildung 4.7 Grundwerkstoff Alloy 625; Ätzung: Nr. 3. ....	69
Abbildung 4.8 Nahtaufbau Schweißung mit Stabelektrode (2. Probe, Ätzung: Nr.3). ....	71
Abbildung 4.9 Nahtaufbau Schweißung mit Massivdrahtelektrode (3. Probe, Ätzung: Nr.3).....	71
Abbildung 4.10 Nahtaufbau Schweißung mit Fülldrahtelektrode (4. Probe, Ätzung: Nr. 3). ....	72
Abbildung 4.11 WEZ des Alloy 625 (1.Probe, Ätzung: Nr. 3). ....	72
Abbildung 4.12 WEZ des CB2 im Bereich der Wurzel; Stabelektrode (1.Probe), Ätzung: Nital 5%.....	73
Abbildung 4.13 Mikrohärtmessungen der WEZ der Wurzel des CB2; Stabelektrode (2. Probe), Ätzung: mod. LB II. ....	74
Abbildung 4.14 Mikrohärtmessungen der WEZ der Wurzel des CB2 im "as-welded"-Zustand; Fülldrahtelektrode (4. Probe), Ätzung: mod. LB II.....	75
Abbildung 4.15 WEZ der Flanke des CB2; Stabelektrode (1.Probe), Ätzung: Nital 5%. ....	76
Abbildung 4.16 Mikrohärtmessungen der WEZ der Flanke des CB2; Fülldrahtelektrode (4. Probe), Ätzung: mod. LB II.....	76
Abbildung 4.17 Mikrohärtmessungen der WEZ der Flanke des CB2 im "as-welded"-Zustand; Fülldrahtelektrode (4. Probe), Ätzung: mod. LB II.....	77
Abbildung 4.18 WEZ der Decklage des CB2; Fülldrahtelektrode (4. Probe), Ätzung: mod. LBII. ....	77
Abbildung 4.19 EDX-Analyse des Schweißgutes; Stabelektrode, 1. Probe. ....	78

*Abbildung 4.20 Mikrostruktur des Schweißgutes der Alloy 625; Stabelektrode (2. Probe), Ätzung: Königswasser. .... 79*

*Abbildung 4.21 Nicht aufgeschmolzene Molybdän-Partikel im Schweißgut. Bild links: Lichtmikroskop (nicht geätzt). Bild rechts: REM; Fülldrahtelektrode (4. Probe)..... 79*

*Abbildung 4.22 Riss im Bereich um die Wurzel; Fülldrahtelektrode (4. Probe), Ätzung: Königswasser. .... 80*

*Abbildung 4.23 REM-Aufnahme eines Heißrisses; Fülldrahtelektrode (4. Probe). .... 81*

*Abbildung 4.24 EDX-Spektrum der interdendritischen Phase (helle Bereiche); Fülldrahtelektrode, 4. Probe. .... 81*

*Abbildung 4.25 Schweißfehler im Massivdraht-Schweißgut; Massivdrahtelektrode, (3.Probe), nicht geätzter Zustand..... 82*

*Abbildung 4.26 Rissbildung im Schweißgut ausgehend von Verschlackungsprodukten. 1.Bild: Lichtmikroskop-Aufnahme; 2.-6. Bild: REM-Aufnahmen. Massivdrahtelektrode (3. Probe)..... 82*

*Abbildung 4.27 EDX-Analyse des Massivdraht-Schweißgutes der ersten Pufferlage; Massivdrahtelektrode (3.Probe)..... 83*

*Abbildung 4.28 REM-Aufnahme eines Heißrisses; Massivdrahtelektrode (3. Probe)..... 84*

*Abbildung 4.29 EDX-Spektrum der interdendritischen Phase (helle Bereiche); Massivdrahtelektrode (3. Probe). 85*

*Abbildung 4.30 Bild links: Riss entlang erstarrter Korngrenzen in Wurzelnähe. Bild rechts: Grobe Ausscheidungen entlang der Korngrenzen; Massivdrahtelektrode (3. Probe), Ätzung: Königswasser. .... 85*

*Abbildung 4.31 Härteprüfung nach Vickers; Prüfkraft: HV 10 – Stabelektrodenschweißung. .... 87*

*Abbildung 4.32 Härteprüfung nach Vickers; Prüfkraft: HV 10 – Massivdrahtelektrodenschweißung. .... 88*

*Abbildung 4.33 Härteprüfung nach Vickers; Prüfkraft: HV 10 – Fülldrahtelektrodenschweißung..... 88*

*Abbildung 4.34 Härteprüfung nach Vickers; Prüfkraft: HV 10 - Fülldrahtelektrodenschweißung, Pufferung ohne PWHT. .... 89*

*Abbildung 4.35 Härteprüfung nach Vickers; Prüfkraft: HV 10 - Fülldrahtelektrodenschweißung, Pufferung mit PWHT (730°C/8h). .... 89*

*Abbildung 4.36 Phasen-Mengen-Diagramm für CB2 (MatCalc). .... 94*

*Abbildung 4.37 Phasen-Mengen-Diagramm für Alloy 625 (MatCalc). .... 95*

*Abbildung 4.38 Befehlsfenster zum Ausführen der Scheil-Berechnungen in MatCalc. .... 96*

*Abbildung 4.39 Scheil-Gulliver-Berechnung – Stabelektrode Ø 3,2 mm – reines Schweißgut. .... 101*

*Abbildung 4.40 Scheil-Gulliver-Berechnung – Stabelektrode Ø 3,2 mm – 2. Lage. .... 101*

*Abbildung 4.41 Scheil-Gulliver-Berechnung – Stabelektrode Ø 2,5 mm – 1. Lage. .... 101*

*Abbildung 4.42 Berechnung der chemischen Zusammensetzung von MX – Stabelektrode Ø 3,2 mm – reines Schweißgut..... 102*

*Abbildung 4.43 Berechnung der chemischen Zusammensetzung von MX – Stabelektrode Ø 3,2 mm – 2. Lage. 102*

*Abbildung 4.44 Berechnung der chemischen Zusammensetzung von MX – Stabelektrode Ø 2,5 mm– 1. Lage. 102*

*Abbildung 4.45 Scheil-Gulliver-Berechnung – Massivdrahtelektrode – reines Schweißgut. .... 103*

*Abbildung 4.46 Scheil-Gulliver-Berechnung – Massivdrahtelektrode Ø 3,2 mm – 2. Lage. .... 103*

*Abbildung 4.47 Scheil-Gulliver-Berechnung – Massivdrahtelektrode Ø 3,2 mm – 1. Lage. .... 103*

Abbildung 4.48 Berechnung der chemischen Zusammensetzung von MX – Massivdrahtelektrode – reines Schweißgut.....	104
Abbildung 4.49 Berechnung der chemischen Zusammensetzung von MX – Massivdrahtelektrode – 2. Lage....	104
Abbildung 4.50 Berechnung der chemischen Zusammensetzung von MX – Massivdrahtelektrode – 1. Lage....	104
Abbildung 4.51 Scheil-Gulliver-Berechnung – Fülldrahtelektrode – reines Schweißgut.....	105
Abbildung 4.52 Scheil-Gulliver-Berechnung – Fülldrahtelektrode – 2. Lage. ....	105
Abbildung 4.53 Scheil-Gulliver-Berechnung – Fülldrahtelektrode – 1. Lage. ....	105
Abbildung 4.54 Berechnung der chemischen Zusammensetzung von MX – Fülldrahtelektrode – reines Schweißgut.....	106
Abbildung 4.55 Berechnung der chemischen Zusammensetzung von MX – Fülldrahtelektrode – 2. Lage. ....	106
Abbildung 4.56 Berechnung der chemischen Zusammensetzung von MX – Fülldrahtelektrode – 1. Lage. ....	106
Abbildung 4.57 Schematische Darstellung der Entnahmestellen der Quersugproben.....	107
Abbildung 4.58 Erste Quersugproben geschweißt mit Stabelektroden. Bruchlage im Grundwerkstoff der Alloy 625. ....	107
Abbildung 4.59 Schematische Darstellung der verlängerten Zugprobe. ....	108
Abbildung 4.60 Bruchfläche der Quersugprüfung im Alloy 625 Grundwerkstoff; (Stabelektrode). ....	108
Abbildung 4.61 Schematische Darstellung der Seitenbiegeprobe.....	110
Abbildung 4.62 3-Punkt-Biegeprüfung der ersten Probeschweißung (Stabelektroden-Schweißung). ....	110
Abbildung 4.63 Gebogene Seitenbiegeprobe (1. Schweißung - Stabelektroden). ....	111
Abbildung 4.64 Schematische Darstellung des Seitenbiegeversuches mit "Stützblech". ....	111
Abbildung 4.65 Geführter Seitenbiegeversuch (voestalpine Stahl, Linz). ....	112
Abbildung 4.66 Außermittiges Ansetzen der Seitenbiegeprobe.....	113
Abbildung 4.67 Gebogene Seitenbiegeprobe (2. Probeschweißung - Stabelektrode); geführter Seitenbiegeversuch. ....	114
Abbildung 4.68 Gebogene Seitenbiegeprobe (4. Probeschweißung - Fülldrahtelektrode); geführter Seitenbiegeversuch. ....	114
Abbildung 4.69 Gebogene Seitenbiegeprobe (3. Probeschweißung - Massivdrahtelektrode); geführter Seitenbiegeversuch. ....	115
Abbildung 4.70 Schematische Darstellung der Entnahmestellen aus der WEZ der Kerbschlagbiegeproben. ....	118
Abbildung 4.71 Schematische Darstellung der Kerblage und der Wachstumsstruktur der Dendriten. Oben: Stabelektroden-Schweißung; Unten: Massivdrahtelektroden-Schweißung. ....	119
Abbildung 5.1 Schematische Darstellung einer möglichen konstruktiven Maßnahme zur Vermeidung der hohen Härtewerte in der WEZ des CB2 im Bereich der Wurzellagen. ....	121
Abbildung 11.1 Schweißprotokoll der Fülldraht-Schweißung. ....	138
Abbildung 11.2 Schweißprotokoll der Massivdraht-Schweißung. ....	139
Abbildung 11.3 Schweißprotokoll der Stabelektroden-Schweißung. ....	140

---

Abbildung 11.4 Mikrohärtemessungen der WEZ der Wurzel des CB2; Massivdrahtelektrode (3.Probe), Ätzung: mod. LB II.....	141
Abbildung 11.5 Mikrohärtemessungen der WEZ der Wurzel des CB2; Fülldrahtelektrode (4.Probe), Ätzung: mod. LB II.....	141
Abbildung 11.6 Mikrohärtemessungen der WEZ der Flanke des CB2; Stabelektrode (2.Probe), Ätzung: mod. LB II. ....	142
Abbildung 11.7 Mikrohärtemessungen der WEZ der Flanke des CB2; Massivdrahtelektrode (2.Probe), Ätzung: mod. LB II).....	142
Abbildung 11.8 Mikrohärtemessungen der WEZ der Decklage des CB2; Stabelektrode (2.Probe), Ätzung: mod. LB II. ....	143
Abbildung 11.9 Mikrohärtemessungen der WEZ der Decklage des CB2; Fülldrahtelektrode (4.Probe), Ätzung: mod. LB II. ....	143
Abbildung 11.10 Scheil-Gulliver-Berechnung – Stabelektrode $\varnothing$ 3,2 mm –die chem. Zusammensetzung der Hauptlegierungselemente (Fe, Ni, Cr) entsprechen jener der 2. Lage, die restlichen der Zusammensetzung des reinen Schweißgutes. ....	144
Abbildung 11.11 Scheil-Gulliver-Berechnung – Stabelektrode $\varnothing$ 2,5 mm –die chem. Zusammensetzung der Hauptlegierungselemente (Fe, Ni, Cr) entsprechen jener der 1. Lage, die restlichen der Zusammensetzung des reinen Schweißgutes. ....	144
Abbildung 11.12 Werkstoffdatenblatt des Alloy 625. ....	145
Abbildung 11.13 Werkstoffdatenblatt des CB2.....	146

---

---

## 9 Formelverzeichnis

<i>Formel 3.1 Brody-Flemings-Gleichung</i> .....	30
<i>Formel 3.2 dimensionsloser Diffusionsparameter</i> .....	31
<i>Formel 3.3 Erstarrungszeit</i> .....	31
<i>Formel 3.4 halber Dendritenarmabstand</i> .....	31
<i>Formel 3.5 Scheil-Gulliver-Gleichung</i> .....	32
<i>Formel 3.6 Geometrische Bestimmung des Aufmischungsgrades</i> .....	39
<i>Formel 4.1 Bestimmung des Aufmischungsgrades über die chemische Konzentration eines Legierungselementes (34), (49)</i> .....	90
<i>Formel 4.2 Bestimmung der chemischen Konzentration eines Legierungselementes in der Mischungszone (34), (49)</i> .....	90
<i>Formel 4.3 Berechnung des Biegedorndurchmessers</i> .....	109

## 10 Tabellenverzeichnis

<i>Tabelle 3.1 Chemische Zusammensetzung des COST CB2 (wt-%).</i> .....	7
<i>Tabelle 3.2 Chemische Zusammensetzung der Testschmelze des CB2 (wt-%) laut Diplomarbeit Méndez-Martin (27).</i> .....	17
<i>Tabelle 3.3 Inputdaten für die Berechnung des Schweißzyklus für die WEZ-Simulation (27).</i> .....	17
<i>Tabelle 3.4 Chemische Zusammensetzung Alloy 625 (30).</i> .....	22
<i>Tabelle 3.5 Wirkungsweise verschiedener Legierungselemente auf die Phasenstabilität in Nickelbasis-Legierungen (38).</i> .....	24
<i>Tabelle 3.6 Vergleich der Atomgrößenunterschiede und der Löslichkeit in Nickel bei 1000°C verschiedener Legierungselemente (36).</i> .....	25
<i>Tabelle 3.7 Diffusionsdaten verschiedener Legierungselemente in Nickel (36).</i> .....	33
<i>Tabelle 3.8 Verteilungskoeffizienten k am Beginn der Erstarrung verschiedener Elemente diverser Legierungen (36).</i> .....	33
<i>Tabelle 3.9 Erstarrungsreaktionen und Temperaturen mit variierenden Si- und C-Gehalten (47).</i> .....	36
<i>Tabelle 3.10 Laut EN ISO 15614-1 geforderte zerstörungsfreie Prüfungen</i> .....	60
<i>Tabelle 3.11 Laut EN ISO 15614-1 geforderte zerstörende Prüfungen</i> .....	60
<i>Tabelle 4.1 Chemische Zusammensetzung des CB2 (wt-%).</i> .....	61
<i>Tabelle 4.2 Chemische Zusammensetzung der Alloy 625 (wt-%).</i> .....	61
<i>Tabelle 4.3 Übersicht über das gesamte Versuchsprogramm.</i> .....	62
<i>Tabelle 4.4 Schweißparameter der ersten beiden Lagen (Probeschweißungen 1 bis 4).</i> .....	64
<i>Tabelle 4.5 chem. Analyse des reinen Schweißgutes - Stabelektrode <math>\varnothing</math> 3,2 mm (wt-%).</i> .....	65
<i>Tabelle 4.6 chem. Analyse des reinen Schweißgutes - Massivdrahtelektrode <math>\varnothing</math> 1,2 mm (wt-%).</i> .....	65
<i>Tabelle 4.7 chem. Analyse des reinen Schweißgutes - Fülldrahtelektrode <math>\varnothing</math> 1,2 mm (wt-%).</i> .....	65
<i>Tabelle 4.8 chem. Analyse des reinen Schweißgutes - Stabelektrode <math>\varnothing</math> 2,5 mm (laut Werkszeugnis) (wt-%).</i> .....	65
<i>Tabelle 4.9 Zusammenstellung der verwendeten Ätzmittel.</i> .....	68
<i>Tabelle 4.10 Aufmischungsgrad D und chemische Zusammensetzung der 1. Lage – Stabelektrode, <math>\varnothing</math> 2,5 mm...</i>	91
<i>Tabelle 4.11 Aufmischungsgrad D (bezogen auf die 1. Lage) und chemische Zusammensetzung der 2. Lage – Stabelektrode, <math>\varnothing</math> 3,2 mm.</i> .....	91
<i>Tabelle 4.12 Aufmischungsgrad D und chemische Zusammensetzung der 1. und 2. Lage – Massivdrahtelektrode.</i> .....	92
<i>Tabelle 4.13 Aufmischungsgrad D und chemische Zusammensetzung der 1. und 2. Lage – Fülldrahtelektrode.</i> ..	92
<i>Tabelle 4.14 Vergleich des C/Nb-Verhältnis in den ersten zwei Lagen und dem reinen Schweißgut.</i> .....	93
<i>Tabelle 4.15 Berechnete Gleichgewichts-Phasenumwandlungstemperaturen – CB2 (MatCalc).</i> .....	95
<i>Tabelle 4.16 Berechnete Gleichgewichts-Temperaturen der Phasenumwandlungen – Alloy 625 (MatCalc).</i> .....	95
<i>Tabelle 4.17 Berechnete Erstarrungsbereiche der Schweißgüter der Alloy 625 (MatCalc).</i> .....	97
<i>Tabelle 4.18 Erreichte Werte der Zugfestigkeit <math>R_m</math> in MPa der Querschweifprüfungen.</i> .....	108



---

*Tabelle 4.19 Gemessene Kerbschlagzähigkeiten der Dissimilar Schweißung CB2 – Alloy 625..... 118*

11 Anhang

FÜLLDRAHT

Datum (Date)	Schichtzeit (Shifttime)		Schweißler-Stempelnummer (Welder Stamp No.)	Arbeitsfolge ents. SP (Welding Sequence acc. WPS)	Schweißverfahren (Welding Process)	Schweißposition (Welding Position)	Schweißzusatzwerkstoffe (Welding Materials)		Schweißhilfsstoffe (Welding Consumables)		Schweißparameter (Welding Parameters)								Unterschrift Uhrzeit Abnahme- gesellschaft (Inspection Agency)			
	Tag (Day)	Monat (Month)					von (from)	bis (to)	Ø (mm)	Herstellerbezeichnung (Trade Name)	Chargen- Seriennr. (Heat or Serial No.)	Schutzgas/ Spülgas [l/min] (Shielding Gas/ Backing Gas [l/min])	Stromart (Current) = / ~ + / - [A]	Polung (Polarity)	Stromstärke (Amperes)	Spannung (Voltage)	Auszehlänge (length of weld bead per unit length electrode)	Vorwärmtemperatur (Preheat Temp.)		Drahtvorschub (mm/min)	Zwischenlagentemp. (Interpass Temp.)	Lage (Layer)
2010	6	5	5	13	11	136	PA	1,2	Nibas 625 PW-FD	68968	Ar+ 18CO2	=	+	124	21	4	20	1	1	1	ohne Puls	TPS5000
	6	5	5	13	11	136	PA	1,2	Nibas 625 PW-FD			=	+	200	21	6,6	90	2	1	3	ohne Puls	TPS5000
	6	5	5	13	11	136	PA	1,2	Nibas 625 PW-FD			=	+	200	21	6,6	100	3	1	3	ohne Puls	TPS5000
	6	5	5	13	11	136	PA	1,2	Nibas 625 PW-FD			=	+	200	21	6,6	100	4	1	3	ohne Puls	TPS5000
	6	5	5	13	11	136	PA	1,2	Nibas 625 PW-FD			=	+	200	21	6,6	100	6	1	3	ohne Puls	TPS5000
	6	5	5	13	11	136	PA	1,2	Nibas 625 PW-FD			=	+	200	21	6,6	120	7	1	4	ohne Puls	TPS5000
	6	5	5	13	11	136	PA	1,2	Nibas 625 PW-FD			=	+	200	21	6,6	120	10	1	4	ohne Puls	TPS5000
	6	5	5	13	11	136	PA	1,2	Nibas 625 PW-FD			=	+	200	21	6,6	120	11	1	4	ohne Puls	TPS5000
	6	5	5	13	11	136	PA	1,2	Nibas 625 PW-FD			=	+	223	22	7	120	12	1	4	ohne Puls	TPS5000
	6	5	5	13	11	136	PA	1,2	Nibas 625 PW-FD			=	+	223	22	7	120	14	1	4	ohne Puls	TPS5000
	6	5	5	13	11	136	PA	1,2	Nibas 625 PW-FD			=	+	223	22	7	120	15	1	5	ohne Puls	TPS5000
	6	5	13	21	11	136	PA	1,2	Nibas 625 PW-FD			=	+	223	22	7	120	19	1	5	ohne Puls	TPS5000
	6	5	13	21	11	136	PA	1,2	Nibas 625 PW-FD			=	+	223	22	7	120	20	1	6	ohne Puls	TPS5000

**Bemerkung:** WG90 mit WG92  
WG92= GX13Cr-MoCoVNbNB10-1-1  
WG90= Nibas 625  
Pufferung von WG92 laut WPS- danach Spannungsammlung

**VP-Nr. (pQR-No.):**  
**SP-Nr. (WPS-No.):**  
**Auftragsnr. (Order No.):**

**Blatt (Page):** 1 von (of) 1  
**Datum:** 06.05.10  
**Name:** Bauer/ Ernst

**voestalpine**  
GIESSEREI WAGEN GMBH

Abbildung 11.1 Schweißprotokoll der Fülldraht-Schweißung.

MASSIV

Datum (Date)		Schichtzeit (Shifttime)		Schweißer-Stempelnummer (Welder Stamp No.)	Arbeitsfolge ents. SP (Welding Sequence acc. WPS)	Schweißverfahren (Welding Process)	Schweißposition (Welding Position)	Schweißzusatzwerkstoffe (Welding Materials)		Schweißhilfsstoffe (Welding Consumables)		Schweißparameter (Welding Parameter)						Unterschrift Uhrzeit Abnahme-gesellschaft (Inspection Agency)					
		Tag (Day)	Monat (Month)					von (from)	bis (to)	Herstellerbezeichnung (Trade Name)	Ø (mm)	Chargen-Serienr. (Heat or. Serial No.)	97369	Ar+ 50He	Polung (Polarity)	Stromart (Current)	Stromstärke (Ampere)		Spannung (Voltage)	Ausziehlänge of weld bead per unit length	Vorwärmtemperatur (Preheat Temp.)	Drahtvorschub (m/min)	Zwischenlagentemp. (Interpass Temp.)
2010		4	5	5	13	11	135	PA	Nibas 625 IG	1,2	97369	Ar+ 50He	+	~	114	18	4	20	1	1	1	ohne Puls	TPS5000
		4	5	5	13	11	135	PA	Nibas 625 IG	1,2			+	~	170	20	6	70	2	1	2	mit Puls	
		4	5	5	13	11	135	PA	Nibas 625 IG	1,2			+	~	170	20		100	3	1	3	mit Puls	
		4	5	5	13	11	135	PA	Nibas 625 IG	1,2			+	~	170	20		100	4	1	4	mit Puls	
		4	5	5	13	11	135	PA	Nibas 625 IG	1,2			+	~	192	21		100	5-6	1	4	mit Puls	
		4	5	5	13	11	135	PA	Nibas 625 IG	1,2			+	~	192	21		105	6	1	4	mit Puls	
		4	5	5	13	11	135	PA	Nibas 625 IG	1,2			+	~	192	21		100	7	1	4	mit Puls	
		4	5	5	13	11	135	PA	Nibas 625 IG	1,2			+	~	192	21		100	8	1	4	mit Puls	
		4	5	5	13	11	135	PA	Nibas 625 IG	1,2			+	~	192	21		100	9	1	5	mit Puls	
		4	5	5	13	11	135	PA	Nibas 625 IG	1,2			+	~	192	21		110	10	1	5	mit Puls	
		4	5	5	13	11	135	PA	Nibas 625 IG	1,2			+	~	192	21		106	11	1	5	mit Puls	
		5	5	13	21	6	135	PA	Nibas 625 IG	1,2			+	~	192	21		106	12	1	5	mit Puls	
		5	5	13	21	6	135	PA	Nibas 625 IG	1,2			+	~	207	21		106	13	1	5	mit Puls	
		5	5	13	21	6	135	PA	Nibas 625 IG	1,2			+	~	207	21		100	14	1	5	mit Puls	
		5	5	13	21	6	135	PA	Nibas 625 IG	1,2			+	~	207	21		120	15	1	6	mit Puls	

**Bemerkung:** WG90 mit WG92  
WG92= GX13CrMoCoVNbNB10-1-1

**VP-Nr. (PQR-No.):** WG90= Nibas 625

**SP-Nr. (WPS-No.):** Pufferung von WG92 laut WPS- danach Spannungsarmglühung.

**Auftragsnr. (Order No.):**

**Blatt (Page):** 1 von (of) 1

**Datum:** 06.05.10

**Name:** Bauer/ Ernst

**Schweißprotokoll (Welding Record)**

**voestalpine**  
GIESSEI & RAISEN GMBH

Abbildung 11.2 Schweißprotokoll der Massivdraht-Schweißung.

ELEKTRODE

Datum (Date)		Schichtzeit (Shifttime)		Schweißer-Stempelnnummer (Welder Stamp No.)	Arbeitsfolge ents. SP (Welding Sequence acc. WPS)	Schweißverfahren (Welding Process)	Schweißposition (Welding Position)	Schweißzusatzwerkstoffe (Welding Materials)		Schweißhilfsstoffe (Welding Consumables)			Schweißparameter (Welding Parameters)							Unterschrift Uhrzeit Abnahme-gesellschaft (Inspection Agency)	
		VP-Nr. (PQR-No.):	SP-Nr. (WPS-No.):					Auftragsnr. (Order No.):	Chargen-Seriennr. (Heat or Serial No.)	Schutzgas/Spülgas [(min)] (Shielding Gas/Backing Gas [(min)])	Auszihlungs-länge (Length of weld bead per unit length electrode) [cm]	Vormwärmtemperatur (Preheat Temp.) [°C]	Drahtvorschub (m/min)	Zwischenlagentemp. (Interpass Temp.) [°C]	Lage (Layer)	Seite (Side)	Raupen (Passes)				
Tag (Day)	Monat (Month)	von (from)	bis (to)	Ø (mm)	Herstellerbezeichnung (Trade Name)	Stromart (Current)	Polung (Polarity)	Stromstärke (Ampere)										Spannung (Voltage)	Stromstärke (Ampere) = I ~	Polung (Polarity) = +/-	Stromstärke (Ampere)
22	4	5	13	11		111	PA	2,5	FOX Nibas 625			=	+	50	27			65	1	1	3 Elektroden
22	4	5	13	11		111	PA	3,2	FOX Nibas 625			=	+	70	25			110	2	1	2
22	4	5	13	11		111	PA	3,2	FOX Nibas 625			=	+	70	25			100	3	1	4
22	4	5	13	11		111	PA	3,2	FOX Nibas 625			=	+	70	25			120	4	1	4
22	4	5	13	11		111	PA	3,2	FOX Nibas 625			=	+	70	25			100	5	1	4
22	4	5	13	11		111	PA	3,2	FOX Nibas 625			=	+	70	25			110	6	1	4
22	4	5	13	11		111	PA	3,2	FOX Nibas 625			=	+	70	25			125	7	1	4
22	4	5	13	11		111	PA	3,2	FOX Nibas 625			=	+	70	25			110	8	1	4
22	4	5	13	11		111	PA	3,2	FOX Nibas 625			=	+	70	25			120	9	1	5
22	4	5	13	11		111	PA	3,2	FOX Nibas 625			=	+	70	25			110	10	1	5
22	4	13	21	6		111	PA	3,2	FOX Nibas 625			=	+	70	25			106	11-	1	5
22	4	13	21	6		111	PA	3,2	FOX Nibas 625			=	+	70	25			106	16	1	5
22	4	13	21	6		111	PA	3,2	FOX Nibas 625			=	+	70	25			106	17-18	1	6
22	4	13	21	6		111	PA	3,2	FOX Nibas 625			=	+	70	25			100	19-21	1	7
22	4	13	21	6		111	PA	4	FOX Nibas 625			=	+	110	26			120	22-25	1	5
22	4	13	21	6		111	PA	4	FOX Nibas 625			=	+	110	26			120	26	1	7 Decklage
Bemerkung:				WG90 mit WG92 WG92= GX13CrMoCoVNb10-1-1		WG90= Nibas 625		Pufferung von WG92 laut WPS- danach Spannungsarmgüchtung								Blatt (Page): 1 von (of) 1		Name: Bauer/ Ernst			
VP-Nr. (PQR-No.):				94501		<b>Schweißprotokoll</b> (Welding Record)										Date: 08.01.10		voestalpine GIESSENER HÄUSEN GMBH			
Auftragsnr. (Order No.):																					

## Schweißprotokoll (Welding Record)

Abbildung 11.3 Schweißprotokoll der Stabelektroden-Schweißung.

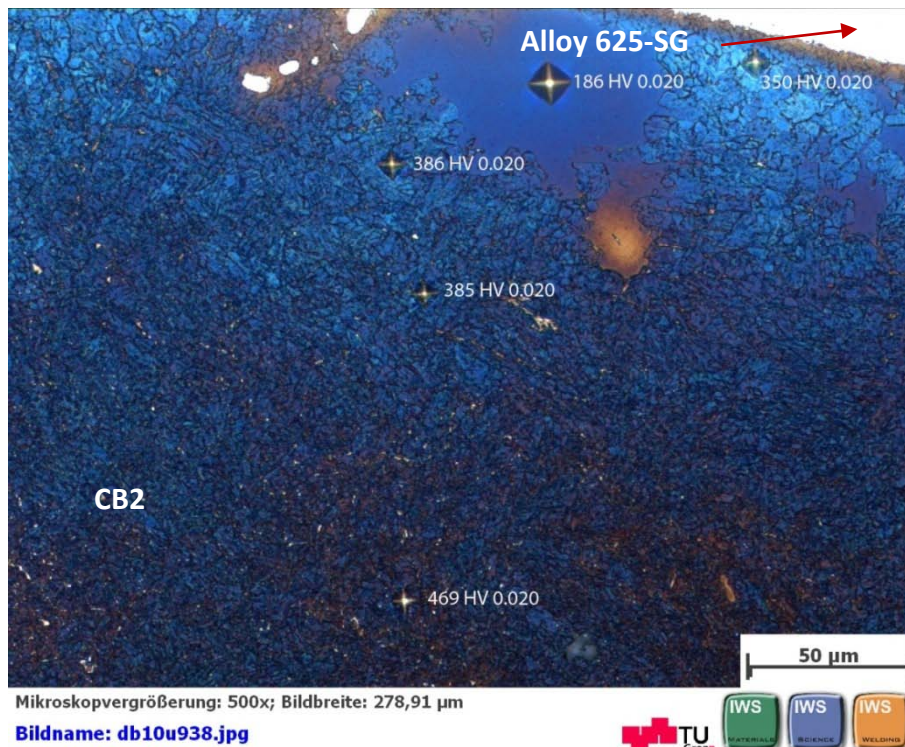


Abbildung 11.4 Mikrohärtemessungen der WEZ der Wurzel des CB2; Massivdrahtelektrode (3.Probe), Ätzung: mod. LB II.

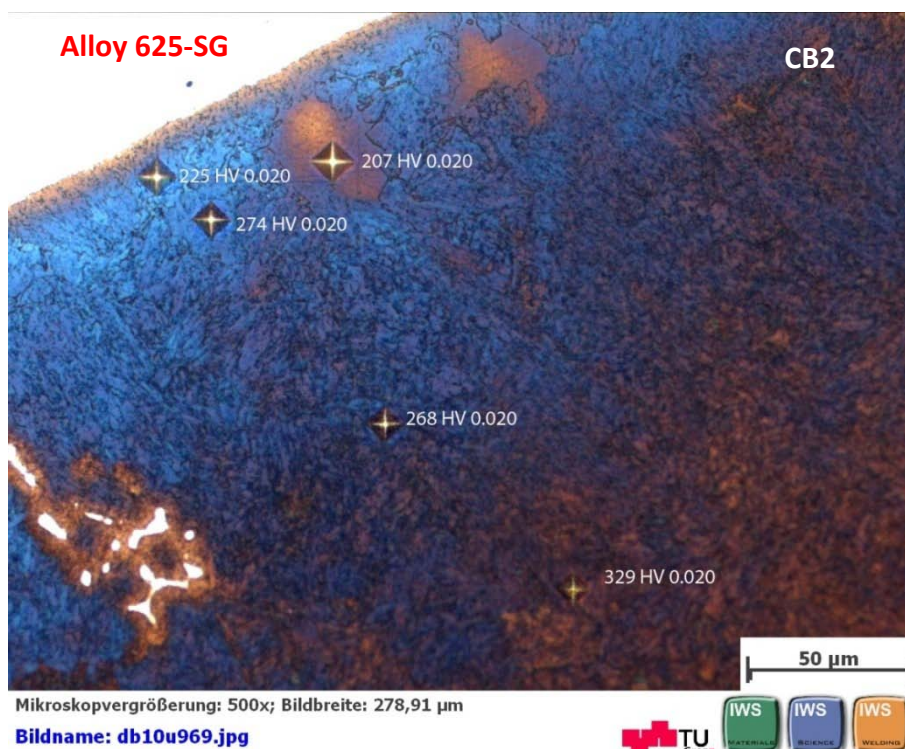


Abbildung 11.5 Mikrohärtemessungen der WEZ der Wurzel des CB2; Fülldrahtelektrode (4.Probe), Ätzung: mod. LB II.

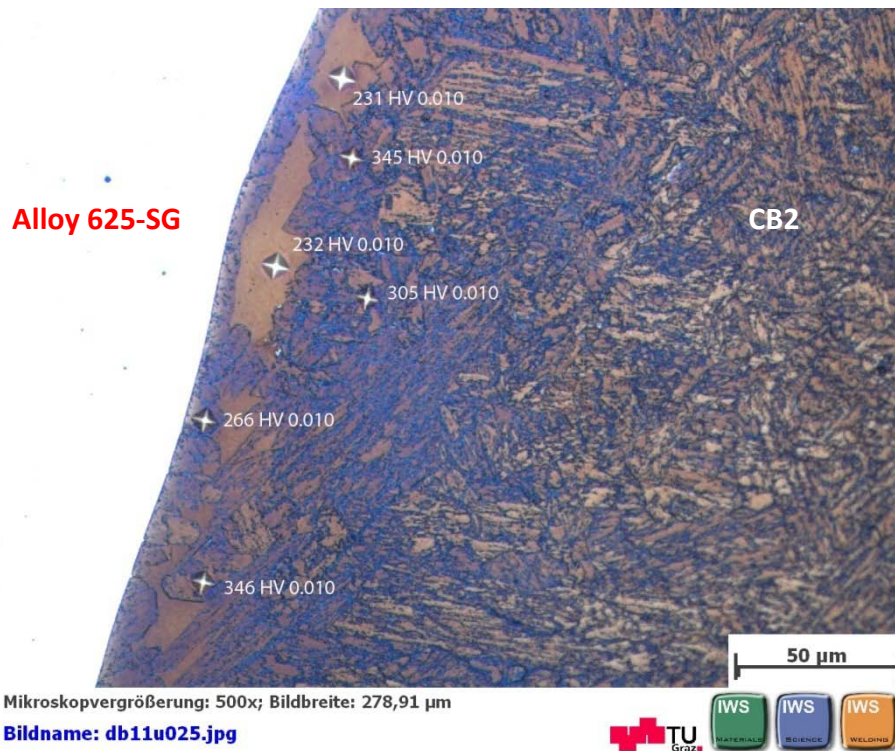


Abbildung 11.6 Mikrohärtemessungen der WEZ der Flanke des CB2; Stabelektrode (2. Probe), Ätzung: mod. LB II.



Abbildung 11.7 Mikrohärtemessungen der WEZ der Flanke des CB2; Massivdrahtelektrode (2. Probe), Ätzung: mod. LB II).

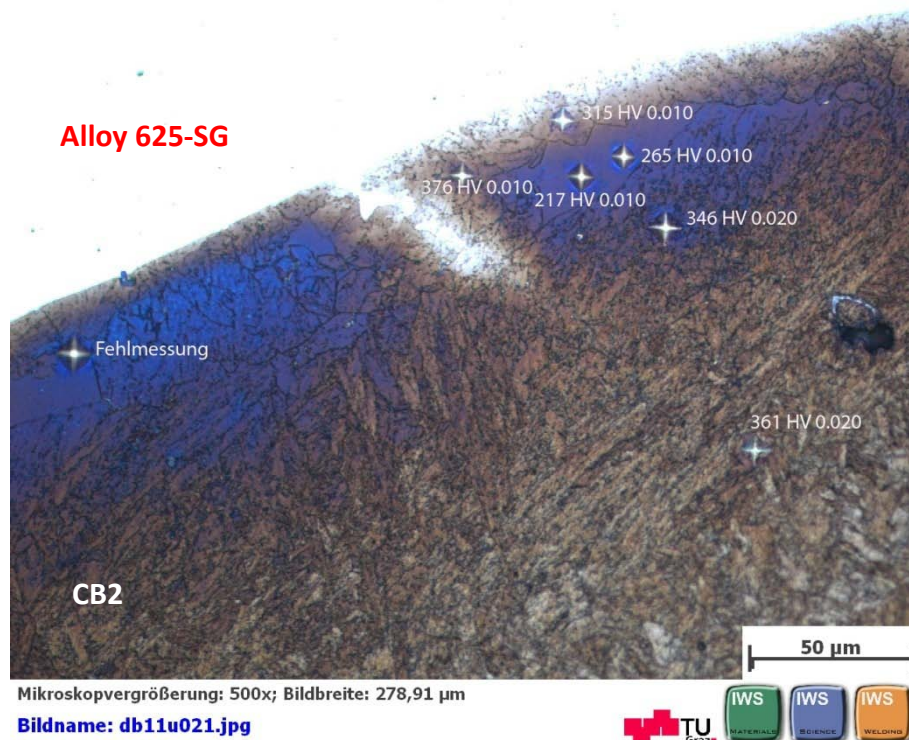


Abbildung 11.8 Mikrohärtemessungen der WEZ der Decklage des CB2; Stabelektrode (2.Probe), Ätzung: mod. LB II.

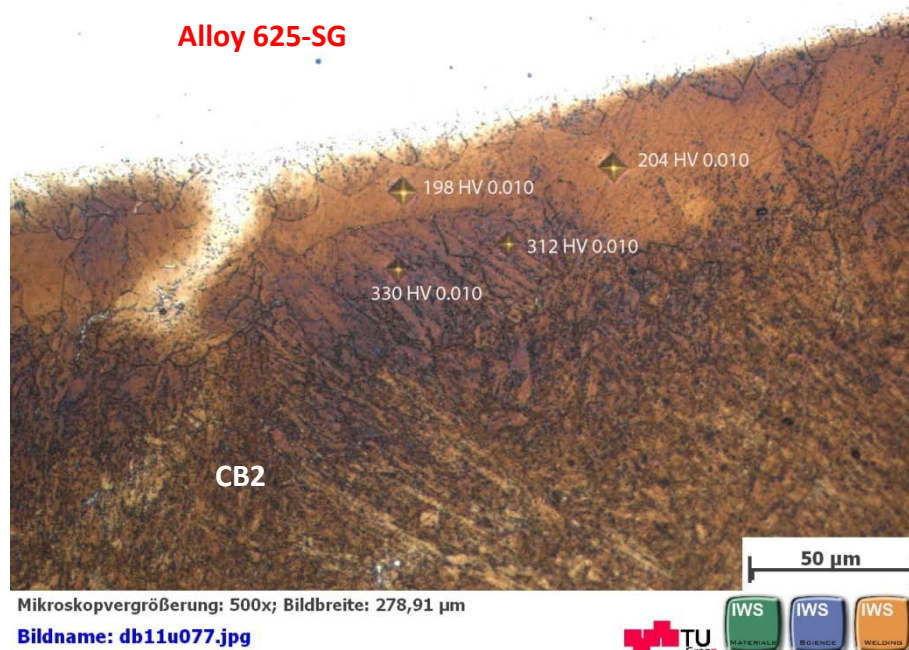


Abbildung 11.9 Mikrohärtemessungen der WEZ der Decklage des CB2; Fülldrahtelektrode (4.Probe), Ätzung: mod. LB II.

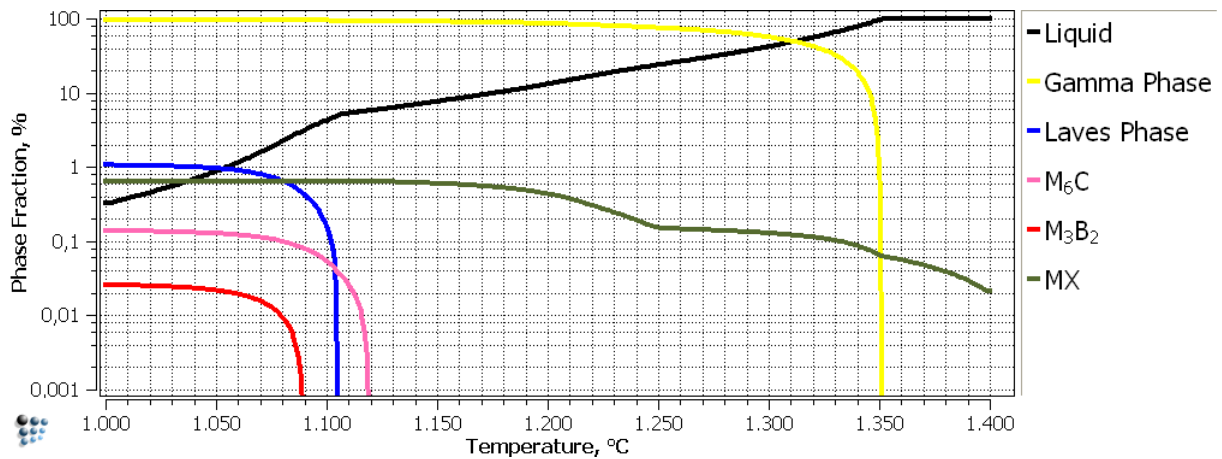


Abbildung 11.10 Scheil-Gulliver-Berechnung – Stabelektrode  $\varnothing$  3,2 mm – die chem. Zusammensetzung der Hauptlegierungselemente (Fe, Ni, Cr) entsprechen jener der 2. Lage, die restlichen der Zusammensetzung des reinen Schweißgutes.

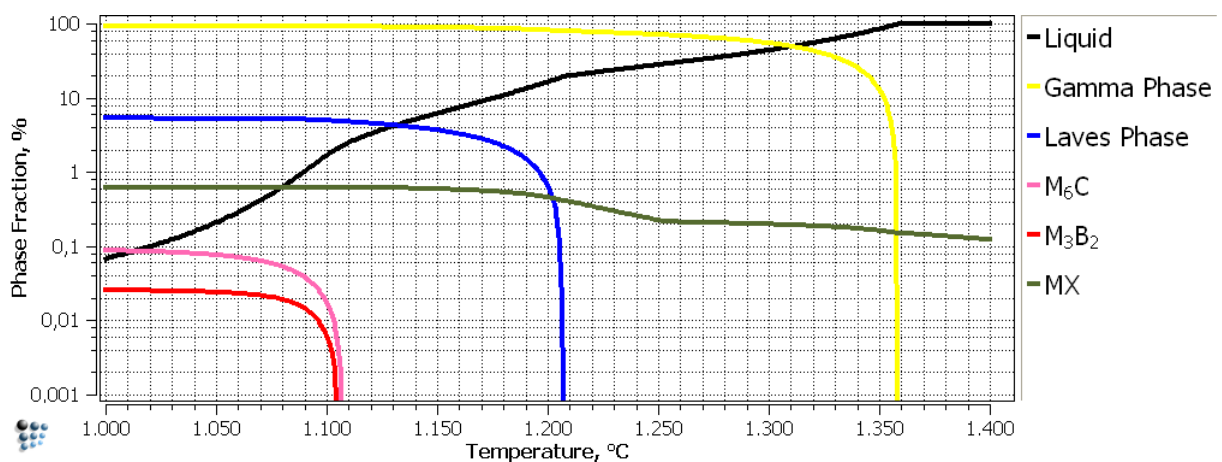


Abbildung 11.11 Scheil-Gulliver-Berechnung – Stabelektrode  $\varnothing$  2,5 mm – die chem. Zusammensetzung der Hauptlegierungselemente (Fe, Ni, Cr) entsprechen jener der 1. Lage, die restlichen der Zusammensetzung des reinen Schweißgutes.



<b>voestalpine</b> GIESSEREI TRAISEN GMBH		<b>WERKSTOFFDATENBLATT</b> <b>G-NiCr22Mo9Nb</b>				Kennzahl <b>Z01</b> Revision <b>0</b> Datum <b>2007-08-21</b>							
Werkstoff Nr		DIN <b>2.4856</b>		Norm:									
A <b>Analyse</b>		Intern: <b>A625</b>											
	C %	Si %	Mn %	P %	S %	Cr %	Ni %	Mo %	Fe %	Co %	Al %	Nb %	Ti %
	0,01	0,05	0,10			20,0	Rest	8,0			0,10	3,15	0,15
	0,03	0,30	0,50	0,010	0,010	23,0		10,0	4,0	1,0	0,20	3,60	0,23
B <b>Mechanische Eigenschaften</b>													
	Rp 0.2% N/mm <sup>2</sup>	Rp 1% N/mm <sup>2</sup>	Rm N/mm <sup>2</sup>	A5 %	Z %	αk 20°C J	αk 0°C J	Biege- probe	Härte HB				
min.	275	---	400	20	---	50	---	---	---				
max.													
C <b>Formentleerung</b> <i>Abkühlung bis Raumtemp.</i>													
D <b>Steiger- und Angußabtrennen</b>													
Durchführungsart				Vorwärmung °C				Anmerkungen					
Pulvertrennschneiden(überhöht)				keine									
Mechanische Abtrennung				X ja		nein							
E <b>Wärmebehandlungsvorschrift</b>													
WB-Art		Temperatur		Haltedauer		Abkühlung		Bemerkung					
Weichglühen		---		---		---		---					
Normalisieren		---		---		---		---					
Abschrecken		1200-1230°C		Lt. Vorgabe		Wasser							
Anlassen		---		---		---		---					
Spannungsarmglühen		---		---		---		---					
F <b>Schweißvorschrift</b> (wird nachgereicht)													
Schweißverfahren													
Schweißanweißung WPS													
Zusatzwerkstoff													
Vorwärmtemperatur													
Zwischenlagentemperatur													
Wärmebehandlungen													
\\Vagfs01\stq\STQ1\Qualitätstechnik\Werkstoffdatenblätter\Wsto-Datenblätter\WDBL_NEUgültig\Z01-R0.doc													
Ausgearb. (Prepared): Name/Abt. Kurzz. Dietrich D. STQ-1				Überprüft (Review): Name/Abt. Kurzz. Speck STQ-1				Genehmigt (Approved): Name/Abt. Kurzz. Fosen STQ					
Unterschrift (Sign) Datum (Date) <i>[Signature]</i> 21.08.2007				Unterschrift (Sign) Datum (Date) <i>[Signature]</i> Aug. 2007				Unterschrift (Sign) Datum (Date) <i>[Signature]</i> 21.08.2007					

Abbildung 11.12 Werkstoffdatenblatt des Alloy 625.

<b>voestalpine</b> GIESSEREI TRAISEN GMBH	<b>Werkstoffprüfung</b> GX13CrMoCoVNbNB10-1-1 (CB2)	Rev.: 1 Datum 27.05.2009 Seite 1 von 1															
<b>Werkstoff:</b>	<b>GX13CrMoCoVNbNB10-1-1</b>	<b>Werksmarke:</b> Schrottschlüssel: 4001															
<b>Norm:</b>		Wsto Nr.: A099 Wsto Dbl. Nr.:															
<b>Durchzuführende Untersuchungen</b>																	
<input checked="" type="checkbox"/> Mechanische Werte	<input checked="" type="checkbox"/> Chemische Analyse	<input checked="" type="checkbox"/> Härteprüfung															
<input checked="" type="checkbox"/> Metallografische Untersuchung	<input checked="" type="checkbox"/> Schweißverfahrensprüfung	<input type="checkbox"/>															
<b>Chemische Analyse</b>																	
<b>Prüfgerät:</b>										<b>Spektralanalyse ARL</b>							
<b>Sollwerte:</b>	<b>C</b> %	<b>Si</b> %	<b>Mn</b> %	<b>P</b> %	<b>S</b> %	<b>Al</b> %	<b>Cr</b> %	<b>Ni</b> %	<b>Mo</b> %	<b>Cu</b> %	<b>V</b> %	<b>Nb</b> %	<b>Ti</b> %	<b>B</b> %	<b>Co</b> %	<b>N</b> %	<b>H</b> %
	0,12	0,20	0,80			0,010	9,0	0,10	1,40		0,18	0,05		0,008	0,90	0,015	
	0,14	0,30	1,00	0,015	0,005	0,020	10,0	0,20	1,60	0,10	0,22	0,07	0,005	0,015	1,10	0,030	0,0005
<b>Richtanalyse</b>																	
<b>Istwerte:</b>	0,13	0,27	0,92	0,014	0,001	0,011	9,44	0,14	1,50	0,04	0,20	0,058	0,002	0,011	0,99	0,032	
<b>Mechanische Eigenschaften</b>			<b>Zugprobe</b> Ø 12 mm			<b>Kerb:</b> ISO-V			<b>Härte:</b> HB 30/10								
<b>Sollwerte:</b>	<b>Rp 0.2%</b> N/mm <sup>2</sup>	<b>Rp 1%</b> N/mm <sup>2</sup>	<b>Rm</b> N/mm <sup>2</sup>	<b>A5</b> %	<b>Z</b> %	<b>Kerb</b> J	<b>20°C</b>	<b>Kerb</b> J	<b>HB</b>	<b>HRC</b>							
	450		600 750	15	Inf.	27											
<b>Istwerte:</b>	591		727	15,9	51	43	43	46									
<b>Gießtemperatur [°C]</b>											<b>Steiger- und Angußabtrennen</b>						
<b>Soll:</b>	<b>Durchführungsart</b>					<b>Vorwärmung [°C]</b>			<b>Anmerkungen</b>								
<b>Ist:</b>	<input type="checkbox"/> Autogenbrennen																
<b>Ausschlagtemp. [°C]</b>											<input type="checkbox"/> Pulvertrennschneiden						
<b>Soll:</b>	<input type="checkbox"/> Mechanische Abtrennung																
<b>Ist:</b>	<input type="checkbox"/> Abschlagen möglich																
<b>Wärmebehandlung</b>																	
<b>Festigkeitsst.</b> Wandst. [mm]	<b>Wärmebehandlung</b> <b>Art</b>		<b>Temp</b> [°C]	<b>Zeit</b> [h/°C]	<b>Abkühl</b> <b>medium</b>	<b>Rate</b> [°C/h]	<b>Anmerkungen</b>										
	Glühen																
	Härten																
	Anlassen																
<b>Anmerkungen:</b>																	
<b>Ausgearbeitet / prepared</b>			<b>Überprüft / checked</b>			<b>Genehmigt / approved</b>											
Name:	Dept.:		Name:	Dept.:		Name:	Dept.:										
Unterschrift / Signature	Datum / date		Unterschrift / Signature	Datum / date		Unterschrift / Signature	Datum / date										

Abbildung 11.13 Werkstoffdatenblatt des CB2.