

Universität
Rostock



Traditio et Innovatio

**Mikrostrukturelle Charakterisierung langsam abkühlender ferritischer
Schweißgüter am Beispiel des Elektrogasschweißens**

Dissertation

zur

Erlangung des akademischen Grades

Doktor-Ingenieur (Dr.-Ing.)

der Fakultät für Maschinenbau und Schiffstechnik
der Universität Rostock

vorgelegt von

Dipl.-Ing. Richard Banaschik, geb. 01.05.1986 in Rostock



Dieses Werk ist lizenziert unter einer
Creative Commons Namensnennung 4.0 International Lizenz.

Gutachter:

Univ.-Prof. Dr.-Ing. habil. Knuth-Michael Henkel
Universität Rostock, Fakultät für Maschinenbau und Schiffstechnik,
Leiter Lehrstuhl für Fügetechnik / stellvertretender Leiter Fraunhofer-Institut Großstrukturen in der
Produktionstechnik

Univ.-Prof. Dr.-Ing. habil. Olaf Keßler
Universität Rostock, Fakultät für Maschinenbau und Schiffstechnik,
Leiter Lehrstuhl für Werkstofftechnik

Datum der Einreichung: 14.07.2021

Datum der Verteidigung: 10.02.2022

Danksagung

Die vorliegende Arbeit entstand während meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter in der Arbeitsgruppe Schweißtechnik am Fraunhofer-Institut für Großstrukturen in der Produktionstechnik (IGP) in Rostock.

Ich bedanke mich herzlich bei Herrn Prof. Dr.-Ing. habil. Knuth-Michael Henkel, Leiter des Lehrstuhls für Fügetechnik an der Universität Rostock, für die intensive Betreuung der vorliegenden Arbeit. Das entgegengebrachte Vertrauen und die uneingeschränkte Unterstützung während meiner wissenschaftlichen Tätigkeit und weit darüber hinaus, waren hierbei maßgeblich.

Zudem gilt mein Dank Herrn Prof. Dr.-Ing. habil. Olaf Keßler, Leiter des Lehrstuhls für Werkstofftechnik an der Universität Rostock, für die Übernahme des Korreferats zu der vorgelegten Dissertation.

Ich danke Herrn Prof. Dr.-Ing. Martin-Christoph Wanner, sowie Herrn Prof. Dr.-Ing. Wilko Flügge, für das Vertrauen und die Bereitstellung der erforderlichen Ressourcen am IGP.

Ohne die weitreichende Unterstützung bei der Bereitstellung von Schweißzusätzen und unzähligen fachlichen Gesprächen hierzu, wäre diese Dissertation nicht möglich gewesen. Hierfür sei Herrn Dipl.-Ing. Rolf Paschold und Herrn B.Eng. Max Schwetlick von der ESAB Welding & Cutting gedankt.

Für die überaus angenehme Zusammenarbeit, fachlichen Diskussionen und Korrekturen gilt mein besonderer Dank den ehemaligen Kollegen aus der Schweißtechnik. Allen voran Herr Dr.-Ing. Andreas Gericke und Herr M.Sc. Oliver Brätz seien hierzu herzlich erwähnt.

Bei Frau Carola Ladewig, vom Lehrstuhl für Werkstofftechnik der Universität Rostock, möchte ich mich für das Präparieren unzähliger Mikroschliffe und den fachlichen Austausch bzgl. der verwendeten Ätztechniken bedanken.

Neben allen fachlichen Unterstützern hielt mir meine Ehefrau Franziska Banaschik privat immer den Rücken frei und motivierte mich stets aufs Neue weiter zu machen. Mehr Geduld und Einfühlvermögen kann man sich als Ehemann nicht wünschen, hab vielen lieben Dank dafür.

Für meinen Großvater Rudolf Banaschik * 23.02.1924 - † 07.01.2019

Kurzzusammenfassung

Arbeitsinhalt der vorliegenden Dissertation war es langsam abkühlende, ferritische Schweißgüter unterschiedlicher Legierungen herzustellen und hinsichtlich ihrer Gefügemorphologie und den hieraus erreichten mechanisch-technologischen Eigenschaften zu untersuchen. Hauptaugenmerk wurde auf das Erkennen von Merkmalen der ferritischen Matrix, sowie der Martensit und Austenit Partikel (MA) gelegt, welche eine Vorhersage der Schweißguteigenschaften erlauben können. Gleichzeitig sollte eine Basis geschaffen werden, ein methodisches Vorgehen zukünftiger Schweißzusatzwerkstoffentwicklungen zu ermöglichen und damit ein Fundament zur Wiedereinführung hochenergetischer Schweißverfahren in Europa wie dem Elektrogasschweißen (EGS) bereitzustellen.

Zu diesem Zweck fand eine umfangreiche Literaturrecherche statt. Im Ergebnis der Analyse bereits bekannter Bewertungsvarianten der Mikrostruktur wurde das bestehende Model von Thewlis [107] für eine neue Bewertungsmethode der Matrix verwendet. Zwei Parameter der Matrixstruktur wurden für eine intensive Bewertung ausgewählt. Zum einen wurde der Nadelferrit (AF) zur Beschreibung der intragranularen Bereiche als wichtiger, bereits häufig genutzter Parameter gewählt und zum anderen der neue Parameter α_{GB} als Summe grobkörniger Ferritarten zur Beschreibung der intergranularen Bereiche (ehemalige γ -Korngrenzen) genutzt. Erstmals fand eine im Zusammenhang mit der ferritischen Bewertung bestehende Verknüpfung unterschiedlicher MA-Partikelparameter statt. Neben bereits in der Literatur bekannten MA-Partikelbeschreibungen wie des prozentualen Flächenanteils (MA-FA) und der Flächendichte (MA-FD) der MA-Partikel, wurde die Größe MA_5 (MA-Flächenanteil mit Partikel $> 5 \mu m^2$) als neue intergranulare MA-Partikelbeschreibung langsam abkühlender EGS-Schweißgüter erkannt und zur Bewertung genutzt. Die MA-Partikel wurden hierbei ausschließlich mittels digitaler Bildverarbeitung und die Matrix konventionell (Linienschnittverfahren) ausgewertet. Chemische Elemente und Gase welche die Mikrostruktur entscheidend beeinflussen können wurden, systematisch variiert und ihre Wirkung auf die AF-Keimbildung an Nicht Metallischen Einschlüssen (NME) und auf die MA-Partikelmorphologie hin untersucht und kausal dargestellt. Zahlreiche Zusammenhänge konnten zwischen dem ausgebildeten Gefüge und den Schweißguteigenschaften aufgezeigt werden. So sind beispielsweise 70 % AF bei möglichst geringer Korngrenzenaktivität α_{GB} und ausgewogenem MA_5 ein Garant für ausgewogene Schweißguteigenschaften. Hierzu müssen mindestens 5 Ma% Titan in den für AF aktiven Keimstellen (NME), im MnNiMoTiB-Legierungssystem der untersuchten EG-Schweißgüter vorhanden sein. Unterschiedliche Wege können zum Erlangen dieses Ziels eingeschlagen werden. So ist der Zusatz von größeren Mengen Titan (Ti) über den Fülldraht genauso ein möglicher Ansatz, wie das Reduzieren des Sauerstoff-Angebotes im Schweiß-Schutzgas bei geringeren Ti-Mengen im Fülldraht. Um das Bilden von Poren und negative Prozessbeeinflussungen (langer Lichtbogen) zu umgehen, sollten Schutzgase bis maximal 90 Vol.-% Argon in der Praxis zur Anwendung kommen. Elemente wie Silizium (Si), Kohlenstoff (C), Nickel (Ni) und Bor (B) sollten gemäß den vorliegenden Untersuchungen neben Ti ebenso zweckmäßig zugeführt werden. Im Verlauf der Arbeit hat sich gezeigt, dass ca. 0,7 Ma% Ni und ca. 0,25 Ma% Si bei ca. 0,15 Ma% Mo und möglichst unter 0,07 Ma% C in Verbindung mit optimalen AF-Keimbedingungen (Schutzgas, Ti-B abhängig) sehr gute Eigenschaften des EG-Schweißgutes erreichbar sind.

Inhaltsverzeichnis

| | |
|---|-----------|
| Kurzzusammenfassung | I |
| Abbildungsverzeichnis | IV |
| Tabellenverzeichnis | XI |
| Abkürzungs- und Symbolverzeichnis | XII |
| Formelverzeichnis | XVIII |
| 1 Einleitung..... | 1 |
| 1.1 Problemstellung | 1 |
| 1.2 Zielstellung und Aufbau der Arbeit | 3 |
| 2 Stand der Technik..... | 5 |
| 2.1 Einseiten-EGS | 5 |
| 2.2 Potenziale und Anforderungen an das EGS-Schweißgut im Stahl- Schiffbau..... | 7 |
| 2.3 Kristallstruktur des Eisens und Theorie zu den Verfestigungsmechanismen | 9 |
| 2.3.1 Kristallstruktur des Eisens, Versetzungen und Versagensarten | 9 |
| 2.3.2 Versetzungsverfestigung..... | 12 |
| 2.3.3 Mischkristallverfestigung | 12 |
| 2.3.4 Teilchenverfestigung | 13 |
| 2.3.5 Korngrenzenverfestigung | 14 |
| 2.4 Keimtheorie / Erstarrungs- und Umwandlungsvorgänge..... | 15 |
| 2.5 Primärgefügebildung einlagiger EGS-Schweißgüter | 19 |
| 2.5.1 Primärkristallisation / Erstarrung der Schmelze..... | 19 |
| 2.5.2 Bildung und Bedeutung Nichtmetallischer Einschlüsse beim EGS..... | 22 |
| 2.6 Sekundärgefügebildung / Ferritmorphologie in EGS-Schweißgütern | 26 |
| 2.6.1 Allotriomorpher & idiomorpher Ferrit..... | 28 |
| 2.6.2 Widmanstättenferrit | 30 |
| 2.6.3 Bainit und Lattenmartensit..... | 32 |
| 2.6.4 Nadelferrit..... | 34 |
| 2.7 Sekundärgefügebildung / MA-Partikel in Schweißgütern | 38 |
| 2.8 Bewertungsmethoden ferritischer Schweißgutmikrogefüge | 40 |
| 3 Eigenschaftsbezogene mikrostrukturelle Charakterisierung..... | 43 |
| 3.1 Inter- und Intragranulare Bewertung von Matrix und MA-Partikel..... | 43 |
| 3.2 Experimentelles- bzw. legierungstechnisches Versuchskonzept | 45 |
| 4 Versuchsaufbau und -durchführung | 48 |
| 4.1 Verwendete Schweißanlagentechnik und Schweißnahtvorbereitung..... | 48 |
| 4.2 Versuchsstand, Vorversuche und schweißtechnologische Umsetzung | 50 |
| 4.3 Schweißprobenherstellung..... | 52 |

| | | |
|----------|--|------------|
| 4.4 | Untersuchungsprogramm..... | 52 |
| 4.4.1 | Untersuchungen der Schweißgut- und Grundwerkstoffchemie | 53 |
| 4.4.2 | Härteprüfungen des Schweißgutes | 53 |
| 4.4.3 | Kerbschlagprüfungen des Schweißgutes | 53 |
| 4.4.4 | Längszugversuche des Schweißgutes | 53 |
| 4.4.5 | Metallographische Untersuchungen | 54 |
| 5 | Ergebnisse | 56 |
| 5.1 | Schweißgut- und Grundwerkstoffchemie | 56 |
| 5.2 | Schweißguthärte | 60 |
| 5.3 | Kerbschlagarbeit des Schweißgutes | 60 |
| 5.4 | Schweißgutfestigkeit und Duktilität..... | 63 |
| 5.5 | Schweißgutmikrogefüge..... | 64 |
| 5.5.1 | Lichtmikroskopischer Befund..... | 64 |
| 5.5.2 | Rasterelektronenmikroskopischer Befund | 69 |
| 6 | Diskussion | 75 |
| 6.1 | Globale Beziehungen zwischen den Schweißguteigenschaften | 75 |
| 6.2 | Beziehungen zwischen dem Mikrogefüge und den Schweißguteigenschaften | 78 |
| 6.3 | Mikrogefüge und Eigenschaften bei AF-Gehalten von ca. 70 % | 86 |
| 6.4 | Versuche auf Basis der Referenzlegierung | 89 |
| 6.5 | Versuche mit variierendem Ni-Gehalt bei konstanter Restchemie | 95 |
| 6.6 | Versuche mit variierenden Sauerstoffangeboten und Desoxidationen..... | 100 |
| 7 | Zusammenfassung und Ausblick | 118 |
| 7.1 | Globale Zusammenhänge im EGS-Schweißgut..... | 118 |
| 7.2 | Mikrogefüge und resultierende Eigenschaften bei ca. 70 % AF | 119 |
| 7.3 | Mikrogefüge und resultierende Eigenschaften verschiedener Versuchsreihen | 120 |
| 7.4 | Veränderung der NME-Chemie und Einfluss auf den AF | 122 |
| 7.5 | Schlussfolgerungen aus den Versuchsergebnissen..... | 122 |
| 7.6 | Ausblick..... | 123 |
| | Literaturverzeichnis | XIX |
| | Anhang | - 1 - |

Abbildungsverzeichnis

| | | |
|-----------------|---|----|
| Abbildung 2.1-1 | Darstellung Einseiten-EGS (A) und „Segarc“ an einer Schiffsaußenhaut, Kobelco Welding (B) [15]..... | 6 |
| Abbildung 2.1-2 | Trockendock der Hyundai Heavy Industries Werft, Ulsan [58] | 7 |
| Abbildung 2.3-1 | Kfz-, und krz Elementarzelle des Eisens, P = Packungsdichte, a = Gitterkonstante [65] | 9 |
| Abbildung 2.3-2 | Schematische Bewegung einer Stufenversetzung (A und B) [69], C TEM-Aufnahme von Versetzungen [70] | 10 |
| Abbildung 2.3-3 | Ertragbare Kerbschlagarbeit in Abhängigkeit der Gitterstruktur [19], [68] und REM-Bruchaussehen nach [73]..... | 11 |
| Abbildung 2.3-4 | Schematische Wirkung einiger Legierungselemente auf die Streckgrenze von Eisen nach [19], [75]..... | 12 |
| Abbildung 2.3-5 | Festigkeitssteigerung durch Schneiden, Umgehen von Teilchen [75]..... | 14 |
| Abbildung 2.3-6 | Schematischer Versetzungsaufstau an einer Korngrenze nach [66], [71] | 15 |
| Abbildung 2.4-1 | Schematische Darstellung der Enthalpieverläufe von Schmelze und kristalliner Phase mod. [19], [66] | 17 |
| Abbildung 2.4-2 | Abhängigkeit der freien Enthalpie für die Keimbildung vom Keimradius mod. [19], [66] | 18 |
| Abbildung 2.5-1 | Vorgänge bei der konstitutionellen Unterkühlung im C-armen Teil des EKD mod. [19] | 20 |
| Abbildung 2.5-2 | Übliche EGS-Schmelzform im Querschnitt (A), Einfluss des Temperaturgradienten $\Delta T/dx$ auf die Form der entstehenden Kristallite (B) [19], Ablauf der Primärkristallisation beim EGS (C) mod. [19], [66] | 21 |
| Abbildung 2.5-3 | Freie Ausscheidungsenthalpie einiger Oxide (A) [103], Wirkung Desoxidationselemente in Fe-Schmelze (B) [104]..... | 24 |
| Abbildung 2.5-4 | Oxiddispersität über Oxiddurchmesser unterschiedlicher Abkühlgeschwindigkeiten (A) [102], O-Gehalt im Schweißgut bei unterschiedlichen Argon-Gehalten im Schweiß-Schutzgas, MSG, 2,5 kJ/mm (B) [89] | 25 |
| Abbildung 2.5-5 | Oxiddispersität über O-Gehalt im Schweißgut (A), Einschlussdurchmesser über O-Gehalt im Schweißgut, MSG, 2,5 kJ/cm (B) [89] | 26 |
| Abbildung 2.6-1 | Schematisches SZTU-Diagramm einer ferritischen Schweißgutlegierung, abgekühlt aus der Schmelze mod. [109] | 28 |
| Abbildung 2.6-2 | Ausschnitt aus EKD (A), C-Diffusion bei der Ferritkristallisation (B) [111]..... | 29 |
| Abbildung 2.6-3 | Schematische Darstellung des Ferritwachstums durch isothermes Halten bei unterschiedlichen C-Gehalten [20] | 29 |
| Abbildung 2.6-4 | Lokalitäten Ferritkristallisation im Austenit (A), Mikrogefügeaufnahme unterschiedlicher Ferritmorphologien (B) [113]..... | 30 |

| | | |
|------------------|--|----|
| Abbildung 2.6-5 | WF-Wachstumsrichtung (A), Längenrate über Plattenlänge beim WF-Wachstum (B) [116] | 31 |
| Abbildung 2.6-6 | Lokalitäten WF-Kristallisation im Austenit (A), Mikrogefügeaufnahme unterschiedlicher WF-Morphologien (B) [113] | 31 |
| Abbildung 2.6-7 | Schematische Bildung des oberen und unteren Bainits [20], [119] | 32 |
| Abbildung 2.6-8 | Lokalitäten Bainitkristallisation im Austenit (A), Mikrogefügeaufnahme unterschiedlicher Bainitmorphologien (B) [113] | 33 |
| Abbildung 2.6-9 | Lage der Martensitelementarzelle im Austenit (A), Gitterverzerrung des Martensits aufgrund der C-Übersättigung (B) [66], [123] | 34 |
| Abbildung 2.6-10 | Lokalitäten Martensitkristallisation im Austenit (A), Mikrogefügeaufnahme Lattenmartensit (B) [113]..... | 34 |
| Abbildung 2.6-11 | Wirkung erhöhter AF-Gehalte auf das Rissverhalten [125] | 35 |
| Abbildung 2.6-12 | Nach [126] erreichbare Schweißguteigenschaften durch unterschiedliche Ferritmorphologien | 35 |
| Abbildung 2.6-13 | REM-Aufnahme eines Oxides komplexer Zusammensetzung; 1 = reich an Al, Mn, Ti, Si; 2 = reich an Ti; 3 = reich an Cu, S (A); TEM-Aufnahme eines interaktiven Oxids (B) [147] | 36 |
| Abbildung 2.6-14 | Lokalitäten AF-Kristallisation im Austenit (A), Mikrogefügeaufnahme AF (B) [113].... | 37 |
| Abbildung 2.7-1 | C-Profil Ferrit-MA-Partikel [163] (A), Start- Endtemperatur, sowie Änderung der kritischen Abkühlgeschwindigkeit der Martensitbildung aufgrund des C-Gehaltes (B) [75] | 38 |
| Abbildung 2.7-2 | Durch MA-Partikel hervorgerufene „local brittle zone“ (A) [167], [169], [175], MA-Saum an ehemaliger Austenitkorngrenze (B) [171]..... | 39 |
| Abbildung 2.8-1 | Einteilung der ferritischen Mikrostruktur [113] | 40 |
| Abbildung 2.8-2 | Vorgehen zur Identifikation der Mikrostruktur [113]..... | 42 |
| Abbildung 4.1-1 | ESAB Mini Vertomatic NC/W (A), Hyundai MINI EG (B) | 48 |
| Abbildung 4.1-2 | Maßbezeichnungen der verwendeten Schweißnahtvorbereitung (A), Autogenes Brennschneiden von Stahlblechen (B) | 49 |
| Abbildung 4.2-1 | Starke Schlackebildung am Cu-Schuh (A), instabiler Prozess durch starke Schlackebildung (B), FKL-11/34/028/600 Keramikbadsicherung (C) | 50 |
| Abbildung 4.2-2 | Einstellung Lichtbogenposition Schweißversuche 01-16 (A), Einstellung Lichtbogenposition Schweißversuch 17 (B)..... | 51 |
| Abbildung 4.4-1 | MA-Partikel auswertung: original Bildausschnitt (A), MA-Binarisierung $\geq 5 \mu\text{m}^2$ (B), MA-Maskierung $\geq 5 \mu\text{m}^2$ (C) | 54 |
| Abbildung 5.3-1 | Kerbschlagübergangskurven der Schweißversuche 01, 02, 06..... | 61 |
| Abbildung 5.3-2 | Kerbschlagübergangskurven der Schweißversuche 03, 04, 09..... | 61 |
| Abbildung 5.3-3 | Kerbschlagübergangskurven der Schweißversuche 05, 07, 08..... | 61 |
| Abbildung 5.3-4 | Kerbschlagübergangskurven der Schweißversuche 10, 13, 14..... | 62 |
| Abbildung 5.3-5 | Kerbschlagübergangskurven der Schweißversuche 12, 16, 17..... | 62 |

| | | |
|-----------------|--|----|
| Abbildung 5.3-6 | Kerbschlagübergangskurven der Schweißversuche 11, 15..... | 62 |
| Abbildung 5.5 1 | Ferritische Matrix Probe 01 (A), ferritische Matrix Probe 09 (B) | 64 |
| Abbildung 5.5-2 | WEZ-SG geätzt nach LePera (A), Bildung MA-Streifen in der IK-WEZ (B) | 66 |
| Abbildung 5.5-3 | Vermessen MA-Partikel im SG der Probe 01 (A), Auswertung der intra- und intergranularen MA-Partikel (B) | 66 |
| Abbildung 5.5-4 | MA-Partikel Probe 01 (A), MA-Partikel Probe 09 (B)..... | 68 |
| Abbildung 5.5-5 | Verteilung NME Probe 01 (A), Verteilung NME Probe 03 (B)..... | 69 |
| Abbildung 5.5-6 | REM Aufnahme Probe 01, EDX-Linienscan durch MA-Partikeln, ausgewertet Fe und C-Counts | 70 |
| Abbildung 5.5-7 | EDX-Spektrum des Linienscans aus Abbildung 5.5-6 | 70 |
| Abbildung 5.5-8 | REM Aufnahme aktiver NME Probe 01, EDX-Flächenmapping mit farblicher Zuordnung einiger Elemente | 71 |
| Abbildung 5.5-9 | EDX-Spektrum des Flächenmappings aus Abbildung 5.5-8..... | 72 |
| Abbildung 6.1-1 | Globale Darstellung der Duktilität über den Festigkeitseigenschaften der quasistatischen Zugversuche | 75 |
| Abbildung 6.1-2 | Globale Festigkeitseigenschaften im Vergleich zur Schweißguthärte, Interpolationsgerade aus DIN EN ISO 18265 ergänzend dargestellt | 76 |
| Abbildung 6.1-3 | Globale Darstellung der Duktilität über die Schweißguthärte | 76 |
| Abbildung 6.1-4 | Globale Darstellung der Zugfestigkeit und Dehngrenze über die T_{100J} - Übergangstemperatur | 77 |
| Abbildung 6.1-5 | Globale Darstellung der T_{100J} -Übergangstemperatur, ertragbare Kerbschlagarbeit bei Raumtemperatur (KV_{RT}) über die Schweißguthärte..... | 78 |
| Abbildung 6.2-1 | Globale Darstellung der Zugfestigkeit und Dehngrenze über den vorliegenden AF- Anteil | 79 |
| Abbildung 6.2-2 | Globale Darstellung der Zugfestigkeit und Dehngrenze über den vorliegenden α_{GB} -Anteil | 79 |
| Abbildung 6.2-3 | Globale Darstellung der Schweißguthärte über den α_{GB} - und AF-Anteil, auffällige Streuung der Schweißguthärte im Bereich 63 bis 75 % AF-Anteil markiert..... | 80 |
| Abbildung 6.2-4 | Globale Darstellung der Duktilität über dem AF-Anteil, auffällige Streuung der Duktilität im Bereich 63 bis 75 % AF-Anteil markiert | 80 |
| Abbildung 6.2-5 | Globale Darstellung der Duktilität über den α_{GB} -Anteil | 81 |
| Abbildung 6.2-6 | Globale Darstellung der Duktilität über den gesamt PF-Anteil..... | 81 |
| Abbildung 6.2-7 | Globale Darstellung der T_{100J} -Übergangstemperatur über den α_{GB} - und AF-Anteil, auffällige Streuung der T_{100J} -Übergangstemperatur im Bereich 63 bis 75 % AF- Anteil markiert | 82 |
| Abbildung 6.2-8 | Globale Darstellung der Schweißguthärte über den MA_5 -Anteil | 83 |
| Abbildung 6.2-9 | Globale Darstellung der Schweißguthärte über den MA-Flächenanteil und der MA-Dispersität..... | 83 |

| | |
|--|----|
| Abbildung 6.2-10 Globale Darstellung der Zugfestigkeit und Dehngrenze über das relative und absolute MA ₅ -Kriterium..... | 84 |
| Abbildung 6.2-11 Globale Darstellung der Zugfestigkeit und Dehngrenze über den MA-Flächenanteil und der MA-Dispersität | 84 |
| Abbildung 6.2-12 Globale Darstellung der Duktilität über das relative und absolute MA ₅ -Kriterium | 84 |
| Abbildung 6.2-13 Globale Darstellung der Duktilität über den MA-Flächenanteil und der MA-Dispersität | 85 |
| Abbildung 6.2-14 Globale Darstellung der T _{100J} -Übergangstemperatur über das relative und absolute MA ₅ -Kriterium..... | 85 |
| Abbildung 6.2-15 Globale Darstellung der T _{100J} -Übergangstemperatur über den MA-Flächenanteil und der MA-Dispersität..... | 86 |
| Abbildung 6.3-1 Darstellung der Zugfestigkeit und Dehngrenze über den α _{GB} -Anteil bei AF-Anteilen von 63 bis 75 % | 86 |
| Abbildung 6.3-2 Darstellung d Duktilität über den α _{GB} -Anteil bei AF-Anteilen von 63 bis 75% | 87 |
| Abbildung 6.3-3 Darstellung der T _{100J} -Übergangstemperatur über den α _{GB} -Anteil bei AF-Anteilen von 63 bis 75 % | 88 |
| Abbildung 6.3-4 Darstellung der T _{100J} -Übergangstemperatur über den relativen und absoluten MA ₅ -Anteil bei AF-Anteilen von 63 bis 75 %..... | 88 |
| Abbildung 6.4-1 Darstellung der Schweißguthärte über den α _{GB} - und AF-Anteil, Versuche 01; 02; 06; 09 | 90 |
| Abbildung 6.4-2 Darstellung der Zugfestigkeit und Dehngrenze über den α _{GB} - und AF-Anteil, Versuche 01; 02; 06; 09 | 90 |
| Abbildung 6.4-3 Darstellung der T _{100J} -Übergangstemperatur über den α _{GB} - und AF-Anteil, Versuche 01; 02; 06; 09 | 91 |
| Abbildung 6.4-4 Darstellung der Schweißguthärte über den relativen und absoluten MA ₅ -Anteil , Versuche 01; 02; 06; 09 | 91 |
| Abbildung 6.4-5 Darstellung der Zugfestigkeit und Dehngrenze über den relativen und absoluten MA ₅ -Anteil, Versuche 01; 02; 06; 09..... | 92 |
| Abbildung 6.4-6 Darstellung der T _{100J} -Übergangstemperatur über den relativen und absoluten MA ₅ -Anteil, Versuche 01; 02; 06; 09..... | 92 |
| Abbildung 6.4-7 Darstellung der Schweißguthärte über den MA-Flächenanteil und MA-Dispersität, Versuche 01; 02; 06; 09 | 93 |
| Abbildung 6.4-8 Darstellung der Zugfestigkeit und Dehngrenze über den MA-Flächenanteil und MA-Dispersität, Versuche 01; 02; 06; 09 | 93 |
| Abbildung 6.4-9 Darstellung der T _{100J} -Übergangstemperatur über den MA-Flächenanteil und MA-Dispersität, Versuche 01; 02; 06; 09 | 94 |
| Abbildung 6.4-10 Übersicht zu den wesentlichen morphologischen Merkmale im Schweißgutmikrogefüge der Schweißversuche 01; 02; 06; 09 | 94 |
| Abbildung 6.5-1 Übersicht zu den Veränderungen der Mikrostruktur im Zusammenhang des Ni-Gehaltes im Schweißgut | 96 |

| | | |
|------------------|--|-----|
| Abbildung 6.5-2 | Darstellung der Schweißguthärte über den α_{GB} - und AF-Anteil bei Ni-Gehalten von 0,02 bis 0,72 Ma% im Schweißgut | 96 |
| Abbildung 6.5-3 | Darstellung der Zugfestigkeit und Dehngrenze über den α_{GB} - und AF-Anteil bei Ni-Gehalten von 0,02 bis 0,72 Ma% im Schweißgut | 97 |
| Abbildung 6.5-4 | Darstellung der Duktilität über den α_{GB} - und AF-Anteil bei Ni-Gehalten von 0,02 bis 0,72 Ma% im Schweißgut | 97 |
| Abbildung 6.5-5 | Darstellung der T_{100J} -Übergangstemperatur über den α_{GB} - und AF-Anteil bei Ni-Gehalten von 0,02 bis 0,72 Ma% im Schweißgut | 98 |
| Abbildung 6.5-6 | Darstellung der Schweißguthärte über den MA-Flächenanteil und MA-Dispersität bei Ni-Gehalten von 0,02 bis 0,72 Ma% im Schweißgut | 98 |
| Abbildung 6.5-7 | Darstellung der Zugfestigkeit und Dehngrenze über den MA-Flächenanteil und MA-Dispersität bei Ni-Gehalten von 0,02 bis 0,72 Ma% im Schweißgut | 99 |
| Abbildung 6.5-8 | Darstellung der Duktilität über den MA-Flächenanteil und MA-Dispersität bei Ni-Gehalten von 0,02 bis 0,72 Ma% im Schweißgut | 99 |
| Abbildung 6.5-9 | Darstellung der T_{100J} -Übergangstemperatur über den MA-Flächenanteil und MA-Dispersität bei Ni-Gehalten von 0,02 bis 0,72 Ma% im Schweißgut | 100 |
| Abbildung 6.6-1 | Gehalt der Elemente C, O und B im Schweißgut unter Nutzung von 0 bis 97 Vol.-% Argon im Schweiß-Schutzgas | 101 |
| Abbildung 6.6-2 | Gehalt der Elemente P, S und N im Schweißgut unter Nutzung von 0 bis 97 Vol.-% Argon im Schweiß-Schutzgas | 101 |
| Abbildung 6.6-3 | Gehalt der Elemente Ni und Mo im Schweißgut unter Nutzung von 0 bis 97 Vol.-% Argon im Schweiß-Schutzgas | 102 |
| Abbildung 6.6-4 | Zusammenhang zwischen dem Vorkommen von Ti in aktiven NME und dem Gehalt von Ti im Schweißgut durch schrittweises Erhöhen des Argon-Anteils im Schweiß-Schutzgas | 103 |
| Abbildung 6.6-5 | Zusammenhang zwischen dem Vorkommen von Mn in aktiven NME und dem Gehalt von Mn im Schweißgut durch schrittweises Erhöhen des Argon-Anteils im Schweiß-Schutzgas | 103 |
| Abbildung 6.6-6 | Zusammenhang zwischen dem Vorkommen von Si in aktiven NME und dem Gehalt von Si im Schweißgut durch schrittweises Erhöhen des Argon-Anteils im Schweiß-Schutzgas | 103 |
| Abbildung 6.6-7 | Zusammenhang zwischen dem Vorkommen von Al in aktiven NME und dem Gehalt von Al im Schweißgut durch schrittweises Erhöhen des Argon-Anteils im Schweiß-Schutzgas | 104 |
| Abbildung 6.6-8 | Dispersität und Flächenanteil der NME über d. O-Gehalt im Schweißgut | 104 |
| Abbildung 6.6-9 | Darstellung des mittleren NME Durchmesser über den O-Gehalt im Schweißgut .. | 105 |
| Abbildung 6.6-10 | Ti in aktiven NME über den Ti-Gehalt im Schweißgut unter Nutzung unterschiedlicher Si-Gehalte zur Desoxidation | 106 |
| Abbildung 6.6-11 | Mn in aktiven NME über den Ti-Gehalt im Schweißgut unter Nutzung unterschiedlicher Si-Gehalte zur Desoxidation | 107 |

| | |
|--|-----|
| Abbildung 6.6-12 Si in aktiven NME über den Ti-Gehalt im Schweißgut unter Nutzung unterschiedlicher Si-Gehalte zur Desoxidation..... | 107 |
| Abbildung 6.6-13 Al in aktiven NME über den Ti-Gehalt im Schweißgut unter Nutzung unterschiedlicher Si-Gehalte zur Desoxidation..... | 108 |
| Abbildung 6.6-14 Flächenanteil der MA-Partikel über den Si- und Mn-Gehalt in aktiven NME infolge gesteigerter Ti-Gehalte (0,0038 bis 0,059 Ma%) und unterschiedlicher Si-Gehalte zur Desoxidation..... | 109 |
| Abbildung 6.6-15 Flächenanteil der MA-Partikel über den Si- und Mn-Gehalt in aktiven NME infolge gesteigerter Argon-Gehalte (0 bis 97 Vol.-%) im Schweiß-Schutzgas..... | 109 |
| Abbildung 6.6-16 AF-Gehalt über den Ti-Gehalt in aktiven NME infolge gesteigerter Ti-Gehalte (0,0038 bis 0,059 Ma%) und unterschiedlicher Si-Gehalte zur Desoxidation..... | 110 |
| Abbildung 6.6-17 AF-Gehalt über den Ti-, Si- und Mn-Gehalt in aktiven NME infolge gesteigerter Argon-Gehalte (0 bis 97 Vol.-%) im Schweiß-Schutzgas..... | 110 |
| Abbildung 6.6-18 Übersicht zu den Veränderungen der Mikrostruktur im Zusammenhang des Argon-Gehaltes im Schweiß-Schutzgas..... | 111 |
| Abbildung 6.6-19 Darstellung der Schweißguthärte über den α_{GB} - und AF-Anteil bei Argon-Gehalten von 0 bis 97 Vol.-% im Schweiß-Schutzgas..... | 112 |
| Abbildung 6.6-20 Darstellung der Zugfestigkeit und Dehngrenze über den α_{GB} - und AF-Anteil bei Argon-Gehalten von 0 bis 97 Vol.-% im Schweiß-Schutzgas..... | 112 |
| Abbildung 6.6-21 Darstellung der Duktilität über den α_{GB} - und AF-Anteil bei Argon-Gehalten von 0 bis 97 Vol.-% im Schweiß-Schutzgas..... | 113 |
| Abbildung 6.6-22 Darstellung der T_{100J} -Übergangstemperatur über den α_{GB} - und AF-Anteil bei Argon-Gehalten von 0 bis 97 Vol.-% im Schweiß-Schutzgas..... | 113 |
| Abbildung 6.6-23 Darstellung der Schweißguthärte über den relativen und absoluten MA ₅ -Anteil bei Argon-Gehalten von 0 bis 97 Vol.-% im Schweiß-Schutzgas..... | 114 |
| Abbildung 6.6-24 Darstellung der Zugfestigkeit und Dehngrenze über den relativen und absoluten MA ₅ -Anteil bei Argon-Gehalten von 0 bis 97 Vol.-% im Schweiß-Schutzgas..... | 114 |
| Abbildung 6.6-25 Darstellung der Duktilität über den relativen und absoluten MA ₅ -Anteil bei Argon-Gehalten von 0 bis 97 Vol.-% im Schweiß-Schutzgas..... | 115 |
| Abbildung 6.6-26 Darstellung der T_{100J} -Übergangstemperatur über den relativen und absoluten MA ₅ -Anteil bei Argon-Gehalten von 0 bis 97 Vol.-% im Schweiß-Schutzgas..... | 115 |
| Abbildung 6.6-27 Darstellung der Schweißguthärte über den MA-Flächenanteil und MA-Dispersität bei Argon-Gehalten von 0 bis 97 Vol.-% im Schweiß-Schutzgas..... | 116 |
| Abbildung 6.6-28 Darstellung der Zugfestigkeit und Dehngrenze über den MA-Flächenanteil und MA-Dispersität bei Argon-Gehalten von 0 bis 97 Vol.-% im Schweiß-Schutzgas..... | 116 |
| Abbildung 6.6-29 Darstellung der Duktilität über den MA-Flächenanteil und MA-Dispersität bei Argon-Gehalten von 0 bis 97 Vol.-% im Schweiß-Schutzgas..... | 117 |
| Abbildung 6.6-30 Darstellung der T_{100J} -Übergangstemperatur über den MA-Flächenanteil und MA-Dispersität bei Argon-Gehalten von 0 bis 97 Vol.-% im Schweiß-Schutzgas..... | 117 |

Abbildung 7.6-1 EGS Schweißen auf der Neptun Werft GmbH & Co KG. (A), Nahtoberfläche
unmittelbar nach dem EGS-Schweißprozessende (B) 124

Tabellenverzeichnis

| | | |
|---------------|--|-----|
| Tabelle 2.2-1 | Technologie-Vergleich unter Wertbedingungen, t = 15 mm, PF-Position [175]..... | 8 |
| Tabelle 2.2-2 | Beispiele mechanisch-technologische Mindestanforderungen schweißgeeigneter Baustähle und EGS SG, t = 15 mm | 8 |
| Tabelle 3.1-1 | Einteilung der ferritischen Matrix bzgl. eigenschaftsbezogener mikrostruktureller Charakterisierung | 44 |
| Tabelle 3.1-2 | Ausgewählte MA-Partikelparameter für eigenschaftsbezogener mikrostruktureller Charakterisierung | 44 |
| Tabelle 3.2-1 | Versuchsplan eigenschaftsbezogener mikrostruktureller Charakterisierung..... | 45 |
| Tabelle 3.2-2 | Zielanalysen der verwendeten Fülldrahtelektroden..... | 46 |
| Tabelle 3.2-3 | Verwendete Schweiß-Schutzgase nach DIN EN ISO 14175 | 47 |
| Tabelle 4.1-1 | Eigenschaften der genutzten EGS-Schweißmaschinen..... | 48 |
| Tabelle 4.1-2 | Übersicht bzgl. der Abweichungen bei der Herstellung der Nahtvorbereitung | 49 |
| Tabelle 4.2-1 | Stabile Schweißparameter unter C1 -und M21-Schweiß-Schutzgas, Vorversuche ... | 51 |
| Tabelle 4.3-1 | Schweißparameter aller Schweißversuche..... | 52 |
| Tabelle 5.1-1 | Ergebnisse bzgl. der Grundwerkstoffchemie | 56 |
| Tabelle 5.1-2 | Ergebnisse bzgl. der Schweißgutchemie | 57 |
| Tabelle 5.1-3 | Relative Abweichung der Schweißgutchemie von der Zielanalyse | 59 |
| Tabelle 5.2-1 | Ergebnisse der Schweißguthärte alle Schweißversuche | 60 |
| Tabelle 5.3-1 | Ergebnisse der Kerbschlagversuche, ausgewertet nach T _{100J} -Übergangstemperatur | 63 |
| Tabelle 5.4-1 | Ergebnisse der quasistatischen Zugversuche aller Schweißversuche..... | 64 |
| Tabelle 5.5-1 | Ergebnisse der Gefügeanalyse, ferritische Matrix, Auflichtmikroskopie..... | 65 |
| Tabelle 5.5-2 | Ergebnisse der Gefügeanalyse, MA-Partikel, Auflichtmikroskopie..... | 67 |
| Tabelle 5.5-3 | Ergebnisse der Gefügeanalyse, NME, Auflichtmikroskopie | 68 |
| Tabelle 5.5-4 | Wesentliche detektierte Elemente der EDX Analyse des in der Abbildung 5.5-6 mit MnS bezeichneten NME | 71 |
| Tabelle 5.5-5 | Wesentliche detektierte Elemente der EDX Analyse aus Abbildung 5.5-8..... | 71 |
| Tabelle 5.5-6 | Ergebnisse der EDX Analyse von jeweils 10 aktiven NME, Proben 01; 02; 03; 04; 05; 06; 09 und 10..... | 73 |
| Tabelle 6.4-1 | Wesentliche Schweißgutchemie der Proben 01; 02; 06 und 09..... | 89 |
| Tabelle 6.5-1 | Wesentliche Schweißgutchemie der Proben 01; 10; 11 und 12..... | 95 |
| Tabelle 6.6-1 | Wesentliche Schweißgutchemie der Proben 01; 02; 03; 04 und 05..... | 100 |
| Tabelle 6.6-2 | Wesentliche Schweißgutchemie der Proben 01; 02; 06; 10 und 09..... | 106 |

Abkürzungs- und Symbolverzeichnis

Abkürzungen:

| | |
|--------------|---|
| AF | Nadelferrit, engl.: Acicular Ferrite |
| AW | Wie geschweißt, engl. As Welded |
| GK-WEZ | Gobkornzone der WEZ |
| CTOD | Bruchmechanischer Kennwert, engl. The Crack Tip Opening Displacement |
| CV | Konstant Spannung, engl. Constant Voltage |
| DC | Gleichstrom, engl. Direct Current |
| DNVGL | Internationale Klassifikationsgesellschaft, Det Norske Veritas Germanischer Lloyd |
| EDX | Energiedispersive mikrobereichs Spektroskopie |
| EGS | Elektrogasschweißen |
| EGSS | EGS-Schnellschweißen |
| EKD | Eisen-Kohlenstoff-Diagramm |
| ESD | Einschaltdauer |
| ESS | Elektroschlackeschweißen |
| FCA | Ferrit mit karbidischen Ausscheidungen, Perlit, engl. Ferrite Carbide Aggregate |
| Fe-C | Eisen-Kohlenstoff |
| FK-Baustähle | Feinkorn-Baustähle |
| FS | Ferrit mit Sekundärphasen, engl. Ferrite with secondary Phases (MAC) |
| FS(A) | Ferrit mit gerichteten Sekundärphasen, engl. Ferrite with aligned secondary Phases |
| FS(GB) | Ferrit mit Sekundärphasen auf der Korngrenze, engl. Ferrite with secondary Phases (MAC) on Grain Boundary |
| FS(NA) | Ferrit mit ungerichteten Sekundärphasen, engl. Ferrite with non-aligned secondary Phases |
| FS(SP) | Widmanstättenferrit, engl. Ferrite Sideplates |
| FS(UB) | Oberer Bainit, engl. Upper Bainite |
| MSG | Metallschutzgasschweißen |
| GW | Grundwerkstoff |
| WEZ | Wärmeeinflusszone |
| hdp | Hexagonal-dichtest gepackt |

| | |
|-----------------|---|
| IK-WEZ | Interkritische Zone der WEZ |
| kfz | Kubisch-flächenzentriert |
| KG | Korngrenze |
| krz | Kubisch-raumzentriert |
| LB | Unterer Bainit, engl. Lower Bainite |
| LB/M | Unterer Bainit/Martensit, engl. Lower Bainite/Martensite |
| LBZ | lokale Sprödbereiche, engl. Local Brittle Zones |
| M | Martensit |
| MA | Martensit und Austenit Partikel, engl. M-A constituent |
| Ma% | Masse Prozent |
| MA ₅ | MA-Partikel $\geq 5 \mu\text{m}^2$ |
| MAC | Martensit-Austenit-Zementit, engl. Martensite-Austenite-Cementite |
| MK | Mischkristall |
| NME | Nichtmetallischer Einschluss |
| OES | Optische Emissionsspektrometrie |
| PF | Polygonaler Ferrit, engl. Polygonal Ferrite oder Schweißposition Steignahrt |
| PF(GB) | Korngrenzenferrit, engl. Grain Bondary Primary Ferrite |
| RA | Restaustenit |
| REM | Rasterelektronenmikroskop |
| RINA | Italienische Klassifikationsgesellschaft, ital. Registro Italiano Navale |
| S | Schmelze |
| UP | Unterpulver Schweißen |
| SZTU | Schweiß-Zeit-Temperatur-Umwandlungs-(Diagramm) |
| TEM | Transmissionselektronenmikroskop |
| trz | Tetragonal-raumzentriert |
| TSE | Trägergasschmelzextraktion |
| Vol.-% | Volumen Prozent |
| WF | Widmanstättenferrit |
| SG | Schweißgut |
| WPQR | Schweißverfahrensprüfung, engl. Welding Procedure Qualification Record |

| | |
|-------------|---|
| ZTU | Zeit-Temperatur-Umwandlungs-(Diagramm) |
| α GB | Summe aus PF(GB) und FS(GB), Korngrenzenaktivität des Ferrits, engl. Grain Boundary |

Chemische Elemente und Verbindungen:

| | |
|---|----------------------------|
| Al | Aluminium |
| Al ₂ O ₃ | Aluminiumoxid (Korund) |
| Ar | Argon |
| B | Bor |
| C | Kohlenstoff |
| C ₆ H ₃ N ₃ O ₇ | Pikrinsäure |
| CaO | Kalziumoxid, Kalk |
| CO | Kohlenstoffmonoxid |
| CO ₂ | Kohlenstoffdioxid |
| Cu | Kuper |
| Fe | Eisen |
| Fe ₂ C | Epsilonkarbid |
| Fe ₃ C | Eisenzementit, Eisenkarbid |
| FeO | Eisenoxid, Wüstit |
| HNO ₃ | Salpetersäure |
| MgO | Magnesiumoxid, Magnesia |
| MgOAl ₂ O ₃ | Mineral, Glaskeramik |
| Mn | Mangan |
| MnO | Manganoxid, Manganosit |
| MnOSiO ₂ | Mineral |
| MnS | Mangansulfid |
| Mo | Molybdän |
| N | Stickstoff |
| N ₂ S ₂ O ₅ | Metabisulfit |
| Nb | Niob |
| Ni | Nickel |
| O | Sauerstoff |

| | |
|--------------------------------|-------------------------------|
| O ₂ | Sauerstoff-Molekül |
| P | Phosphor |
| S | Schwefel |
| Si | Silizium |
| SiO ₂ | Siliziumoxid, Siliziumkeramik |
| Ti | Titan |
| Ti ₂ O ₃ | Titansesquioxid |
| TiN | Titannitrid |
| TiO ₂ | Titanoxid, Rutil |
| TiO ₃ | Titanoxid |
| V | Vanadium |
| VC | Vanadiumkarbid |
| W | Wolfram |
| Zr | Zirkon |

Lateinische Symbole

| | |
|--------------------|---|
| a | Luftspalt Deckseite in mm |
| A | Bruchdehnung in % |
| a _{kfz} | Gitterkonstante kfz-Elementarzelle in nm |
| a _{krz} | Gitterkonstante krz-Elementarzelle in nm |
| b | Betrag des Burgervektors in nm oder Luftspalt Wurzelseite in mm |
| c | Konzentration in Ma% |
| D | Abstand zwischen Nichtmetallischen Einschlüssen in nm |
| d _k | Mittlerer Korndurchmesser, mittlere freie Weglänge der Versetzung in nm |
| d _T | Teilchendurchmesser |
| d _{Tkrit} | Kritischer Teilchendurchmesser in nm |
| E | Elastizitätsmodul in GPa |
| E _s | Streckenenergie in kJ/mm |
| F | freie Energie in J |
| f _T | Teilchenmenge in Anzahl |
| G | Schubmodul in GPa oder freie Enthalpie in J, kcal |

| | |
|---------------------|--|
| G_{Def} | Freie Enthalpie von Gitterdefekten in J |
| G_{O} | Freie Enthalpie einer Oberfläche in J |
| G_{V} | Freie Enthalpie eines Volumens in J |
| G_{ϵ} | Freie Enthalpie aufgrund einer Gitterverzerrung in J |
| H | Systementhalpie in J |
| HV10 | Härte Vickers mit 98,1 N Prüfkraft |
| I_{s} | Schweißstrom in A |
| J-Integral | Bruchmechanischer Kennwert in J/m^2 |
| k | Korngrenzenwiderstand |
| KV | Kerbschlagarbeit in J, Proben mit V-Kerbe |
| KV_{RT} | Kerbschlagarbeit in J bei Raumtemperatur, Proben mit V-Kerbe |
| $MA_{5\text{abs}}$ | MA-Partikel $\geq 5 \mu\text{m}^2$ im Verhältnis zur ausgewerteten Fläche in % |
| $MA_{5\text{rel}}$ | MA-Partikel $\geq 5 \mu\text{m}^2$ im Verhältnis zu allen MA-Partikeln in % |
| MA-FA | MA-Partikelflächenanteil zur ausgewerteten Fläche in % |
| MA-FD | MA-Partikelflächendichte bzw. Partikeldispersität einer ausgewerteten Fläche in mm^{-2} |
| NME-FA | NME-Flächenanteil zur ausgewerteten Fläche in % |
| NME-FD | NME-Flächendichte bzw. Dispersität einer ausgewerteten Fläche in mm^{-2} |
| p | Druck in Pa |
| P_{kfz} | Packungsdichte kubisch flächenzentrierte-Elementarzelle in % |
| P_{krz} | Packungsdichte kubisch raumzentrierte-Elementarzelle in % |
| q | Spannungskonzentration am Nichtmetallischen Einschluss in MPa |
| Q | Wärmemenge in J |
| Q_{s} | Wärmeeinbringung in kJ/cm |
| R^2 | Bestimmtheitsmaß, einheitenlos |
| R_{m} | Zugfestigkeit in MPa |
| $R_{\text{p}0,2}$ | Dehngrenze in MPa |
| r_{T} | Teilchengröße/Radius in nm |
| r_{k} | Kritischer Keimradius in nm |
| $r_{\text{k, hom}}$ | Kritischer Keimradius in nm, homogene Keimbildung |
| $r_{\text{k, het}}$ | Kritischer Keimradius in nm, homogene Keimbildung |

| | |
|-------------------|--|
| S | Entropie, Maße für die Unordnung in JK ⁻¹ |
| s | Strecke in mm |
| t | Blechdicke in mm |
| T | Temperatur in K |
| T _{100J} | Temperatur bei welcher noch 100 J KV vorliegen |
| U | Innere Energie in J |
| U _s | Schweißspannung in V |
| V | Volumen in m ³ |
| v _{Dr.} | Vorschubgeschwindigkeit der Drahtelektrode in m/min |
| v _s | Schweißgeschwindigkeit in m/h |
| x | Abstand in nm |
| Z | Brucheinschnürung in % |

Griechische Symbole

| | |
|----------------|---|
| α | Nahtöffnungswinkel in ° |
| α ₁ | Konstante, einheitenlos |
| α ₂ | Kontante, einheitenlos |
| α-Fe | Alpha-Eisen |
| γ-Fe | Gamma-Eisen, Austenit |
| δ-Fe | Delta-Eisen |
| ζ | Oberflächenenergie des Risses in Jm ⁻² |
| η _s | Wirkungsgrad der Schweißprozesse, einheitenlos |
| τ | Schubspannung in MPa |
| σ | Normalspannung in MPa |
| ρ _v | Versetzungsdichte in m ⁻² |
| κ | Korngrenzenwiderstand in MPa |
| π | Kreiszahl, einheitenlos |

Formelverzeichnis

| | | |
|-------------|---|----|
| Formel (1) | Berechnung der Streckenenergie | 7 |
| Formel (2) | Beschreibung der Versetzungsverfestigung | 12 |
| Formel (3) | Beschreibung der Mischkristallverfestigung | 12 |
| Formel (4) | Beschreibung der Ausscheidungshärtung/Schneiden von Teilchen | 13 |
| Formel (5) | Beschreibung der Ausscheidungshärtung/Umgehen von Teilchen | 13 |
| Formel (6) | Beschreibung der Korngrenzenverfestigung | 14 |
| Formel (7) | Freie Energie thermodynamischer Systeme | 15 |
| Formel (8) | Freie Enthalpie thermodynamischer Systeme | 16 |
| Formel (9) | Systementhalpie thermodynamischer Systeme | 16 |
| Formel (10) | Beschreibung einer Systemänderung mit Hilfe der Enthalpie | 16 |
| Formel (11) | Beschreibung einer Systemänderung mit Hilfe der Enthalpie bei $dp = 0$ | 16 |
| Formel (12) | Beschreibung einer Änderung der inneren Energie | 16 |
| Formel (13) | Beschreibung einer Änderung der Wärmemenge | 16 |
| Formel (14) | Beschreibung einer Änderung der Wärmemenge, (11) und (13) gleich | 16 |
| Formel (15) | Energetische Abhängigkeit der Keimenthalpie aus einer schmelzflüssigen Phase, Kugelannahme | 17 |
| Formel (16) | Vereinfachung von (15) | 18 |
| Formel (17) | Energetische Abhängigkeit der Keimenthalpie aus einer festen Phase, Kugelannahme | 19 |
| Formel (18) | Kritische Spannungen durch Versetzungsaufstau an Oxiden | 22 |
| Formel (19) | Rissausbreitung, Beschreibung mittels J-Integral | 22 |

1 Einleitung

Im Kontext der seit Jahren anhaltenden Verschiebung maritimer Fertigungskompetenzen der europäischen Schwerindustrie (z. B. Container- und Tankerschiffbau) in den asiatischen Raum lässt sich eine Fokussierung europäischer Produktausrichtung auf andere Schiffstypen konstatieren. So kann ein Wachstum im Bereich des Spezialschiffbaus wie eisbrechende Frachter, On- und Offshorestrukturen (Windenergieanlagen, Umspannplattformen) und deren Errichterschiffe aber auch Fahrzeuge für den Personen- und Frachtverkehr (z. B. Fähren, Kreuzfahrtschiffe) festgestellt werden. Neben der Notwendigkeit der Nutzung von Halbzeugen großer Blechdicke ($10 \text{ mm} < t < 150 \text{ mm}$) kommen fast ausschließlich unlegierte Baustähle, vermehrt auch Feinkornbaustähle in der Fertigung dieser Großstrukturen zur Anwendung. Um auf den globalen Wettbewerb, welcher auch bei den beschriebenen Produkten besteht, angemessen reagieren zu können bedarf es angepasster Fertigungsstrategien. Diese bedingen u. a. den Einsatz von wirtschaftlichen Fügeverfahren. Hierzu zählen Hochleistungsschweißverfahren wie das Mehrdrahtunterpulverschweißen (UP), unterschiedliche Verfahrensmodifikationen des Metallschutzgasschweißens (MSG) und Schweißverfahren wie das Laser-MSG-Hybridschweißen. Häufig sind diesen Schweißverfahren gemein, dass sie in geringer Zeit große Mengen von Schweißgut (abschmelzende Drahtelektroden) und damit viel Schweißwärme, in die Fügestelle einbringen. Hiermit wird erreicht, dass die Fügepartner mit einer geringen Anzahl von Schweißraupen verbunden werden können. Mit einer verminderten Menge von Schweißraupen sinken die Fertigungsnebenzeiten, bspw. Einrichten, Schleifen, Reinigen und zusätzlich die erreichbaren Fehlerraten signifikant, was zu einer drastischen Verringerung des Lohnkostenblocks in der Herstellung der beschriebenen Erzeugnisse führt. Um im internationalen Wettbewerb bestehen zu können, wird die konsequente Ausnutzung dieser Vorteile für ein „Hochlohnland“, wie Deutschland es ist, essentiell. [1-8]

1.1 Problemstellung

Gegenüber den positiven wirtschaftlichen Gesichtspunkten bestehen oftmals negative, technisch jedoch relevante Aspekte, welche gegen den Einsatz von Hochleistungsschweißverfahren sprechen. Ein wichtiger Punkt ist das Einhalten von werkstofftechnischen Kennwerten der Schweißverbindung, welche im Rahmen von Zulassungsvorgängen (Schweißverfahrensprüfungen, Grundwerkstoffzulassungen) im Vorfeld der eigentlichen Produktion nachgewiesen werden müssen. So können beispielsweise Offshore-Grundwerkstoffe nach DIN EN 10225 mit vom Hersteller nachgewiesener Schweißseignung vom Kunden bestellt werden. Hierbei wird die Streckenenergie als Maß für die energetische Belastung bzw. Schweißwärme genutzt. Diese wird im Prüfvorgang der Stahlhersteller mittels unterschiedlichen Schweißverfahren variiert und die relevanten Eigenschaften der Schweißverbindung geprüft, wobei der Streckenenergiehöchstwert $5,0 \text{ kJ/mm}$ entspricht (UP geschweißt). Für den schweißtechnischen Anwender werden zusätzliche Prüfungen der Schweißnaht im Rahmen einer Schweißverfahrensprüfung gefordert, wenn diese durch eine Streckenenergie größer $5,0 \text{ kJ/mm}$ hergestellt wurde [9]. Bis auf wenige Ausnahmen beim UP-Schweißen in der Sauergerohrfertigung (bis ca. $12,0 \text{ kJ/mm}$) werden aufgrund des Sicherheitsbedürfnisses der Stahlverarbeiter oftmals maximal ca. $3,0 - 4,0 \text{ kJ/mm}$ Streckenenergie in der Produktion stahlbaulicher Strukturen angewandt [10-13].

Bei Hochleistungsschweißverfahren wie dem EGS sind die eingebrachten Streckenenergien jedoch weitaus größer. Im für EGS relevanten Blechdickenbereich von 12 bis 40 mm stellen sich Streckenenergien, bei Einlagenschweißungen von ca. 6,0 bis 25,0 kJ/mm ein. [14-16]

In der Stahlientwicklung und schweißtechnischen Anwendung können Schweiß-Zeit-Temperatur-Umwandlungsdiagramme (SZTU) genutzt werden, um die eingebrachte Schweißwärme einem Abkühlverlauf in der Grobkornzone (GK-WEZ) der Wärmeeinflusszone (WEZ) zuzuordnen. Hiermit wird es ermöglicht, auf das resultierende Mikrogefüge und dessen Eigenschaften Rückschlüsse zu ziehen. Diese Diagramme können aus den physikalischen Gegebenheiten nicht direkt aus der Stahlschmelze (Schweißschmelze), die das spätere Schweißgut (SG) darstellt, hergestellt werden. Aufgrund der Tatsache, dass die chemische Zusammensetzung des einlagigen Schweißgutes immer zu gewissen Bestandteilen aus dem Grundwerkstoffes besteht (Aufmischung), ist eine Simulation der Vorgänge zusätzlich erschwert. Weiterhin beruht das Kristallisations- und Umwandlungsverhalten des Schweißgutes auf anderen Keimbedingungen als solche, welche in der WEZ der Stähle auftreten. So haben Stahlhersteller verschiedene Möglichkeiten, um das Mikrogefüge ihrer Legierungen mit entsprechenden Walz- und Wärmebehandlungstechniken gezielt einzustellen. Walz- und Wärmebehandlungsvorgänge können üblicherweise beim Schweißgut nicht angewandt werden und es muss im Zustand „wie geschweißt“ (AW) allen Anforderungen genügen. [17-19]

Dem gegenüber nimmt die Schweißschmelze, das spätere Schweißgut, Sauerstoff (O) aus dem Schutzgas bzw. der Gaskaverne auf. Der typische O-Gehalt von Schweißgütern ($O \approx 200 - 800 \text{ ppm}$) übertrifft den Gehalt üblicher Baustähle ($O \approx 20 - 50 \text{ ppm}$) um ein Vielfaches. Einige Oxide (z. B. TiO_2), die sich fein dispers im Metallgitter des Schweißgutes gebildet haben, können als Keimstellen (Dispersoide), besonders feinkörniger Ferritmorphologie fungieren (z. B. AF) und somit die Eigenschaften im „AW“ Zustand positiv beeinflussen. Ohne das Vorhandensein von geeigneten Nicht Metallischen Einschlüssen (NME) und bei sehr geringen Abkühlgeschwindigkeiten im Schweißgut bilden sich grobkörnige Ferritarten (z. B. Widmanstättenferrit) aus. Diese kristallisieren oftmals an den ehemaligen Austenitkorgrenzen und führen zur Verschlechterung der Stahl-bzw. Schweißguteigenschaften. Ein solches Gefüge ist bisher typisch für das EGS-Schweißgut und wird durch keine europäische Drahtelektroden-Schutzgaskombination hinreichend kompensiert. Viel mehr noch ist es derzeit völlig unbekannt, wie viel Ti in den NME für eine effiziente AF-Bildung beim EGS von Nöten ist und wie man dies durch entsprechende Legierungszugabe, sowie Schweiß-Schutzgase mit hohem Argon-Anteil (Anteil O im Schweißgut) realisieren kann. Weiterhin ist unbekannt, wieviel AF für ausgewogene mechanisch-technologische Eigenschaften, für die europäischen Anwendungen im Schiff- und Stahlbau, im Schweißgut vorhanden sein müssen. [19-25]

Neben den Keimbedingungen der ferritischen Matrix konnten diverse Untersuchungen der letzten Jahre zeigen, dass Kristall- bzw. Mikroseigerungen des Kohlenstoffs zur Bildung lokal versprödender Partikel (LBZ) führen. Die Morphologie und Größe (wenige μm^3) dieser martensitischen- und austenitischen Partikel (MA-Partikel) wird maßgeblich durch die Stahlchemie und Ferritbildung aus dem Austenit bestimmt. Grobkörnige Ferritarten, welche bei langsamen Abkühlgeschwindigkeiten aus dem Austenit entstehen, fördern das Vorhandensein grober, für die Stahl-Schweißguteigenschaften nicht zuträglichen MA-Partikel. Aufgrund der beschriebenen Differenzen in der Keimbedingung während der γ - α

Umwandlung ist die MA-Ausbildung in sehr langsam abkühlenden Schweißgütern (z. B. EGS) nicht mit der WEZ von Stählen vergleichbar. Das komplexe Zusammenspiel von MA-Morphologie mit der ferritischen Matrix wurde bisher nur selten im EGS-Schweißgut thematisiert. Eine Eingruppierung bezüglich inter- und intragranularer Einflussnahme einzelner Bestandteile (Ferrit und MA) auf die Schweißguteigenschaften fehlt gänzlich. [16], [24-30]

Gemäß der oben beschriebenen Sachverhalte wurden bisher keine Schweißzusätze für die Fertigungsbedingungen des EGS in Europa ausgelegt. Jedoch liegt ohne adäquaten Schweißzusatz das wirtschaftliche Potential des EGS derzeit in Europa brach und kann nicht genutzt werden.

1.2 Zielstellung und Aufbau der Arbeit

Im Bereich langsam abkühlender, ferritischer Schweißgüter fehlt es an geeigneten Methoden zur Charakterisierung des Mikrogefüges. Es existiert kein einheitlicher Bewertungsalgorithmus, welcher die Eigenschaften langsam abkühlender Schweißgüter hinsichtlich der ferritischen Matrix und MA-Partikel zusammenhängend vergleichen könnte. Die Möglichkeit einen mikrostrukturellen Zustand zu erstellen und richtig deuten zu können, ist jedoch die Grundvoraussetzung für ein gezieltes Legieren und darüber hinaus essentiell für das Erreichen mechanisch-technologischer Eigenschaften im Schweißgut (Normvorgaben). Häufig wird das gleichzeitige Erreichen vieler, unterschiedlicher Anforderungen normativ gefordert. Hierzu zählen Mindestanforderungen an die Streckgrenze, Zugfestigkeit, Bruchdehnung und Kerbschlagarbeit des Schweißgutes. Das ferritische Schweißgutmikrogefüge ist sehr komplex und eine Legierung alleine kann nicht auf alle genannten mechanisch-technologischen Eigenschaften gleichzeitig hin optimiert werden. Da konventionelle Schweißzusatzwerkstoffe im Sektor langsam abkühlender Schweißgüter nur eingeschränkt die oben beschriebene Problematik bedienen können, wird eine Einführung und Erweiterung der Einsatzfelder bekannter Hochleistungsschweißverfahren behindert, bzw. verzögert. Die vorliegende Arbeit hat zum Ziel, diese Lücke zu schließen und einen Beitrag zum Verständnis langsam abkühlender Schweißgüter, speziell beim EGS-Schweißgut zu leisten. Aus dem wissenschaftlichen Ansatz heraus soll es ermöglicht werden, moderne, für die maritime, europäische Industrie geeignete Schweißzusätze für das EGS zu entwickeln. Nachfolgend werden der wissenschaftliche Ansatz und der Aufbau der Arbeit dargelegt. Im Abschnitt 2.1 und 2.2 wird das Einseiten-EGS erläutert und beschrieben, welche Anforderungen an ein EGS-Schweißgut bestehen, um eine breite Anwendung in Europa sicherstellen zu können. Neben der grundlagenorientierten Beschreibung zu den Verfestigungsmechanismen (Abschnitt 2.3) und der Keimtheorie (Abschnitt 2.4) wird sich nachfolgend mit den EGS-spezifischen Kristallisationsgegebenheiten (Abschnitt 2.5) und den unterschiedlichen Ferritmorphologien (Abschnitt 2.6), sowie den Martensit-Austenit-Carbid-Partikeln (Abschnitt 2.7) und deren Einfluss auf die mechanisch-technologischen Eigenschaften im ferritischen Schweißgut beschäftigt. Bereits etablierte Bewertungsmethoden des Mikrogefüges werden mit den Anforderungen (Abschnitt 2.8) aus der Praxis verglichen und der bestehende Verbesserungsbedarf formuliert. Nach der Darstellung des Standes der Technik und dem hieraus gefolgerten Konzept zur eigenschaftsbezogenen mikrostrukturellen Charakterisierung (Abschnitt 3.1) wird die legierungstechnische Umsetzung (Abschnitt 3.2) für den nachfolgenden experimentellen Teil erläutert. In der Versuchsdurchführung kommt es zur Darlegung der

schweißtechnologischen Herangehensweise, von Vorversuchen und zur Beschreibung der Probenentnahme für die späteren Untersuchungen (Abschnitte 4.1 bis 4.3). Die genutzten Untersuchungsmethoden sind im Abschnitt 4.4 aufgeführt und erläutert.

Im Abschnitt 5 erfolgt die Darstellung der Versuchsergebnisse, welche im Abschnitt 6 zur Diskussion gestellt werden. Hierbei werden allgemein gültige Aussagen der mechanisch-technologischen Eigenschaften betreffend ebenso thematisiert, wie auch die hier im Zusammenhang stehenden globalen Charakteristika des vorliegenden Mikrogefüges. Ebenso wird diskutiert, wieviel AF für ausgewogene Schweißguteigenschaften benötigt werden und inwiefern andere Gefügemerkmale der Matrix und MA-Partikel, bei konstanten AF-Gehalten, die Schweißguteigenschaften verändern können. Mehrere Versuchsreihen werden genutzt, um die mit gezielten Legierungs- und Schutzgasanpassungen provozierten Gefügeänderungen den Eigenschaftsdivergenzen zuordnen zu können. Unterschiedliche Ni-, Mn-, Si-, Mo-, Ti-, B-, und O-Gehalte der Legierung wurden dahingehend untersucht und ihr Einfluss auf das Mikrogefüge zusammen mit dem Schutzgas dargelegt. Grundlegende Kausalitäten bzgl. der untersuchten chemischen Zusammensetzung und Morphologie der NME, im Zusammenhang der AF-Bildung, sind weitere Themen der Abschnitte 5 und 6.

In der Zusammenfassung und im Ausblick (Abschnitt 7) wird die Eignung der entwickelten Bewertungsmethode, die ferritische Matrix und MA-Partikel gemeinsam für eine Charakterisierung des Mikrogefüges zu nutzen, dargelegt und alle wesentlichen Ergebnisse dieser Arbeit nochmals aufgearbeitet. Eine anschließende Analyse des bisher bearbeiteten Spektrums legt den Bedarf weiterer Untersuchungen offen.

2 Stand der Technik

2.1 Einseiten-EGS

Beim EGS handelt es sich um einen Hochleistungsschweißprozess für Steignähte welches den Metallschutzgasschweißen zugeordnet wird (Prozessnummer 73 [31]). Erste Erwähnungen eines EGS-Verfahrens gehen bis in die 1950er Jahre zurück. Es wurde parallel in der UdSSR und der BRD entwickelt [32], [33]. Der Prozess (Abbildung 2.1-1 A) erzeugt über die gesamte Blechdicke eine Stahlschmelze, bestehend aus dem Schweißzusatz- und aufgeschmolzenen Grundwerkstoff. Die Schweißschmelze wird in der Schweißfuge wurzelseitig mittels einer Keramikbadsicherung oder Kupferschiene gehalten. Auf der Deckseite fährt ein wassergekühlter Kupferschuh mit der Schmelzensteiggeschwindigkeit an den zu fügenden Blechen mit (Einseiten-EGS). Beim ursprünglichen EGS-Verfahren (Zweiseiten-EGS) kam ein zweiter Kupferschuh, verbunden und gehalten durch ein Schwert, für die Wurzelsicherung zur Anwendung. Aufgrund der eingeschränkten Platzverhältnisse, welche oftmals an stahl-, bzw. schiffbaulichen Strukturen vorliegen (z. B. Spanten, Decksbleche), konnte sich die Variante mit zwei Kupferschuhen nicht durchsetzen. Neben der reinen Schweißbadsicherung übernimmt der Kupferschuh die deckseitige Nahtformung (gefräste Kontur), die Schweißnahtvorbereitung wird überwiegend als V-Fuge ausgeführt. Aufgrund der Wasserkühlung des Kupferschuhs wird Wärme vom Schmelzbad weggeführt und die Kristallisation des Schmelzbades zum Schweißgut beeinflusst. Um die Schweißstelle vor dem schädlichen Einfluss der Atmosphäre (N, O, Luftfeuchtigkeit) zu schützen, erfolgt eine Zuführung von Schutzgas durch Bohrungen oder Düsen des Kupferschuhs. Die Zustellung und Schweißstromübertragung der Drahtelektrode (häufig Fülldrahtelektroden) übernimmt ein sogenannter Schweißrüssel, welcher ein speziell geformter Schweißbrenner mit Stromkontaktröhre ist. Alle Baugruppen der Schweißmaschine befinden sich an einem Traktor, welcher entweder von einem Kettenzug [14] oder mit einem implementierten Elektromotor entlang einer Schiene in vertikaler Richtung bewegt wird [15]. Die Prozesssteuerung moderner EGS-Maschinen basiert auf einer ΔI -Regelung mit konstantem Drahtvorschub und Schweißgeschwindigkeitsregelung über den elektrischen Widerstand der freien Drahtelektrodenlänge (Stickout). Für Bediener ist die Handhabung und das Schweißen mit der Anlagentechnik verhältnismäßig einfach und rasch erlernbar. Eine hohe Reproduzierbarkeit der Nahtqualität ist gegeben. Anlässlich der geringen Fehlerrate, hohen Abschmelzleistung und sehr geringen Nebenzeiten (z. B. Leerfahrten, Schleifen) der Einlagenschweißung sind Produktivitätssteigerungen von 400 - 600 % gegenüber konventionellen Techniken in der Literatur genannt. [14], [15], [23], [34-38]

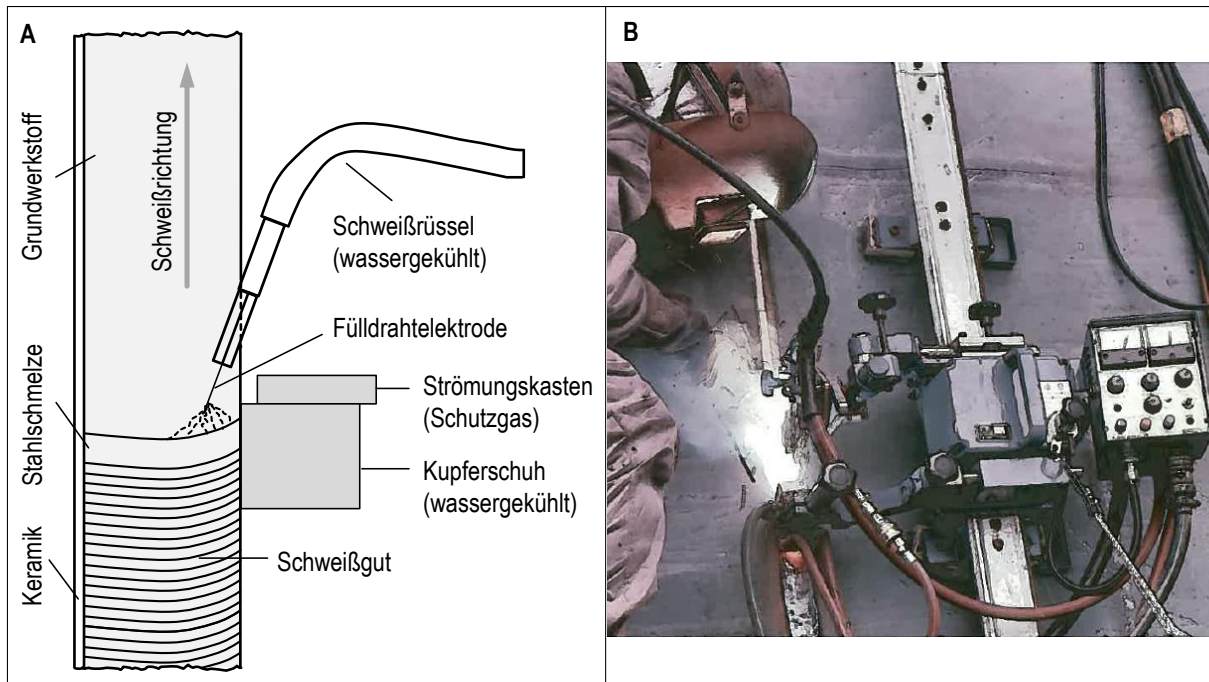


Abbildung 2.1-1 Darstellung Einseiten-EGS (A) und „Segarc“ an einer Schiffsaußenhaut, Kobelco Welding (B) [15]

Erste Patente zur EGS-Anlagentechnik sowie erste kommerzielle EGS-Schweißmaschinen wurden durch die Firma Arcos mit Sitz in Belgien angeboten. Nach sehr erfolgreichem Einsatz der Arcos-Schweißmaschinen, besonders im Großbehälterbau, wurde das Unternehmen durch die Firma ESAB übernommen und die Schweißmaschinen weiterhin produziert. Letzter EGS-Anwender in Deutschland, unter Nutzung von ESAB EGS-Maschinen und zwei Kupferschuhen war die Gronemeyer & Banck GmbH mit Sitz bei Bielefeld. Dieses Unternehmen nutzte bis zur Insolvenz 2019 einen entsprechenden EGS-Fülldraht mit dem Handelsnamen ESAB Vertomax 2MG. [39-42]

Neben ersten wissenschaftlichen Veröffentlichungen aus BRD und DDR in den 1950er- und 60er Jahren zu dem konventionellen EGS (zwei Kupferschuhe) und EGS mit zusätzlichen Kaltdrähten wurde ab den 1980er Jahren über das EGS-Schnellschweißen (EGSS) berichtet. Mit teilweisen erheblichen Schweißgeschwindigkeitssteigerungen durch Erhöhen der Abschmelzleistung (Metallpulverzuführung), kam es zur Verbesserung der WEZ- und SG-Eigenschaften. Diese und auch jüngste Verfahrensmodifikationen mit indirekter Lichtbogentechnik nach [38] konnten sich nicht durchsetzen. Anstrengungen der Firma Oerlikon, das EGS-Verfahren durch neue Anlagentechnik und speziell abgestimmte Schweißzusätze wieder in die stahlbauliche Praxis in Deutschland zu bringen scheiterten in den späten 1980er Jahren ebenfalls. [14], [43-50]

Im asiatischen Schiffbau (Abbildung 2.1-2) ist das Einseiten-EGS seit 1974 serienreif und wurde als „Segarc“ in den Betrieb großer Werften in Japan eingeführt (Abbildung 2.1-1 B). Auch die größte Werft der Welt mit Sitz in Korea, Hyundai Heavy Industries, setzt auf dieses hoch effiziente Schweißverfahren. Zur Einhaltung der geforderten mechanisch-technologischen Gütewerte der Schweißverbindung kommen in Asien hierfür entwickelte Stähle und Schweißzusätze zur Anwendung. Im deutschen Schiffbau ist das Verfahren bis dato nicht präsent. [14], [15], [50-58]



Abbildung 2.1-2 Trockendock der Hyundai Heavy Industries Werft, Ulsan [58]

2.2 Potenziale und Anforderungen an das EGS-Schweißgut im Stahl- Schiffbau

Das EGS wird in Asien üblicherweise an schweißgeeigneten Baustählen, welche mit Stählen aus der DIN EN 10025-2 [63] vergleichbar sind, eingesetzt. In Laboruntersuchungen konnten auch schweißgeeignete Feinkornbaustähle, Nickelstähle und austenitische Stähle mit dem Verfahren anforderungsgerecht gefügt werden. [23], [59-62]

Im Allgemeinen unterscheidet sich das EGS-Verfahren von konventionellen Schweißverfahren durch das einlagige Einbringen vergleichsweise hoher Streckenenergien. Die Streckenenergie E_S ist definiert durch:

$$E_S = \frac{U_S \cdot I_S}{v_S} \quad (1)$$

(U_S : Schweißspannung, I_S : Schweißstromstärke, v_S : Schweißgeschwindigkeit)

Schweißverfahren haben aufgrund ihrer Prozesseigenarten unterschiedliche thermische Wirkungsgrade (η_S), diese werden in (1) nicht berücksichtigt, andernfalls spricht man von der Wärmeeinbringung (Q_S). Basierend auf den Erfahrungswerten der Neptun Werft GmbH & Co KG. ergeben sich folgende Gegenüberstellungen der derzeit im Einsatz befindlichen MSG-Technik gegenüber dem EGS (Tabelle 2.2-1). Die Werte für das EGS wurden hierbei experimentell direkt auf der Neptun Werft ermittelt. Die Blechdicke und Stahlgüte entspricht einem häufigen Anwendungsfall in der werftspezifischen Fertigung (Außenhautstöße). Es wird deutlich, dass die Produktivität des EGS gegenüber dem MSG signifikant größer ist. So liegt die theoretische Nahtlänge nach einer Stunde Schweißen ohne Nebenzeiten beim EGS um den Faktor 4,8 höher als bei der konventionellen MSG-Technologie.

Tabelle 2.2-1 Technologie-Vergleich unter Wertbedingungen, $t = 15 \text{ mm}$, PF-Position [23]

| GL-A36, PF, $t = 15 \text{ mm}$ | MSG-136 | EGS-73 |
|---------------------------------|---------|--------|
| Schweißraupenanzahl | 4 | 1 |
| v_s pro Raupe in m/h | 5,1 | 6,2 |
| Nahtlänge in einer Stunde in m | 1,3 | 6,2 |
| E_s pro Raupe in kJ/mm | 4,03 | 8,04 |
| E_s Gesamt in kJ/mm | 16,12 | 8,04 |

Die hier nicht berücksichtigten Nebenzeiten, insbesondere Schleifarbeiten sollten aufgrund der drastischen Reduzierung der Schweißraupenanzahl ebenfalls merklich sinken. Die aus älterer Literatur bekannten Produktivitätsvorteile des EGS gegenüber konventioneller Schweißtechnik von 400 bis 600 % konnten demzufolge bestätigt werden. Aus der Tabelle 2.2-1 wird ebenso ersichtlich, dass sich die Gesamtstreckenenergie durch einen möglichen Einsatz des EGS halbieren würde. Jedoch wird mit einer EGS-Schweißraupe die doppelte Streckenenergie als MSG-typisch in den Grundwerkstoff eingebracht. Eine Übersicht der mechanisch-technologischen Mindestanforderungen von Schweißverbindungen für den europäischen Stahl- und Schiffbau sind der Tabelle 2.2-2 zu entnehmen.

Tabelle 2.2-2 Beispiele Mechanisch-technologische Mindestanforderungen schweißgeeigneter Baustähle und EGS SG, $t = 15 \text{ mm}$

| Bez. | Norm | Dehngrenze | Zugfestigkeit | Bruchdehnung | Kerbschlagarbeit |
|-----------------|----------------------|------------|---------------|--------------|------------------------------|
| S355J2+N | DIN EN 10025-2 [63] | 355 MPa | 470 - 630 MPa | 22 % | 27 J bei -20 °C |
| S460ML | DIN EN 10025-4 [64] | 460 MPa | 540 - 720 MPa | 17 % | 40 J bei -40 °C |
| S420G2+M | DIN EN 10225 [9] | 420 MPa | 500 - 660 MPa | 19 % | 60 J bei -40 °C |
| VL A36 | DNVGL [65] | 355 MPa | 490 - 630 MPa | 22 % | 34 J bei RT |
| VL E40 | DNVGL [65] | 390 MPa | 510 - 660 MPa | 22 % | 39 J bei -20 °C |
| EG SG | betrifft alle | > 460 MPa | > 540 MPa | 22 % | > 100 J bei -40 °C |

Die zunächst fiktiven Anforderungen an das EGS-Schweißgut orientieren sich an den jeweils höchsten Grenzen und besäßen nur Gültigkeit, wenn lediglich eine alleinige Schweißgutlegierung (Draht-Schutzgaskombination) zur Verfügung stehen würde. Ob es möglich ist, ein solch ausgewogenes Schweißgut bei derart großen Streckenenergien zu erzeugen (hohe Festigkeit, hohe Duktilität, hohe Zähigkeit) ist zu klären. Auch müsste diese Legierung stabile Eigenschaften bei der Verwendung größerer Erzeugnisdicken und damit gesteigerten Streckenenergien sicherstellen können. Andernfalls müssten

mehrere Legierungen bzw. Draht-Schutzgaskombinationen an die jeweiligen Aufgaben angepasst werden (Stahlgüte, Blechdicke).

2.3 Kristallstruktur des Eisens und Theorie zu den Verfestigungsmechanismen

2.3.1 Kristallstruktur des Eisens, Versetzungen und Versagensarten

Metalle und Metalllegierungen sind unter anderen durch ihre Atom- bzw. Kristallstruktur gekennzeichnet. Die kleinste beschreibbare Atomanordnung ist die Elementarzelle, welche beim Eisen kubisch-raumzentriert (krz), kubisch-flächenzentriert (kfz) oder hexagonal dichtest gepackt (hdp) sein kann. Andere Elementarzellstrukturen können einen deutlich komplexeren Atomaufbau besitzen, kommen beim Eisen jedoch nicht vor. Reines Eisen ist polymorph und verändert je nach Temperatur seine Kristallstruktur (krz, kfz) oder wenn andere, besondere Bedingungen vorliegen (hdp, Epsilonmartensit). Eine Übersicht der krz- und kfz-Elementarzellen des Eisens wird in der Abbildung 2.3-1 aufgeführt. Sind Legierungselemente in die Elementarzelle eingebaut, entsteht ein Mischkristall (MK). Da Fremdatome technisch nicht vermeidbar sind, tritt in aller Regel immer MK-Bildung auf. Die meisten Eisenlegierungen (Stahl, Gusseisen) haben bei Raumtemperatur eine krz-Struktur. Unter Zuhilfenahme bestimmter Legierungssysteme kann die kfz-Elementarzelle des Eisens auch bei Raumtemperatur erhalten bleiben. Reiht man eine bestimmte Anzahl von Elementarzellen zusammen spricht man von Kristalliten (Körnern). Zusammengehalten werden die Kristallite durch die Metallbindung. Hierbei wird davon ausgegangen, dass sich die Valenzelektronen (Außenelektroden) aufgrund ihrer geringen Bindung zum Atom frei im Metallgitter bewegen können. Die eigentliche Bindung wird aufgrund der Coulombschen Anziehungskräfte zwischen den negativ geladenen Elektronen und den positiv geladenen Metallionen erreicht. Die in alle Richtungen wirkenden Kräfte bedingen die feste Ordnung der Atomrümpfe in der Elementarzelle.

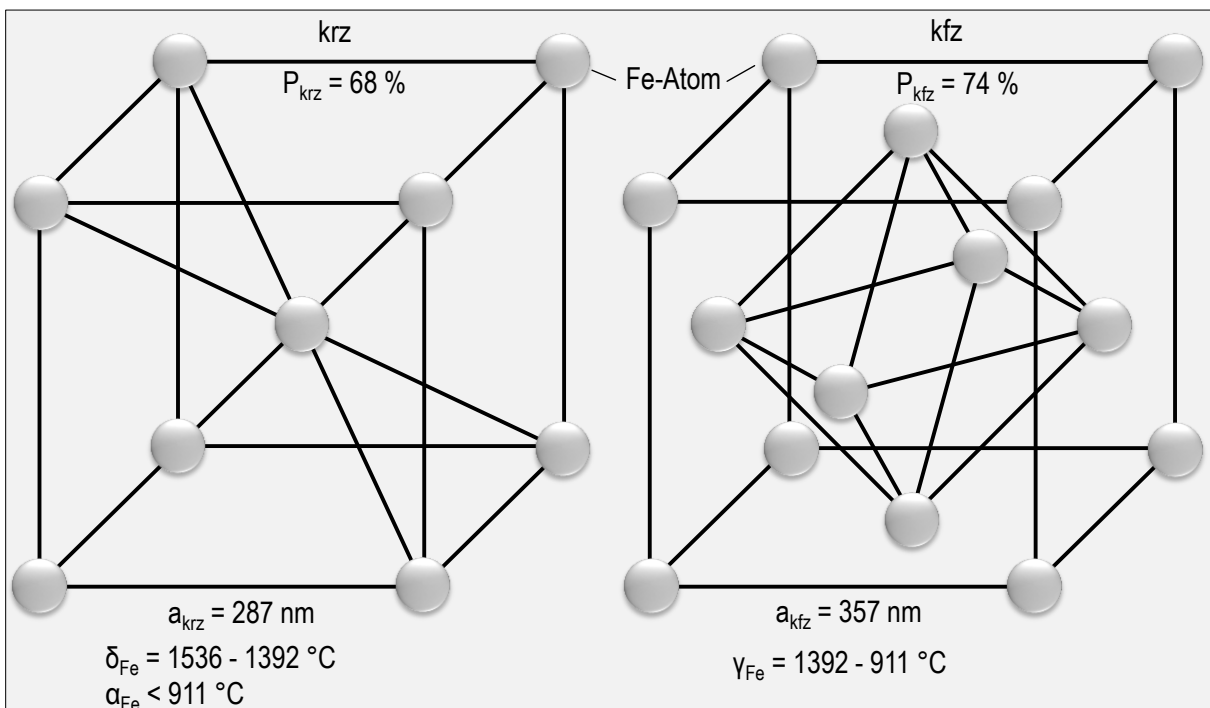


Abbildung 2.3-1 Kfz-, und krz- Elementarzelle des Eisens, P = Packungsdichte, a = Gitterkonstante [66]

Treffen mehrere Kristallite mit einer um mindestens 15° abweichenden Orientierung zusammen, ist zwischen ihnen keine Metallbindung mehr möglich, es bildet sich eine Phasengrenze (Korngrenze) aus. Einer Korngrenze (KG) angehörende Grenzatome sind nicht wie Atome innerhalb einer Elementarzelle allseitig von Nachbaratomen umgeben. Da es an nach außen gerichteten Bindungskräften fehlt, entsteht ein Ungleichgewicht, folglich resultiert eine Kraft in Richtung der Kristallite. Diese Kraft hält die Grenzfläche zusammen. Auf die KG-Fläche bezogen spricht man auch von Oberflächenspannung oder energetisch betrachtet von Oberflächenenergie. Korngrenzen erhöhen lokal die Energie, sie stellen ein Ungleichgewicht im Metallgitter da, es wird von einem Gitterfehler gesprochen. Andere Gitterbaufehler sind z. B. Fremdatome, Leerstellen, Versetzungen und Einschlüsse (Ausscheidungen). Bei Versetzungen handelt es sich um Halbebenen, welche unter Schubbeanspruchung (Schubspannung τ , 45° zur Normalspannung) ein Gleiten des Metallgitters hervorrufen lassen können. Man unterscheidet zwischen Stufen-, (lineare Bewegung einer Halbebene) und Schraubenversetzung (Winkelbewegung einer Halbebene). Beispielhaft sind in der Abbildung 2.3-2 eine Stufenversetzung und eine elektronenmikroskopische Aufnahme von Versetzungen aufgeführt. [66-68]

Die genannten Gleitvorgänge im Metallgitter sind für die plastische Verformbarkeit des Werkstoffs verantwortlich. Das Verständnis zur plastischen Deformation ist wichtig, um die in der Technik benötigten Werte wie Festigkeit, Bruchdehnung und Zähigkeit (siehe Tabelle 2.2-2) gezielt z. B. mit Hilfe von Legierungsvariationen einstellen zu können. Bei der plastischen Verformung im Metallgitter werden Ebenen möglichst dichter Atompackung, also Ebenen geringer Atomabstände, benötigt. Entlang dieser Gleitebenen können sich die Versetzungen bewegen, wenn auf ihnen die maximale Schubspannung wirkt. Ob die maximale Schubspannung auf eine Gleitebene wirken kann, ist von der Orientierung der Gleitebene zur anliegenden Normalspannung abhängig. Versagt der Werkstoff unter Nutzung großer Verformung, also aufgrund von Versetzungsbewegungen auf Gleitebenen, spricht man von einem Gleitbruch (matte Bruchfläche).

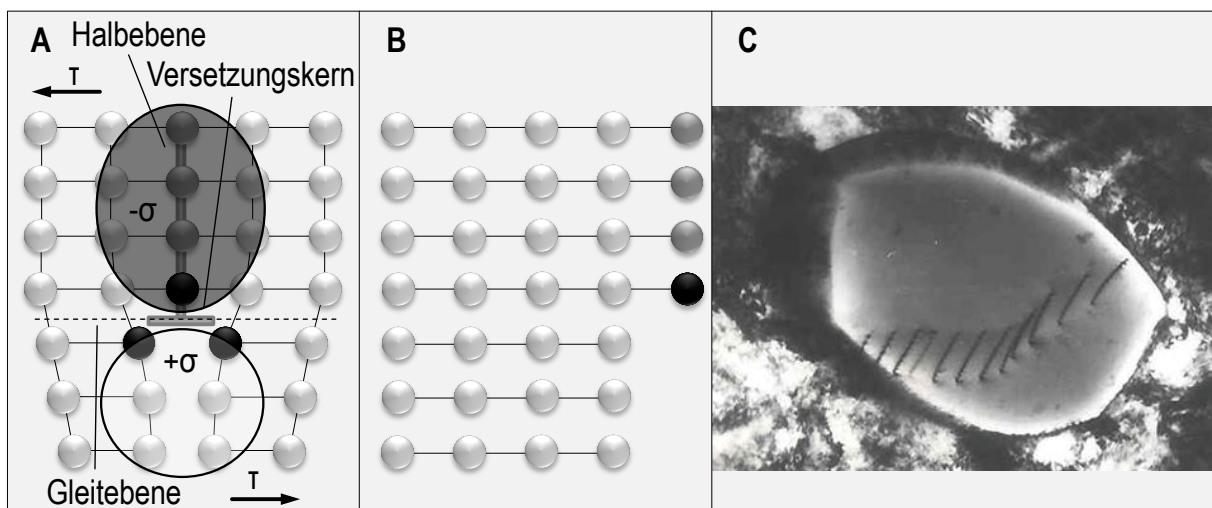


Abbildung 2.3-2 Schematische Bewegung einer Stufenversetzung (A und B) [69], C TEM-Aufnahme von Versetzungen [70]

Ein solches Werkstoffverhalten (stabiles Risswachstum) ist gewünscht, weil die technisch präferierten Eigenschaften maximiert werden können und ein mögliches Versagen (z. B. Überlastzustand) durch die plastische Verformung früh erkannt werden kann. Stehen keine Gleitebenen zur Verfügung, werden

Ebenen mit verhältnismäßig großen Atomabständen (Spaltebenen) in das Werkstoffversagen mit einbezogen. Der Mechanismus des Spaltens beruht darauf, dass entlang der Spaltebenen nur wenige Atombindungen bis zum Versagen aufgebrochen werden müssen. Das sich einstellende verformungslose (keine Versetzungsbewegung), spröde Versagen wird Spaltbruch genannt (glänzende Bruchfläche) und ist technisch nicht erwünscht (instabiles Risswachstum). Die Spannungen, welche sich hierfür verantwortlich zeichnen, sind keine Schubspannungen (45° Orientierung zur Normalspannung) sondern Spannungen in 90° -Orientierung zur Normalspannung. Gleitebenen können z. B. thermisch aktiviert werden. Dieser Effekt tritt z. B. bei krz-Metallen auf und es stehen bei verhältnismäßig geringen Temperaturen nur wenige Gleitebenen (geringere Packungsdichte) zur Verfügung. Hieraus können sich Übergänge ergeben bei welchen krz-Metallen zur Hälfte im Spaltbruch und zur anderen Hälfte im Gleitbruch versagen, man spricht von einem Mischbruch (Abbildung 2.3-3). Ausschließlich Spaltbruch stellt sich in der Tieflage unterhalb des Steilabfalls ein. Je nach Elementarzelltyp gibt es Unterschiede in der Anzahl und Qualität der Gleitebenen. So besitzt die krz-Elementarzelle zwar nominell mehr Gleitebenen als die kfz-Struktur, doch aufgrund der größeren Packungsdichte (P) sind die Gleitebenen der kfz-Elementarzelle für eine Versetzungsbewegung wesentlich günstiger. [19], [66-68], [71], [72]

Unter Zuhilfenahme von Legierungselementen können Verzerrungen im Gitter erzeugt werden, welche zusätzliche Gleitsysteme bereitstellen können. Dieser Effekt wird z. B. bei den 9 %-Nickelstählen genutzt welche trotz überwiegender krz-Struktur bei tiefen Temperaturen (Einsatztemperatur bis -196°C) genügend Gleitsysteme aufweisen um im gewünschten Einsatzfeld duktil zu versagen. [74]

Werden Versetzungsbewegungen im Metallgitter behindert, bedarf es größerer Schubbeanspruchungen und damit Normalspannungen für die plastische Verformung- das Material wird fester. Werden die Gleitebenen zu stark blockiert, tritt vermehrt Mischbruch bzw. Spaltbruch auf, man spricht von Versprödung. Alle Faktoren zur Festigkeitssteigerung müssen zur Vermeidung von Versprödung genau bekannt sein. Werkstoffwissenschaftlich werden zur Beschreibung der Versetzungsbehinderung vier Verfestigungsmechanismen genutzt. [19], [72]

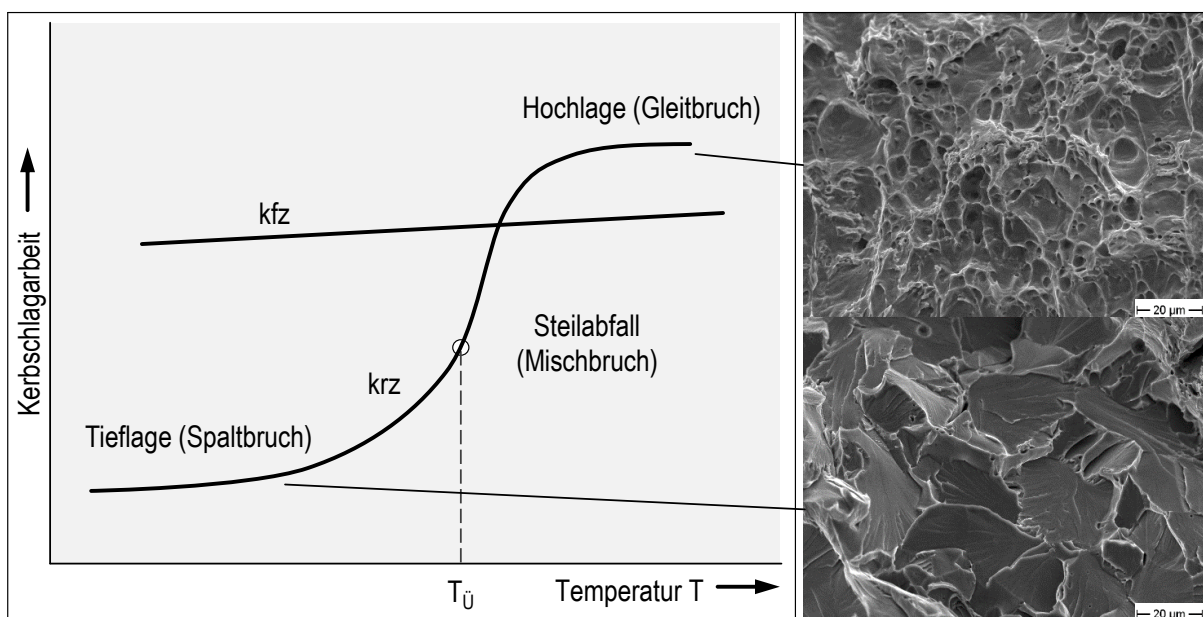


Abbildung 2.3-3 Ertragbare Kerbschlagarbeit in Abhängigkeit der Gitterstruktur [19], [68] und REM-Bruchaussehen [73]

Diese Mechanismen werden nachfolgend beschrieben und Ihre Eignung für eine mögliche Anpassung von EGS-Schweißgütern bewertet.

2.3.2 Versetzungsverfestigung

Plastische Verformung führt zum Abgleiten von Atomebenen und damit zur Bildung weiterer Versetzungen im Metallgitter. Die Versetzungsdichte ρ_V steigt an. Infolge dessen wird die Bewegungsmöglichkeit aller Versetzungen behindert und die Festigkeit steigt unter drastischer Abnahme der Duktilität an. Man kann die Versetzungsverfestigung wie folgt beschreiben:

$$\Delta\sigma_V = \alpha_1 \cdot G \cdot b \cdot \sqrt{\rho_V} \quad (2)$$

(α_1 : Konstante, G: Schubmodul, b: Betrag des Burgersvektors, ρ_V : Versetzungsdichte).

Genutzt wird die Versetzungsverfestigung z. B. bei nicht härtbaren, duktilen (häufig kfz-Struktur) Legierungen oder Reinetallen, oftmals z. B. beim Reinaluminium oder Kupfer. Durch Walzen unterhalb der Rekristallisationstemperatur (T_S) wird die auch als Kaltverfestigung bezeichnete Maßnahme genutzt, um das Material zu verfestigen. Im Kontext des EGS-Schweißgutes spielt dieser Verfestigungsmechanismus keine Rolle, da eine Kaltverfestigung weder gewünscht noch praktisch durchführbar wäre. [19], [68], [72]

2.3.3 Mischkristallverfestigung

Aufgrund ihres Größenunterschieds im Vergleich zu den Matrixatomen führen in die Elementarzelle eingebaute Fremdatome zu Gitterverzerrungen. Diese bewirken eine Behinderung der Versetzungsbewegung. Beschrieben werden kann die Mischkristallverfestigung wie folgt:

$$\Delta\sigma_{MK} = \alpha_2 \cdot G \cdot \sqrt{c} \quad (3)$$

(α_2 : Konstante, G: Schubmodul, c: Fremdatomkonzentration).

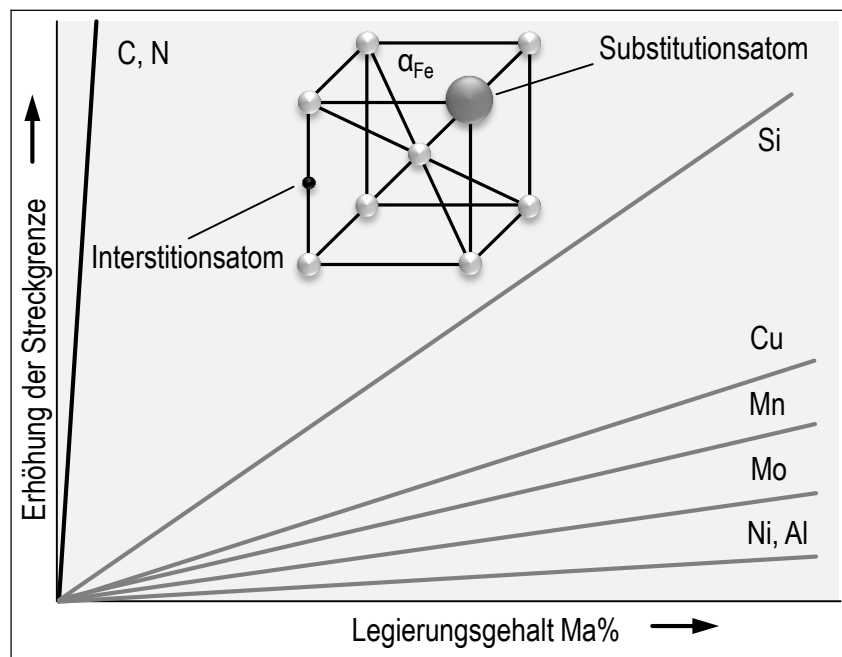


Abbildung 2.3-4 Schematische Wirkung einiger Legierungselemente auf die Streckgrenze von Eisen [19], [75]

Wie aus (3) entnommen werden kann, ist die Verfestigung abhängig von der gelösten Fremdatomkonzentration c im Gitter. Man unterscheidet zwischen Fremdatomen, welche Matrixatome substituieren, sich in die Elementarzelle anstatt eines Matrixatoms einbauen lassen und solche, die zwischen den Atomen auf Gitterlücken sitzen (Interstitialatome). Legierungselemente, deren Atomgröße sich nicht wesentlich von dem Matrixatomradius unterscheiden (8 - 15 %), eine ähnliche oder identische Gitteranordnung wie die Matrix haben und sich chemisch nicht zu sehr vom Matrixelement abheben (Elektronegativität, chemische Wertigkeit) können Matrixatome substituieren. Eine geringe bis mittlere Erhöhung der Festigkeit kann hiermit erreicht werden. Interstitialatome sind hingegen viel kleiner als die Matrixatome, sie führen zu einer erheblicheren Gitterverzerrung. Verantwortlich für den im Allgemeinen viel stärkeren Festigkeitsanstieg durch die Verwendung von Interstitialatomen ist ihre Lage im Metallgitter. [19], [68], [72], [76]

Fremdatome sind nicht homogen im Metallgitter verteilt. Sie reichern sich an bestimmten mit Gitterbaufehler behafteten Bereichen an. Diese Orte im Metallgitter (z. B. Versetzungen) sind Orte hoher potentieller Energie und führen zur Diffusion von Interstitialatomen in die Zugbereiche der Gitterbaufehler (Abbau von Energie). Da Interstitialatome aufgrund ihrer Größe sehr gut im Metallgitter diffundieren können, sammeln sie sich um Versetzungen an. Beim Anlegen einer äußeren Spannung müssen sich die Versetzungen von diese Atomwolken (Cottrell-Wolke) losreißen oder diese Atome mit bewegen. Das Überwinden dieser Hindernisse erfordert zusätzliche Energie, was die Festigkeitssteigerung durch Interstitialatome erklärt. [66], [67], [72]

Gegensätzlich zur Versetzungsverfestigung ist die Mischkristallverfestigung in der Schweißzusatzentwicklung ferritischer Schweißgüter sehr praktikabel und wird durch den Einsatz von Legierungselementen genutzt. Praktische Grenzen sind hierbei sowohl das Löslichkeitsverhalten der genutzten Legierungselemente im Eisen, als auch der Verlust der Duktilität, welche mit ansteigender Mischkristallverfestigung einhergeht. [19], [67], [72]

2.3.4 Teilchenverfestigung

Bei der Teilchenverfestigung wird die Versetzungsbewegung durch Teilchen behindert, die Festigkeit steigt an. Als Voraussetzung hierfür muss der Mischkristall durch ein ausscheidungsgeeignetes Element übersättigt werden und genügend thermische Energie bereitstehen, um eine Phasenbildung zu gestatten. Nach der ersten Bildung von Teilchen findet ein Wachstum (Koagulation) statt. Dieses Wachstum durchläuft unterschiedliche Stadien, je nach Größe der Teilchen werden sie von den Versetzungen geschnitten (kleine Teilchen) oder umgangen (große Teilchen). Die Festigkeitssteigerung, welche durch das Schneiden der Teilchen ausgelöst wird, lässt sich annäherungsweise wie folgt beschreiben:

$$\Delta\sigma_{TS} \sim \sqrt{f_T} \cdot \sqrt{r_T} \quad (4)$$

(f_T : Menge der Teilchen, r_T : Größe der Teilchen)

Im Falle einer Festigkeitssteigerung durch Umgehen der Teilchen wird folgende Beziehung angewandt:

$$\Delta\sigma_{TU} = G \cdot b \cdot \frac{\sqrt{f_T}}{r_T} \quad (5)$$

Im Falle der Teilchenverfestigung wird stets der Mechanismus mit dem geringsten Energieaufwand genutzt werden (siehe Abbildung 2.3-5).

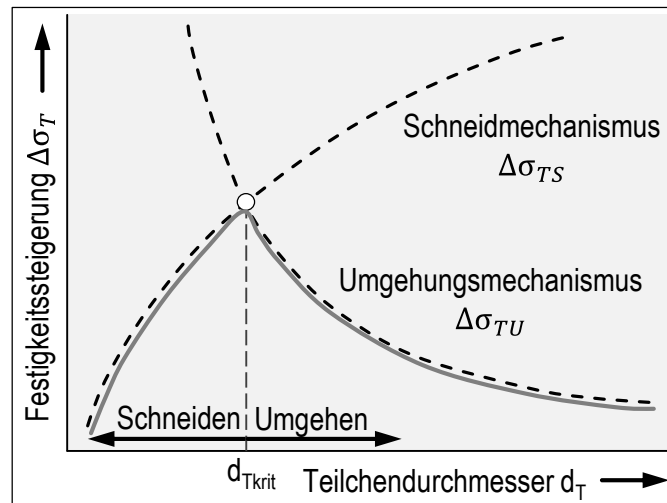


Abbildung 2.3-5 Festigkeitssteigerung durch Schneiden, Umgehen von Teilchen [75]

Bei Baustählen und in ferritischen Schweißgütern findet eine Anwendung der Teilchenverfestigung oftmals regulär statt. Hierfür muss gemäß Abbildung 2.3-4 darauf geachtet werden, dass die erzeugten Teilchen weder zu klein noch zu groß sind. In der Stahlherstellung schweißgeeigneter Baustähle werden sogenannte Mikrolegierungselemente wie Niob (Nb), Ti oder Vanadium (V) in Mengen von bis zu ca. 0,045 Ma% zur Erzeugung einer Ausscheidungshärtung genutzt. In ferritischen Schweißgütern können fein dispers verteilte Oxide bzw. NME diese Rolle übernehmen. [19], [67], [68], [72], [76], [77]

2.3.5 Korngrenzenverfestigung

Bei der Korngrenzenverfestigung geht man davon aus, dass sich Versetzungen an Phasengrenzen, sprich Korngrenzen aufstauen (Abbildung 2.3-6). Mathematisch beschreibbar ist die Korngrenzenverfestigung mittels der folgenden Hall-Petch-Beziehung:

$$\Delta\sigma_{KG} = \frac{k}{\sqrt{d_K}} \quad (6)$$

(k: Korngrenzenwiderstand, d_K : mittlerer Korndurchmesser/mittlere freie Weglänge der Versetzung).

Ein direktes Versetzungswandern in den benachbarten Kristalliten ist infolge der großen Atomabstände nicht möglich. Die Korngrenze stellt damit ein unüberwindbares Hindernis für die Versetzung dar. Mit steigender Versetzungsdichte wirken starke Spannungen auf die Korngrenze. Sie können so weit ansteigen, dass eine Spannungsübertragung und damit Versetzungsbildung in das benachbarte Korn auftreten kann. Die lokale Spannungserhöhung und die fehlenden Atome der aufgestauten Halbebenen (Versetzungen) bedingen die Bildung von Mikrorissen an den Korngrenzen. Bei weiterer Lastzunahme können sich die Mikrorisse in den einzelnen Kristalliten zu Makrorissen vereinigen. Es kommt zum Werkstoffversagen. Bei geringer Korngröße verringert sich der Versetzungsaufstau an der Korngrenze (geringe Weglänge der Versetzungen), die Spannungsfelder reichen weniger stark in den benachbarten Kristalliten. Außerdem bedarf das häufige Ab- und Umlenken auf den verschiedenen Gleitebenen zusätzliche Energie für die Versetzungsbewegung.

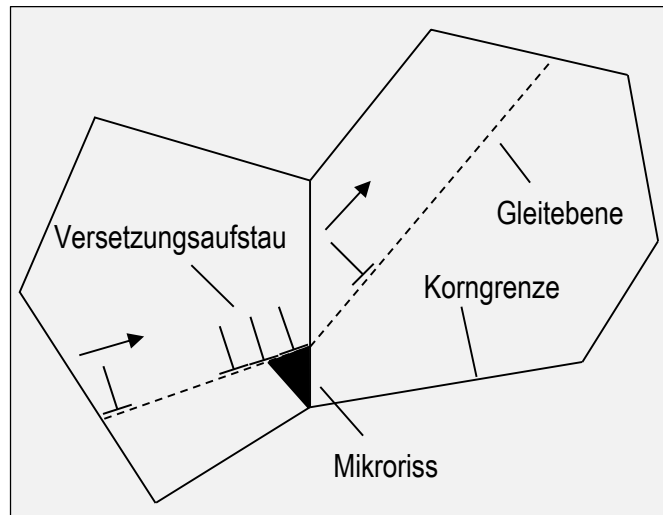


Abbildung 2.3-6 Schematischer Versetzungsaufstau an einer Korngrenze [67], [71]

Die Spannungen zum Einsetzen einer plastischen Verformung steigen, ohne die Duktilität negativ zu beeinflussen. Aufgrund des Vorteils die Festigkeit nahezu ohne negative Auswirkungen auf die Duktilität erhöhen zu können, wird der Mechanismus der Korngrenzenverfestigung in der Werkstoffherstellung häufig genutzt. Bezüglich der ferritischen Schweißgüter werden hierfür gezielt Kristallisationskeime, in Form von Oxiden (NME), verwendet. Diese NME können bei geeigneter chemischer Zusammensetzung und gleichmäßiger Verteilung im Gefüge (Dispersoide) das Umwandlungsverhalten während der Gamma - Alpha Umwandlung positiv beeinflussen und ein feinkörniges, ferritisches Gefüge erzeugen. [67], [71], [72], [76]

2.4 Keimtheorie / Erstarrungs- und Umwandlungsvorgänge

Das Verständnis zur Kristallisation von Metallen ist elementare Grundvoraussetzung für die Entwicklung von technischen Legierungen. Eine wissenschaftliche Darstellung von Primär- und Sekundärkristallisation (Erstarrungs-, bzw. Umwandlungsvorgänge) inklusive Bildung von Ausscheidungen ist mittels thermodynamischer Betrachtungsweise möglich. Hierbei sind Energieniveaus einzelner Vorgänge als Triebkraft der Phasenbildungen maßgebend. Systeme streben immer den Zustand der geringsten freien Energie F an, es gilt:

$$F = U - TS \quad (7)$$

(U : innere Energie, T : Temperatur, S : Entropie/Maß für die Unordnung).

Immer wenn die freie Energie F abnimmt, läuft eine Reaktion selbständig ab. Folgende Vorgänge können dazu führen, dass die freie Energie F abnimmt, auf einen Minimalwert sinkt und einen stabilen Zustand erreichen kann.

Energievermindernde, exotherme Reaktionen z. B. Oxidation, Kristallisation, Segregation bewirken eine Reduktion der inneren Energie U und stabilisieren das System. Gleichmaßen wirken entropievergrößernde, endotherme Reaktionen, z. B. Schmelzprozesse (Abbau von Atombindungen). Laufen Prozesse mit Wärmemengen (z. B. Kristallisationen) unter konstanten Druck ab, so kann zur Beschreibung dieser Vorgänge die Enthalpie gebraucht werden. Unter Nutzung identischer Einheiten (Joule) wird die freie Energie F zur freien Enthalpie G und die innere Energie U zur System-Enthalpie H :

$$G = H - TS \quad (8).$$

Da die System-Enthalpie H von den Zustandsgrößen innere Energie U , Volumen V und Druck p abhängig ist, gilt:

$$H = U + pV \quad (9).$$

Zustandsgrößen beschreiben den derzeitigen Zustand physikalischer Systeme, sie sind variabel. Findet keine Änderung aller charakteristischen Zustandsgrößen eines Systems mehr statt, so ist ein System im thermodynamischen Gleichgewicht. Im Gegensatz dazu beschreiben Prozessgrößen den Verlauf von Systemänderungen, ein Beispiel hierfür ist z. B. die Arbeit. Sie beschreibt den Verlauf eines Zustandes zu einem anderen Systemzustand, entweder geringerer oder höherer Ordnung. Da die Enthalpie eindeutig durch das System bestimmt ist, können Systemänderungen bilanziert werden:

$$dH = d(U + pV) = dU + pdV + Vdp \quad (10).$$

Oder einfacher, wenn der Prozess unter konstanten Druck ($dp = 0$) abläuft, wird aus (10):

$$dH = dU + pdV \quad (11).$$

Eine Änderung der inneren Energie dU kann nur durch äußere Einflüsse erreicht werden. So kann in einem einfachen Fall eine zugeführte Wärmemenge dQ die Innere Energie verändern:

$$dU = dQ - pdV \quad (12).$$

Da eine Zufuhr oder Abfuhr von Wärmemengen üblicherweise auch eine Volumenänderung (Dilatation) nach sich zieht, muss die Volumenänderungsarbeit (pdV) gegenläufig auf die innere Energie wirken. Umgestellt nach dQ ergibt sich dadurch:

$$dQ = dU + pdV \quad (13).$$

Setzt man (11) und (13) gleich, ergibt sich:

$$dH = dQ \quad (14).$$

Die bisherigen Ausführungen zeigen, dass wenn neben der Volumenänderungsarbeit keine weitere Arbeit im System umgesetzt wird, der Enthalpieumsatz gleich des Wärmeumsatzes eines Systems gesetzt werden kann. Damit eignet sich die Enthalpiebetrachtung idealerweise für die Beschreibung von Kristallisationsprozessen. Trägt man die Enthalpieverläufe z. B. der Eisenschmelze und einer möglichen festen, kristallinen Eisenphasen (z. B. Deltaeisen) über die Temperatur auf, ergeben sich die Verhältnisse wie sie in der Abbildung 2.4-1 ersichtlich sind. Bei sehr hohen Temperaturen ist die Schmelze (G_{Schmelze}) aufgrund ihrer geringeren freien Enthalpie gegenüber der kristallinen Phase (G_{Kristall}) energetisch stabiler. Findet eine ideal langsame Abkühlung der Schmelze statt, trifft ihr Enthalpieverlauf bei einer bestimmten Temperatur auf den Enthalpieverlauf der kristallinen Phase. In diesem Gleichgewichtszustand sind beide freien Enthalpien identisch (G_L), man bezeichnet die erreichte Temperatur als Liquidustemperatur (T_L). Die geringste Liquidustemperatur wird gemäß Formel (8) bei der Legierung erreicht, welche z. B. die größte Unordnung der Teilchen beinhaltet, also eine sehr große Entropie (S) besitzt. [19], [66], [67], [72], [75], [78]

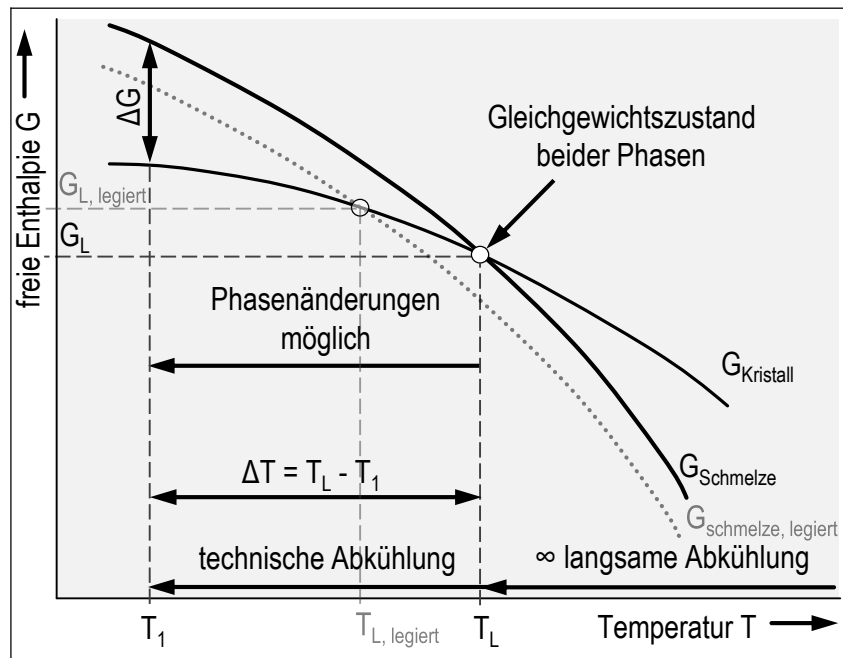


Abbildung 2.4-1 Schematische Darstellung der Enthalpieverläufe von Schmelze und kristalliner Phase [19], [66]

Diese Legierung bezeichnet man als Eutektikum. Sie hat eine große Bedeutung in der Gießereitechnik (gute Fließeigenschaften), ist jedoch oftmals nicht schweißgeeignet. Reine Metalle weisen die höchste Liquidustemperatur auf. Nur durch Übersättigung der Schmelze können feste Reaktionsprodukte direkt in der Schmelze entstehen. Dies wird beispielsweise bei der Desoxidation genutzt (Absenken der Löslichkeitsgrenze durch O-affine Elemente). Bei technischen Abkühlbedingungen wird die Liquidustemperatur unterschritten, es wird eine geringere Temperatur (T_1) erreicht. Die Differenz von T_L und T_1 wird als thermische Unterkühlung (ΔT) bezeichnet und hat das Frei-Werden einer Enthalpiedifferenz (ΔG) zur Folge. Alle benötigten Atombewegungen (thermische Fluktuation) zur Erzeugung einer Zustandsänderung (Kristallisation) führen nur mit einer freien Enthalpiedifferenz zur Bildung stabiler, homogener Keime. Ob eine Kristallisation gelingt, ist davon abhängig, ob die zur Verfügung stehende freie Enthalpiedifferenz eine Keimbildung und das Wachstum bis zum Erreichen einer stabilen Keimgröße gestattet. Geht man von einem idealisierten Keimbildungsmodell aus, weisen Keime die Geometrie einer Kugel auf. Bedingt durch die kooperative Anordnung vieler Atome vergrößert sich zunächst mit dem Radius (r) die Grenzfläche ($4\pi r^2$) des Keims zur Schmelze. Mit der Aufrechterhaltung der Oberflächenspannung bzw. Grenzflächenenergie (γ) erhöht sich der Energiebedarf des Keims (ΔG_0), der Enthalpieverlauf des Keims steigt quadratisch an. Mit zunehmenden Volumen ($\frac{4}{3}\pi r^3$) sinkt ab einem bestimmten Radius die spezifische Oberfläche des Keims, der Energiebedarf senkt sich kubisch ab ($-\Delta G_V$). Mit sinkendem Enthalpieverlauf gelangt der Keim in einen stabilen Zustand, der hierfür benötigte Keimradius wird als kritischer Radius r_K bezeichnet.

In Schmelzen unterliegt ein kugelförmiger Keim demzufolge folgender energetischer Abhängigkeit:

$$\Delta G_{\text{Keim}} = -\frac{4}{3}\pi r^3 \Delta g_V + 4\pi r^2 \gamma \quad (15),$$

(π : Kreiszahl, Δg_V volumenspezifische freie Enthalpiedifferenz).

Oder einfacher ausgedrückt:

$$\Delta G_{\text{Keim}} = -G_V + G_O \quad (16).$$

Aus der Literatur ist bekannt, dass bei technischen Erstarrungsprozessen ($\Delta T \approx 0,01 T_S$) ein errechneter r_K von 30 nm, bei ca. 10^7 Atomen pro stabilem, homogenem Keim angenommen werden kann. Keimbildungen aus dem Volumen durch thermische Fluktuation alleine sind für solche Keimgrößen oftmals nicht möglich (homogene Keimbildung). Vielmehr findet eine Kristallisation an in der Schmelze vorhandenen Fremdpartikeln statt, die benötigte Enthalpie ΔG_O zur Aufrechterhaltung der Grenzfläche sinkt signifikant. Dieser als heterogene Keimbildung bezeichnete Mechanismus benötigt eine viel geringere Keimbildungsarbeit ΔG und damit eine wesentlich geringere Unterkühlung ΔT im Vergleich zur homogenen Keimbildung. Die Wahrscheinlichkeit für Keime, eine stabile Größe zu erreichen, erhöht sich maßgeblich (Abbildung 2.4-2). In besonderen Fällen besitzen die Fremdpartikel, auch Kristallisatoren genannt, eine nahezu oder identische Kristallgitterstruktur wie die sich bildende feste Phase der im Erstarrungsprozess befindlichen Schmelze. Für diesen Fall sinkt die benötigte Keimbildungsarbeit auf ein Minimum ab. Die erforderliche Unterkühlung sinkt drastisch ab (Abbildung 2.4-2). Dieser Effekt wird als epitaktische Kristallisation bezeichnet. Beispiele für die epitaktische Keimbildung sind in der Kornfeinung von Eisenschmelzen durch Zugabe von Eisenpulver oder bei der Erstarrung von Schweißschmelzen an der Schmelzlinie zu finden.

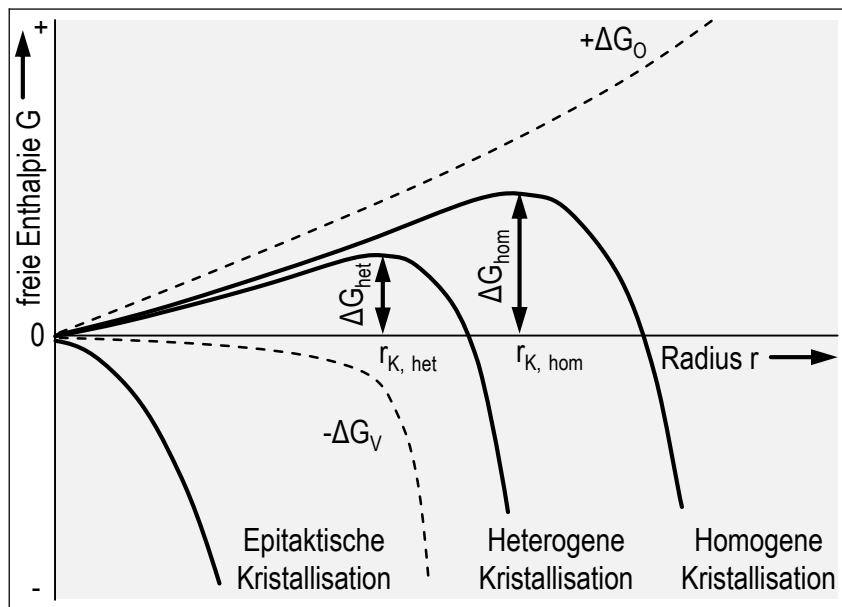


Abbildung 2.4-2 Abhängigkeit der freien Enthalpie für die Keimbildung vom Keimradius [19], [66]

Beispielsweise bestimmt die Größe der in der WEZ befindlichen Al-Kristalle, einer AL-Schweißung, die Größe der sich an diesen Kristallen aus der Schmelze bildenden neuen Kristalle. Bei polymorphen Systemen (Eisenbasis-Werkstoffen) ist die Epitaxie nicht zwangsweise so eindeutig zu erkennen, da durch die Sekundärkristallisation der WEZ und des Schweißgutes die ehemaligen Korngrenzen, welche während der Erstarrung bestanden, im Mikroschliff bei Raumtemperatur nicht immer einwandfrei separierbar sind.

Die Keimbildung bei Phasenumwandlungen im festen Zustand kann unter identischer energetischer Betrachtungsweise der Primärkristallisation erfolgen. Bei der Bilanzierung kommen zwei Größen hinzu:

$$\Delta G_{\text{Keim}} = -G_V + G_O + G_\varepsilon - G_{\text{Def}} \quad (17),$$

mit dem Verzerrungsanteil G_ε und dem Gitterdefektanteil G_{Def} . Beim Verzerrungsanteil handelt es sich um den energetischen Widerstand gegen eine inkohärente (gitterunähnliche) neue Phase, welche sich im bestehenden Gitter bilden muss. Der Anteil wird umso geringer, je kohärenter (gitterähnlich) die neu gebildete Phase ist, dies ist u. a. abhängig von der Gitterkonstante. Dieser Zusammenhang ist dafür verantwortlich, dass bei Ausscheidungsvorgängen (Phasen aufgrund von Übersättigung) diese sich zunächst stets kohärent und damit metastabil (thermisch nicht stabil) bilden. Unter Zugabe weiterer Wärme und Zeit kann über Diffusionsvorgänge die Ausscheidung bis hin zu ihrer charakteristischen Struktur wachsen und inkohärent werden. Insbesondere bei ausscheidungsgehärteten Stählen oder z. B. Al-Legierungen sind diese Zusammenhänge durch Guinier Preston beschrieben und teilweise benannt worden. Enthalpievermindernd auf die Keimbildung wirken sich Gitterbaufehler bzw. Gitterdefekte (G_{Def}) aus. Da der Abbau ihrer Energie die Keimbildungsarbeit vermindert, tragen Gitterbaufehler zur heterogenen Keimbildung bei. Gitterdefekte wie Leerstellen, Versetzungen, Korngrenzen oder freie Oberflächen (Partikel) sind für die heterogene Keimbildung sehr effektiv, sie werden z. B. in der Stahl-Grobblech-Produktion und bei Al-Knetlegierungen genutzt. [19], [66], [67], [72], [75], [79]

2.5 Primärgefügebildung einlagiger EGS-Schweißgüter

2.5.1 Primärkristallisation / Erstarrung der Schmelze

Im Verlauf der Erstarrung von Schmelzen unterscheiden sich die Keimbedingungen vom Anfang bis zum Abschluss der Kristallisation lokal erheblich. Da die Kristallisation von Schweißschmelzen u. a. abhängig von den eingesetzten Schweißparametern (Schweißstrom I_s , Schweißspannung U_s , Schweißgeschwindigkeit v_s), Schmelzbadgröße, Wärmeleitung Q (abhängig von Blechdicke), Schweißposition, Schweißnahtvorbereitung und Art der Legierung ist, wird sich nachfolgend auf Schweißgüter einlagig erzeugter Verbindungen an Baustählen konzentriert. Das bedeutet, dass ausschließlich Fe-C Legierungen mit C-Gehalten kleiner 0,10 Ma% betrachtet werden, welche mit zusätzlichen Elementen wie Mn und Si legiert werden. Es wird davon ausgegangen, dass ein Schweißzusatzwerkstoff in den schmelzflüssigen Zustand überführt wird, dieser von einem Schweiß-Schutzgas geschützt ist, in eine Schweißfuge zwischen zwei Grundwerkstoffen eingebracht wird, sich mit Teilen der Grundwerkstoffe vermischt und anschließend abkühlt. Nachfolgende Wärmebeeinflussungen durch weitere Schweißraupen oder Wärmenachbehandlungen werden ausgeschlossen. [19], [79]

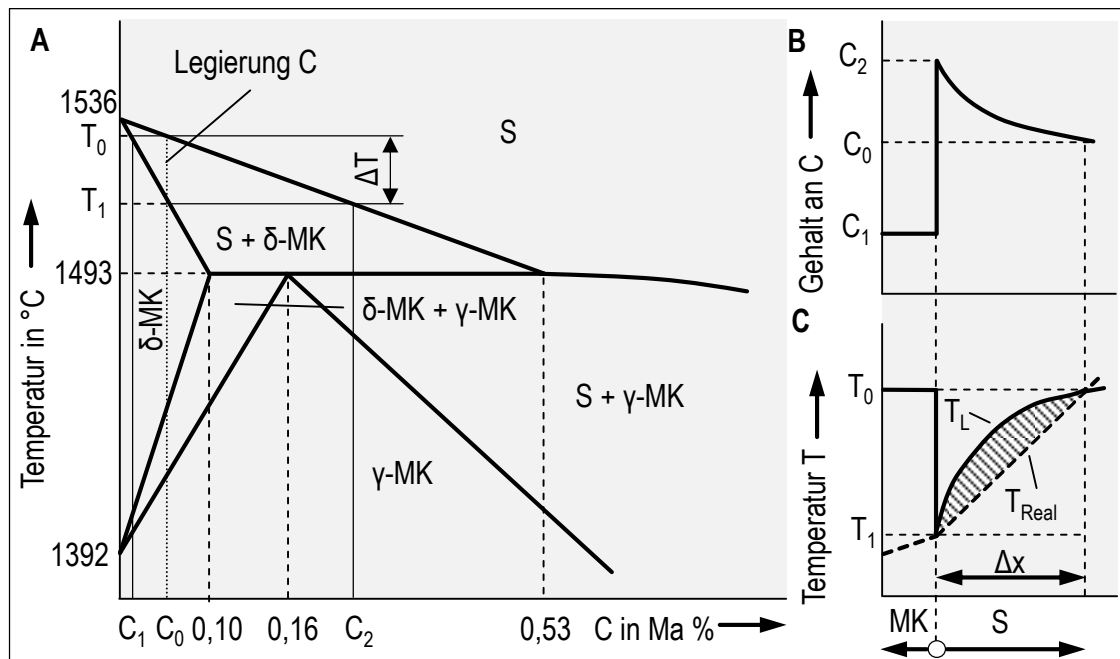


Abbildung 2.5-1 Vorgänge bei der konstitutionellen Unterkühlung im C-armen Teil des EKD [19]

Neben der thermischen Unterkühlung durch Wärmeleitung in den Grundwerkstoff (Abschnitt 2.4) existiert eine zweite Triebkraft zur Bereitstellung der Keimbildungsarbeit ΔG . Im Folgenden soll diese Triebkraft näher erläutert werden. In der Regel sind Schmelzbäder nie chemisch homogen, sie sind vielmehr „unrein“. Oftmals werden sie gezielt legiert und es entstehen Mehrstoffsysteme mit komplexen Phasenbildungen. In Zustandsdiagrammen kann man diese Abläufe, welche während der Erstarrung vorkommen, theoretisch beschreiben. Ein häufig zur Anwendung kommendes Beispiel ist das binäre Fe-C Zustandsdiagramm. Vergrößert man das Eisen-Kohlenstoff-Diagramm (EKD) im Bereich des Peritektikums (1493 °C und 0,16 Ma% C), also im Bereich des thermodynamischen Gleichgewichtes von Schmelze und δ -Fe mit γ -Fe, ergeben sich folgende Vorgänge während der Abkühlung einer unterperitektischen Legierung C (Abbildung 2.5-1 A). Bei unendlich langsamer Abkühlgeschwindigkeit aus der Schmelze trifft die Legierung auf die Temperatur T_0 und fängt an δ -MKs zu bilden, am Ende der Erstarrung wird die Temperatur T_1 erreicht, es liegt über die gesamte Kristallisation die C-Konzentration C_0 vor. Bei realen Abkühlbedingungen werden die Legierungselemente (hier C) vor die Kristallisationsfront in die Restschmelze verdrängt. Für die Diffusion aus der Schmelze in den Mischkristall steht nicht genügend Zeit zur Verfügung bzw. der Diffusionskoeffizient des Legierungselementes ist zu gering um in den Mischkristall zu diffundieren und damit den Konzentrationsausgleich zu erreichen. So kann es beim Beginn der Erstarrung (T_0) zur Legierungsverarmung der ersten δ -MKs bis hin zum C-Gehalt von C_1 kommen. Bei weiterer Abkühlung wird die Restschmelze so stark an C angereichert, dass es bis zur maximalen C-Konzentration von C_2 in den zuletzt erstarrten δ -MKs kommen kann. Es bildet sich unmittelbar vor der Kristallisationsfront ein C-Gefälle, wie in der Abbildung 2.5-1 (B) dargestellt ist, aus. Da gemäß Formel (8) die Liquidustemperatur mit ansteigendem Legierungsgehalt abnimmt (Entropie wird größer), muss in den legierungsreichen Bereich, mit der Dicke Δx , die Liquidustemperatur T_L unmittelbar vor der Erstarrungsfront absinken (Abbildung 2.5-1 C). Hierdurch ist die reale Temperatur T_{Real} in der entmischten Schicht geringer als die Liquidustemperatur.

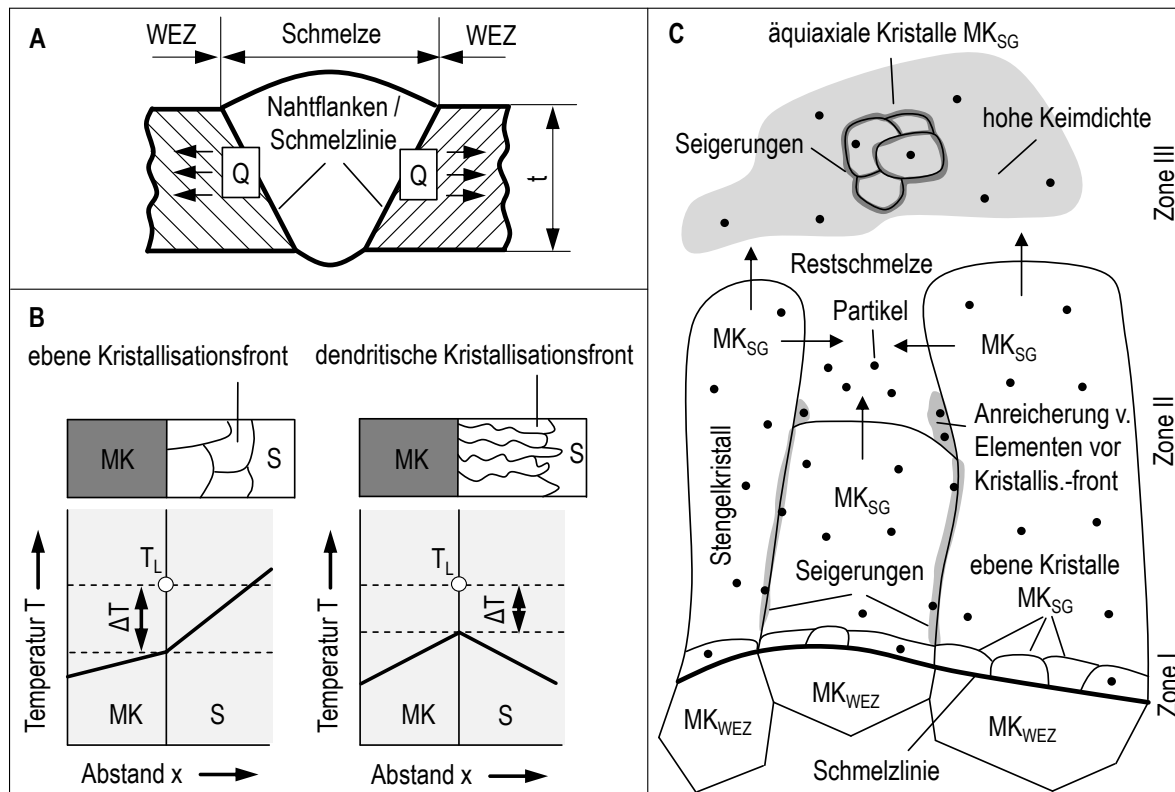


Abbildung 2.5-2 Übliche EGS-Schmelzform im Querschnitt (A), Einfluss des Temperaturgradienten $\Delta T/dx$ auf die Form der entstehenden Kristallite (B) [19], Ablauf der Primärkristallisation beim EGS (C) mod. [19], [66]

Die sich hieraus ergebene Temperaturdifferenz wird konstitutionelle Unterkühlung genannt und lässt die Kristalle in Richtung Schweißbadmitte (entmischte Restschmelze) wachsen. Reflektiert man die bisherigen Zusammenhänge, ergibt sich im Falle des einlagigen EGS folgender Ablauf bei der Primärkristallisation der Schweißschmelze (Abbildung 2.5-2). Im Zuge der thermischen Unterkühlung an den Nahtflanken (Wärmeleitung, positiver Temperaturgradient $\Delta T/dx$) und aufgrund der bestehenden artgleichen Oberfläche zur sich bildenden Kristallstruktur aus der Schmelze, bestehen optimale Keimbedingungen für den Start der Kristallisation im Bereich der Schmelzlinie. Es bildet sich, analog dem Blockguss, eine ebene und feinkörnige Kristallisationsfront geringer Ausdehnung aus (Zone I). Bei gleichzeitiger Wärmeabfuhr in Richtung der Schmelzlinie und der Restschmelze (Kristallisationswärme) wird mit zunehmender konstitutioneller Unterkühlung der Temperaturgradient negativ. Es kommt zum Wachstum von Dendriten (Zone II), bzw. in nur gering oder unlegierten Stählen zu Stengelkristallbildung (Transkristallite) in Richtung der größten konstitutionellen Unterkühlung, der Schweißbadmitte (Abbildung 2.5-2 A, B). Zwischen den Stengelkristallen werden Elemente, welche nicht in den Mischkristall diffundieren konnten, angereichert (geseigert). Seigerungen der Elemente wie Mn, Si, Ni, Mo können aufgrund ihres geringen Diffusionskoeffizienten im Eisen auch nicht durch nachfolgende Wärmebehandlung ausgeglichen werden, sie verändern die Umwandlungskinetik (Ferritbildung) der betreffenden Stellen nachhaltig. Weiterhin werden durch die Anreicherung der Legierungselemente in die Restschmelze die Löslichkeitsgrenzen der Fe-Schmelze rasch erreicht. Dies hat die Bildung von Partikeln (z. B. Oxide, Sulfide etc.) zur Folge, welche später als NME in der Fe-Matrix verbleiben. Im fortlaufenden Erstarrungsprozess kommt es immer weiter zur Anreicherung von Elementen in der Schweißbadmitte, was zu einem Maximalwert der konstitutionellen Unterkühlung führt. Überdies wirken die in die

Schweißbadmitte getragenen festen Partikel zu einer hohen Keimbildungswahrscheinlichkeit. Die Wärmeleitung in alle Richtungen bewirkt unter diese Randbedingung die Kristallisation von äquiaxialen Kristallen, die sogenannte zweite Erstarrungsfront (Zone III) bildet sich aus. Schlussendlich ist das EGS-Primärgefüge eine in drei Zonen einteilbare, chemisch heterogen und anisotrope Gussstruktur. Alle nachfolgenden Umwandlungsvorgänge (Sekundärkristallisation, mögliche Wärmebehandlungen) verhalten sich entsprechend der erzeugten Gusstextur. [19], [66], [68], [77], [79], [80]

2.5.2 Bildung und Bedeutung Nichtmetallischer Einschlüsse beim EGS

Nichtmetallische Einschlüsse beeinflussen die mechanisch-technologischen Eigenschaften des Schweißgutes unlegierter Baustähle erheblich. Es gelten prinzipiell identische Gesetzmäßigkeiten wie bei Stählen. Einschlüsse sind als Fehlstellen im Gitter zu verstehen, daher wird ihre Anwesenheit durch entsprechende sekundärmetallurgische Maßnahmen (z. B. Desoxidation, Denitrierung, Entschwefelung) in der Stahlproduktion auf ein Minimum reduziert. Allerdings treten in unlegierten Stählen Oxide auf. Ihr Vorkommen kann nicht ausgeschlossen werden (üblich 0,003 Ma% O [81]). In der Literatur wird sich sehr umfangreich über die Entstehung, Wirkung und Vermeidung von Oxiden in Stählen auseinandergesetzt. [19], [80-85]

Zunächst soll sich mit der allgemeinen Wirkung von NME in Stählen beschäftigt werden und inwiefern sich Ihre Wirkung in ferritischen Schweißgütern unlegierter Baustähle unterscheidet. Steht das Metallgitter unter Zugbeanspruchungen, wandern die Versetzungen im Gitter und sammeln sich an NME an. Durch den Versetzungsaufstau werden Spannungen in den NME initiiert, welche ab einer kritischen Größe zur Zerstörung der NME führen. An der ursprünglichen Position der NME bilden sich Mikrorisse. Eine mathematische Beschreibung der kritischen Spannung (σ_{krit}) kann folgendermaßen vorgenommen werden:

$$\sigma_{krit} = \frac{1}{q} \left(\frac{E\zeta}{d_T} \right)^{\frac{1}{2}} \quad (18).$$

Hierbei ist q der Faktor der Spannungskonzentration am Einschluss, d_T die Einschlussgröße, E der Elastizitätsmodul und ζ die Oberflächenenergie des Risses. Gemäß (18) kann angenommen werden, dass große Einschlüsse eine geringere kritische Spannung für den Verlust der strukturellen Integrität benötigen als kleine und aus diesem Grund prädestiniert für eine Rissinitiierung im Material sind. [86], [87]

Befinden sich erst einmal Mikrorisse im Material, breiten sie sich unter der anhaltenden Wirkung von Spannungen aus. Für die Beschreibung des Widerstandes gegen die Rissausbreitung wird im Allgemeinen das J-Integral verwendet, man schreibt:

$$J = D(A + B \cdot d_T)^{\frac{1}{2}} \cdot Cd \quad (19).$$

Mit D als Abstand zwischen den Einschlüssen, den Konstanten A, B, C, und d_T als Einschlussdurchmesser. Folglich steigt das J-Integral mit steigendem Abstand der Einschlüsse an. Das Risswachstum muss mit Hilfe kleinerer NME erfolgen, da ihre Abstände zueinander statistisch geringer sind, als das zwischen größeren der Fall wäre. [88]

Gegensätzlich zu den Erzeugnissen aus einem Stahlwerk werden NME in ferritischen Schweißgütern unlegierter Baustähle nicht auf ein Minimum reduziert. Sie werden zur Steuerung des Umwandlungsverhaltens während der $\gamma \rightarrow \alpha$ Kristallisation zum Zweck der Feinkornbildung gebraucht. Ein feinkörniges Gefüge kann die oben beschriebenen negativen Auswirkungen auf die Rissinitiierung und Ausbreitung der Einschlüsse kompensieren. Außerdem sind nach dem Schweißen (wie Gießen) in der Regel keine Wärmebehandlungen oder Walzbehandlungen vorgesehen, das Gefüge muss unbehandelt allen gestellten Anforderungen genügen. Die NME müssen demnach die Gefügeausbildung im gesamten Querschnitt positiv beeinflussen. Möglich wird dies durch die im Vergleich zur Stahlproduktion relativ kleinen Schmelzen, in denen sich der O relativ gleichmäßig verteilt und eine entsprechend technisch homogene Oxidverteilung vorliegt. Für eine Feinkornbildung werden unter anderen bestimmte Mindestsauerstoffmengen gebraucht, hierzu werden Werte von ca. 0,02 bis 0,03 Ma% O angegeben. Beim Schweißen kann der Schmelze mit Hilfe der chemischen Zusammensetzung des Schweißpulvers oder des Schweiß-Schutzgases ein variables O-Angebot offeriert werden. Zusammen mit der entsprechenden Desoxidationsstrategie der Drahtelektrodenlegierung und verwendeten Schweißparametern lassen sich O-Gehalte im Schweißgut gezielt einstellen. Viel mehr noch können optimale Bedingungen so wirken, dass Einschlüsse als Keime (Nucleanten) für bestimmte Ferritarten wirken und hierdurch die gewünschte Feinkörnigkeit bewerkstelligen. Ein klassisches Beispiel ist die Bildung des überaus feinkörnigen AF, für den eine Desoxidation mit Ti notwendig wird. [19], [89-99]

Analog der Rohstahlherstellung (Frischen) und der daran angeschlossenen Prozesse (Sekundärmetallurgie) muss der in der Schweißschmelze gelöste O kontrolliert eingestellt bzw. abgebunden werden, es entstehenden Desoxidationsprodukte. Eine Unterscheidung dieser Oxide kann entsprechend ihrer Entstehung erfolgen:

- Primäre Oxide bilden sich bei hohen Temperaturen, sind verhältnismäßig groß und stellen die ersten Desoxidationsprodukte dar. In der Regel scheiden sie sich sehr gut von der Schmelze ab, steigen bis zur Oberfläche auf und treten später weniger häufig als Einschlüsse in Erscheinung.
- Sekundäre Oxide entstehen in der sich abkühlenden Schmelze aufgrund der verringerten Löslichkeit. Mit der einhergehenden erhöhten Viskosität der Schmelze scheiden sie sich weniger gut ab als die primären Desoxidationsprodukte und werden zu Einschlüssen im festen Schweißgut. Ihre Größe nimmt mit geringerer Schmelztemperatur ab.
- Tertiäre Oxide bilden sich vor der Kristallisationsfront in der Restschmelze, weil hier sowohl der O als auch die O-affinen Elemente angereichert werden (siehe Abschnitt 2.5.1). Die hohe Viskosität der Schmelze und die fortschreitende Kristallisation lassen eine Abscheidung quasi nicht zu. Es ist davon auszugehen, dass die überwiegende Anzahl der gebildeten, relativ kleinen Oxide im Schweißgut verbleibt.
- Quartäre Oxide bzw. Einschlüsse entstehen im festen Zustand durch die weitere Verringerung der O-Löslichkeit, sie sind in der Regel sehr klein.

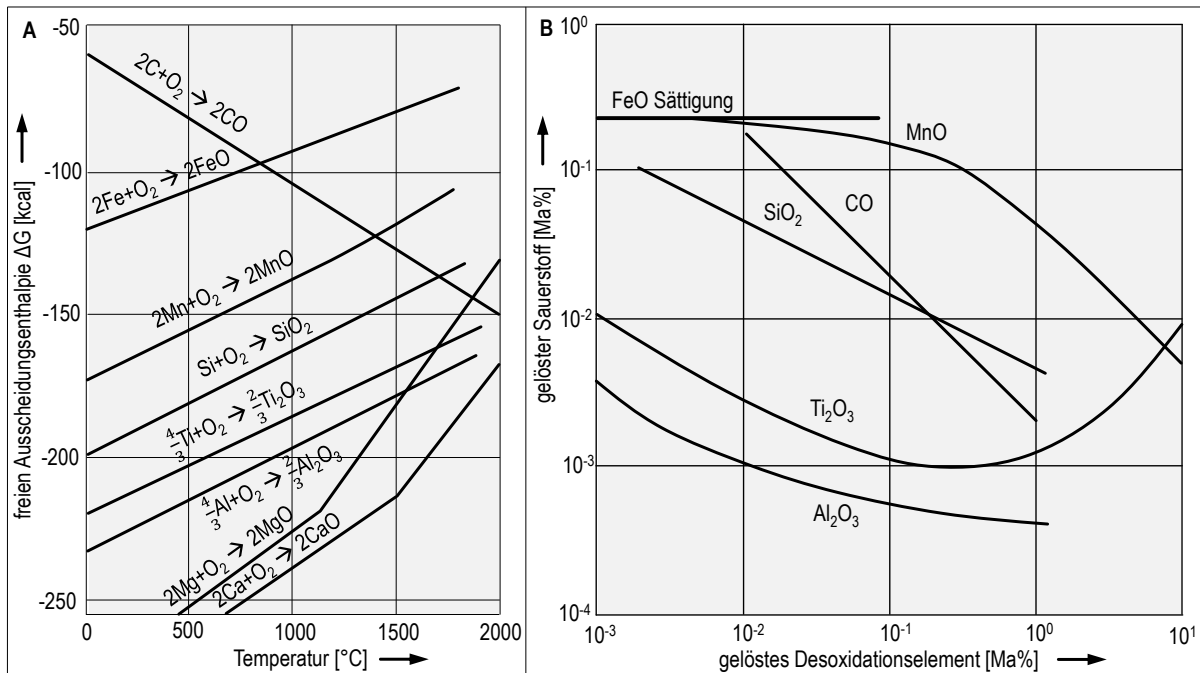


Abbildung 2.5-3 Freie Ausscheidungsenthalpie einiger Oxide (A) [103], Wirkung Desoxidationselemente in Fe-Schmelze (B) [104]

Es gibt eine Vielzahl von im Schweißgut auftretenden oxidischen Einschlusstypen mit unterschiedlichen chemischen Charakteristika. Gewöhnlich treten aufgrund der verwendeten Desoxidationselemente Silikattypen (z. B. $MnOSiO_2$), Korundtypen (z. B. Al_2O_3) und Spinelltypen (z. B. $MgOAl_2O_3$) auf. Ihre Bildung in der Stahlschmelze wurde umfangreich untersucht und kann mit Hilfe der in Abschnitt 2.4 erläuterten thermodynamischen Herangehensweise gut erklärt werden. In Stahlschmelzen sind Ausscheidungen (z. B. Oxide) stabiler, wenn ihre freie Ausscheidungsenthalpie ΔG möglichst klein ist (siehe Abbildung 2.5-3 A). In der Regel nimmt die so beschreibbare Affinität zu O mit steigenden Temperaturen ab, die Enthalpie wird größer. Eine Reihe von Elementen haben geringere Ausscheidungsenthalpien als Eisen bzw. FeO. Das heißt sie gehen eher eine thermisch stabile Bindung mit dem O ein als Eisen und verringern damit die Löslichkeit des Sauerstoffs in der Eisenschmelze erheblich (Abbildung 2.5-3 B). Solche Elemente werden zur Desoxidation in Eisenschmelzen bei der Stahlherstellung aber auch in Schweißschmelzen von Baustählen genutzt. [19], [68], [79], [80], [100-102]

Ohne Desoxidationselemente beträgt der O-Gehalt im Rohstahl (nach Konverterprozess) ca. 0,1 Ma%, der O liegt als FeO in der Schmelze vor und erreicht die Sättigung. Vollberuhigte und extra vollberuhigt vergossene Stähle erreichen O-Werte von ca. 0,003 Ma%. Hierfür werden der Eisenschmelze Desoxidationselemente wie Si (ca. 0,2 - 0,4 Ma%), Mn (1,0 - 1,5 Ma%) und Al (ca. 0,02 - 0,05 Ma%) zugegeben. [19], [75], [79], [81], [85], [93]

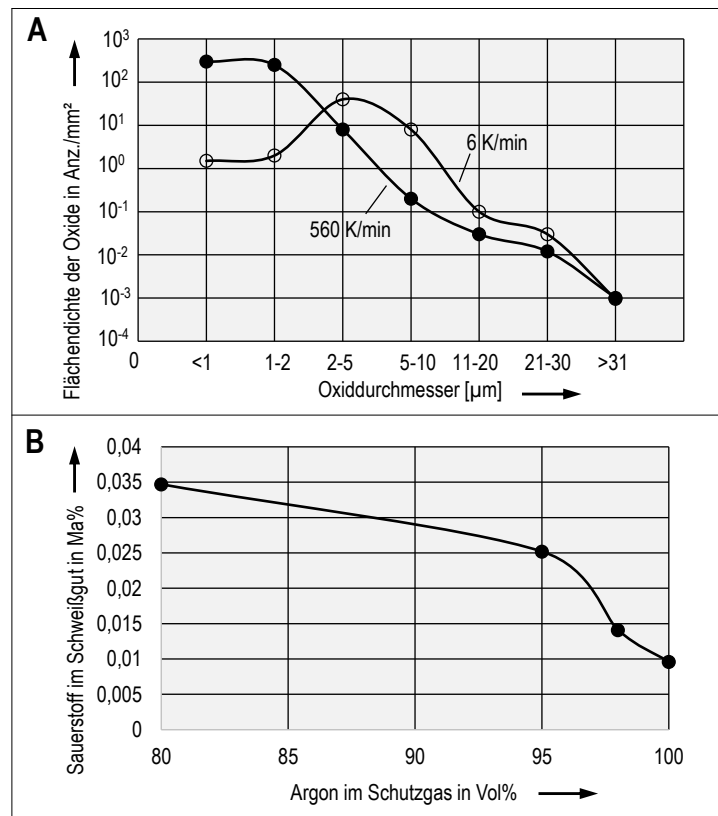


Abbildung 2.5-4 Oxiddispersität über Oxiddurchmesser unterschiedlicher Abkühlgeschwindigkeiten (A) [102], O-Gehalt im Schweißgut bei unterschiedlichen Argon-Gehalten im Schweiß-Schutzgas, MSG, 2,5 kJ/mm (B) [89]

Neben den beteiligten Desoxidationselementen haben die Abkühlbedingungen einen erheblichen Einfluss auf die ablaufende Desoxidation. Mit zunehmender Abkühldauer (Abbildung 2.5-4 A) nimmt nach [105] die Anzahl der größeren Oxide auf Kosten der kleineren Oxide zu, auch wenn der O-Gehalt bei beiden Schmelzen identisch ist. Bei Schweißschmelzen ist dieses Wissen zur Abschätzung der Keimbedingungen wichtig und verdeutlicht, dass voluminösere, langsam abkühlende Schmelzen eher gröbere Oxideinschlüsse ausbilden als konventionelle. Schweißschmelzen haben im Vergleich zur Stahlherstellung eine relativ große Oberfläche zum Volumen (Tropfenablösung von Drahtelektrode) und treten deshalb in intensiver Reaktion mit der umgebenden Atmosphäre. Die Umgebungsluft bzw. der in ihr enthaltene N, O und Wasserstoff (im Wasser) kann rasch zu unerwünschten Effekten wie z. B. Poren- und Rissbildung führen. [19]

Aus diesem Grund und weiterhin zur Stabilisierung des Lichtbogens wird beim Metallschutzgasschweißen immer ein Schweiß-Schutzgas dem Prozessraum zugeführt. Die chemische Zusammensetzung des Schweiß-Schutzgases richtet sich nach der Anwendung (beteiligte Werkstoffe) und der gewünschten Lichtbogenstabilität. Durch den Gebrauch von Schweiß-Schutzgasen nach ISO 14175 [106] kann während der Tropfenbildung an der Drahtelektrode, Werkstofftransfer- und Existenzbereich der Schweißschmelze die Gasaufnahme begrenzt, aber nicht vermieden werden. In Europa hat sich das Schutzgas M21 mit 18 Vol.-% Kohlenstoffdioxid (sogenannter Aktivgasanteil) und 82 Vol.-% Argon für das MSG-Schweißen im allgemeinen Stahl- und Schiffbau bewährt. Der hohe Argon-Anteil reduziert das O-Angebot der Schmelze und führt zu einem geringeren Bedarf von Desoxidationselementen in der Drahtelektrode, weiterhin erzeugt diese Schutzgasmischung nach [107] einen sehr gut zu

kontrollierenden Lichtbogen. In Asien kommt das Schutzgas C1 mit 100 Vol.-% Kohlenstoffdioxid häufig zur Anwendung [94], [15], [16], entsprechend müssen die Desoxidationselemente angepasst werden. Nach [89] verändert sich der O-Gehalt einer MSG-Schweißschmelze mit sinkenden Aktivgansanteil einer gegebenen Drahtelektrodenlegierung gemäß der Abbildung 2.5-4 B.

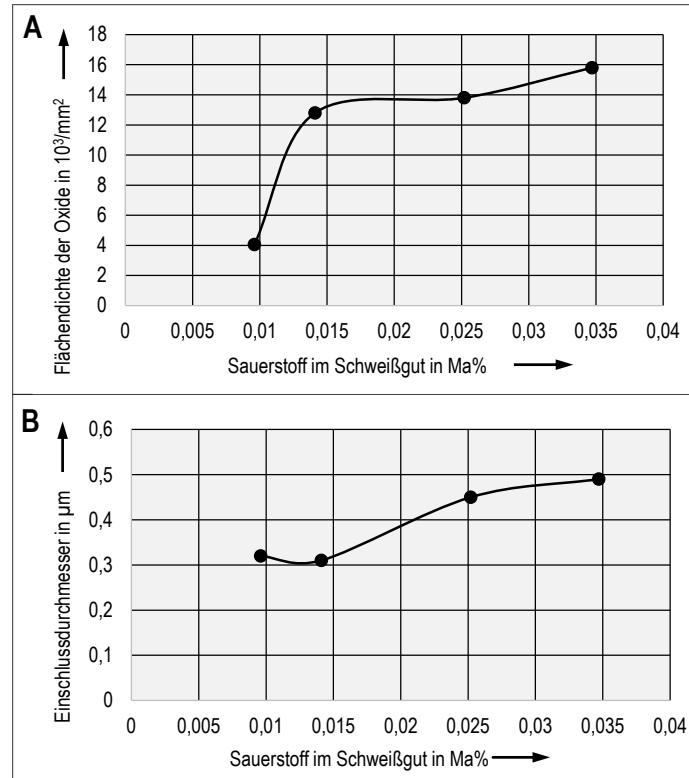


Abbildung 2.5-5 Oxiddispersität über O-Gehalt im Schweißgut (A), Einschlussdurchmesser über O-Gehalt im Schweißgut, MSG, 2,5 kJ/cm (B) [89]

Neben umfangreichen Untersuchungen zum Einbringen von Oxiden in die Schweißschmelze erfolgten auch Analysen zu dessen Verteilung und Morphologie. Beispielsweise konnten die Ergebnisse nach [89] aufzeigen, dass mit zunehmenden O-Gehalt in der MSG-Schweißschmelze ($E = 2,5 \text{ kJ/mm}$) die Flächendichte und der Einschlussdurchmesser der Oxide steigen (Abbildung 2.5-5).

Es bestehen keine Daten, welche die Wirkung unterschiedlicher Schutzgasmischungen auf den O-Gehalt der EGS-Schweißschmelze ($E \gg 2,5 \text{ kJ/mm}$) näher beschreiben würden. Diese Daten sind jedoch essentiell um, zusammen mit der Drahtelektrodenlegierung, optimale Keimbedingungen für das umwandelnde Schweißgut einzustellen. [24], [25]

2.6 Sekundärgefügebildung / Ferritmorphologie in EGS-Schweißgütern

Unlegierte- und niedriglegierte Stahlsorten stellen den überwiegenden massenbezogenen Anteil an der weltweiten Stahlproduktion dar. Ihr Mikrogefüge besteht je nach verwendeten Legierungselementen, sowie Walz- und Wärmebehandlungsstrategie größtenteils aus Ferrit und anderen Gefügebestandteilen wie z. B. Perlit und/oder Bainit. Solche Stähle werden mit artgleichen Schweißzusatzwerkstoffen verschweißt. Die entsprechend erzeugten Schweißgüter weisen analog der verwendeten Grundwerkstoffe eine überwiegend ferritische Matrixstruktur auf. EGS-Schweißgüter bilden hier keine

Ausnahme, einzig die sehr große Schweißschmelze mit ihren, wie in den vorherigen Abschnitten beschriebenen, besonderen Randbedingungen können zu einem sehr groben ferritischen Gefüge führen. Diese in der Literatur als „Überhitzungsgefüge“ bezeichnete Struktur (z. B. Widmanstätten Ferrit) kann zum spröden Versagen, bzw. zum Nichteinhalten der üblichen Anforderungen an Schweißgüter (Tabelle 2.2-2) führen. [14], [17], [19], [20], [108]

Als alleiniger Gefügebestandteil kommt Ferrit im Gleichgewicht, ohne löslichkeitsbedingte Ausscheidungen im Metallgitter nur in sehr reinen Eisenschmelzen und unter Nutzung sehr geringer Abkühlgeschwindigkeiten vor. Diese sogenannten Gleichgewichtsbedingungen treten in der produktionstechnischen Praxis in der Regel nicht auf. Die geringe C-Löslichkeit von 0,02 Ma% bei 723 °C im Ferrit bedingen bei der Kristallisation aus dem Austenit heraus C-Seigerungen. In der Literatur wird diese Diffusionsbewegung des Kohlenstoffs dafür verantwortlich gemacht, dass sich zwischen den Ferritkörnern kleine Martensit- oder Restaustenitinseln bilden können. Es ist bekannt, dass diese metallurgischen Kerben (Local Brittle Zones, LBZ) das Werkstoffverhalten unter schlagartiger Belastung von Stählen mitbestimmt (siehe Abschnitt 2.3.1). Nachfolgend werden diese als MA-Partikel bezeichnet, in der internationalen Literatur wird in diesem Zusammenhang von microphases, MA-constitutions oder MA-phases gesprochen. Neben der Bildung von MA-Partikeln scheidet sich C als Karbid im Ferrit z. B. an Kleinwinkelkorngrenzen aus oder es kommt bei hinreichend großen Anteilen von C zur Bildung des Eutektoids Perlit, welches aus Ferrit und der intermediären Phase Fe_3C (Eisenzementit) besteht. Auch Gefügebestandteile wie Bainit oder Martensit sind vom Grundsatz her Ferritkristalle, die jedoch mit Gitterverzerrungen und Ausscheidungsprozessen behaftet sind. Diese Ungleichgewichtszustände sind metastabil und können durch nachträgliche thermische Aktivierung wieder in Ferrit und z. B. Zementit und Temperkohle zerfallen. [19], [26-28], [66]

Es gilt als übliches Mittel, das Umwandlungsverhalten in der Grobkorn-WEZ (GK-WEZ) von Stählen mit Hilfe von Schweiß-Zeit-Temperatur-Umwandlungs-Diagramme (SZTU) zu beschreiben [17], [18]. Diese Diagramme werden mit Hilfe eines Dilatometers und unter Nutzung der Metallographie erstellt und verdeutlichen den Einfluss unterschiedlicher Abkühlverläufe auf das Umwandlungsverhalten des Stahls. Als charakteristische Vergleichsgröße wird die Zeit zum Durchfahren von 800 auf 500 °C, die $t_{8/5}$ -Zeit gebraucht. Je nach verwendetem Schweißverfahren und Streckenenergie beträgt die $t_{8/5}$ -Zeit in der GK-WEZ zwischen 10 s und 40 s (konventionelles Schweißen), empirische Formeln erlauben eine Berechnung der $t_{8/5}$ -Zeit im Vorfeld der eigentlichen Schweißung. Die aus den unterschiedlichen Abkühlverläufen entstandenen Gefügebestandteile führen zu entsprechenden physikalischen Eigenschaften der GK-WEZ. Bei der Erstellung des SZTUs wird sich bei der Bestimmung der mechanisch-technologischen Eigenschaften oftmals auf die Ermittlung der Härte beschränkt. Weitere Prüfungen sind im Labormaßstab sehr aufwendig und die Aussagen beschränken sich auf die verwendeten Aufheiz-, Halte- und Abkühlbedingungen, sowie auf die verwendete Stahlchemie und den jeweiligen Wärmebehandlungs- und Walzzustand. Prinzipiell ist eine solche Darstellung auch für die Umwandlungsbeschreibung des ferritischen Schweißgutes übersichtlich und sinnvoll (Abbildung 2.6-1), jedoch ist eine Erstellung aus der Schmelze heraus im Dilatometer nicht möglich, eine alternative Vorgehensweise wurde durch [18] beschrieben. In einem SZTU-Diagramm sind keine MA-Partikel-Morphologie und deren Wirkungen auf die Eigenschaften des Schweißgutes beschrieben. [17], [18]

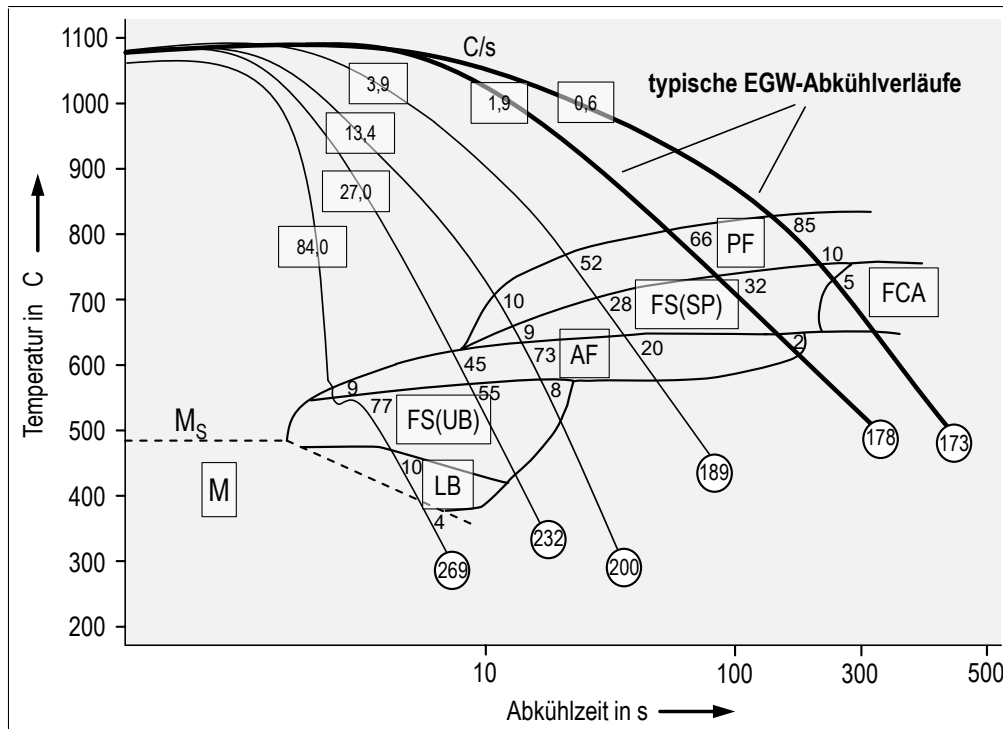


Abbildung 2.6-1 Schematisches SZTU-Diagramm einer ferritischen Schweißgutlegierung, abgekühlt aus der Schmelze mod. [109]

Um den Zusammenhang zwischen der Umwandlungstemperatur und den Bildungsmechanismus einzelner Gefügebestandteile zu beschreiben, wird sich nachfolgend auf die Abbildung 2.6-1 bezogen. Grundlegend sind hohe Bildungstemperaturen und lange vorherige Haltedauern im Austenit während der Abkühlung prädestiniert für diffusionsgesteuerte Umwandlungsprodukte, wie z. B. Korngrenzenferrit PF oder Widmanstätten Ferrit FS(SP), mit zunehmender Unterkühlung entsteht AF und obere Zwischenstufe FS(UB) bzw. untere Zwischenstufe LB oder Lattenmartensit. [17], [19], [20]

Im Falle des EGS-Schweißgutes entsteht unter der Nutzung üblicher MSG-Schweißzusätze ein Mikrogefüge wie es in der Abbildung 2.6-1 eingetragen wurde. In der Regel wird nur sehr wenig AF, dafür jedoch überwiegend Widmanstättenferrit, Korngrenzenferrit und Perlit entstehen, was nach [33], [46], [47] zum spröden Verhalten im Kerbschlagversuch der Schweißgutmitte führt. Das stellt bei der Einführung des EGS-Prozesses in der industriellen Anwendung ein großes Problem dar. Nähere Untersuchungen zum gemeinsamen Verhalten der ferritischen Matrix und MA-Partikel liegen im Fall der EGS-Schweißgüter nicht vor. [27], [28]

In den nachfolgenden Unterkapiteln sollen die wichtigsten Ferritmorphologien bezüglich ihrer Entstehung und physikalischen Eigenschaften näher beschrieben werden.

2.6.1 Allotriomorpher & idiomorpher Ferrit

Bei un- und niedriglegierten Stählen bzw. Schweißgütern kristallisiert während der Abkühlung aus dem Austenit als erstes Ferrit an den Austenitkorngrenzen (siehe Abbildung 2.6-1). Besonders die energiereichen Korngrenzenzwickel erlauben optimale Keimbedingungen (siehe Abschnitt 2.4). Gemäß seiner nur sehr geringen C-Löslichkeit bedarf es für das Wachsen des Ferrits einer C-Diffusion in den Austenit hinein.

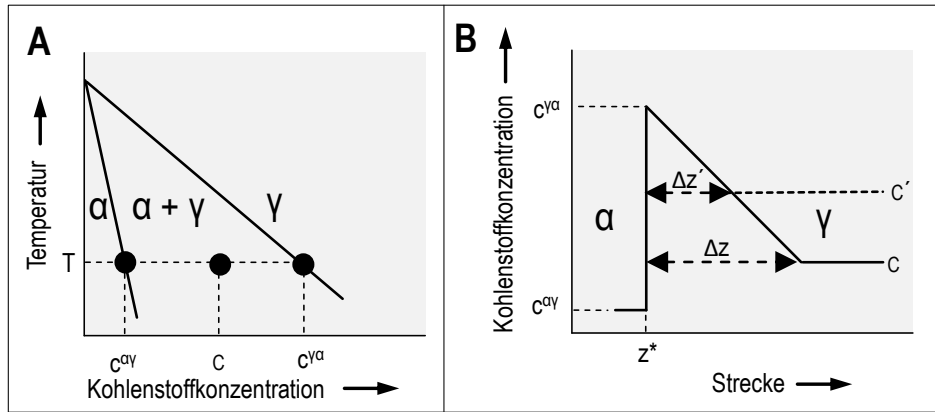


Abbildung 2.6-2 Ausschnitt aus EKD (A), C-Diffusion bei der Ferritkristallisation (B) [111]

In Abbildung 2.6-2 ist im Ausschnitt des Fe-C Phasendiagramms die Legierung c mit ihren bei einer Umwandlungstemperatur T eingetragenen C-Konzentrationen der Ferrit-Austenitgrenze ($c^{\alpha\gamma}$) und Austenit-Ferritgrenze ($c^{\gamma\alpha}$) dargestellt. Unmittelbar vor der Ferritkristallisationsfront (z^*) muss der C in den Austenit soweit diffundieren bis die C-Anreicherung im Austenit auf das ursprüngliche C-Niveau der Legierung c eingestellt ist. Die hierfür erforderliche Diffusionsstrecke Δz muss überwunden werden, was langer Temperaturhaltezeiten, also geringer Abkühlgeschwindigkeiten bedarf. Dieser als Langstreckendiffusion bezeichnete Mechanismus ist neben seiner Temperatur und Haltezeit auch von dem C-Gehalt der Legierung abhängig. Wenn größere Mengen von C (Legierung c') diffundieren müssen, werden die benötigten Diffusionswege zum Erreichen einer bestimmten Ferritgröße kürzer ($\Delta z'$). Steht nur eine einheitliche Zeit für die Diffusion zur Verfügung, wird das Wachstum des Ferrits unterdrückt, die Korngröße bzw. der Ferritgehalt im Gefüge sinkt (Abbildung 2.6-3). [20], [66], [110], [111]

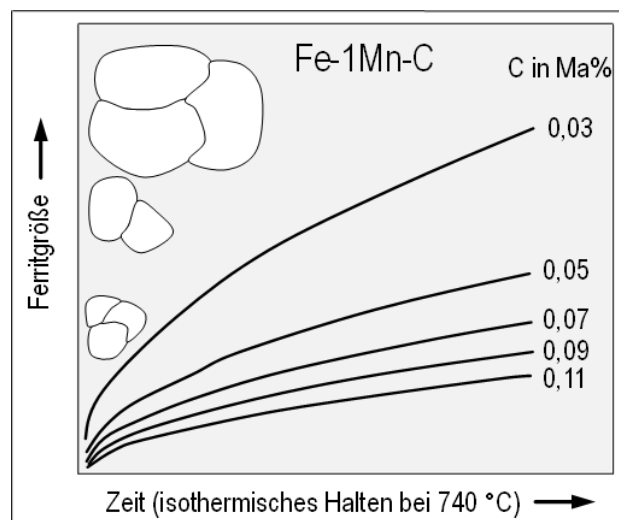


Abbildung 2.6-3 Schematische Darstellung des Ferritwachstums durch isothermes Halten bei unterschiedlichen C-Gehalten [20]

Findet die Kristallisation des Ferrits beginnend an der Austenitkorngrenze statt, kann es dazu kommen, dass das Wachstum energetisch günstiger abläuft, wenn der Ferritkristall immer weiter an der Korngrenze entlang wächst, anstatt seiner eigentlichen Kristallsymmetrie frei zu folgen. Der beschriebene Zusammenhang, entlang bestimmter Austenitebenen zu wachsen, wird als Kurdjumov-Sachs Beziehung

bezeichnet. Der wider seiner bevorzugten Wachstumsrichtung wachsende Ferrit wird als „allotriomorph“ deklariert, weiterhin gebräuchliche Begriffe sind proeutektoider Korngrenzenferrit aber auch „Ferritvene“. Bei größer werdender Unterkühlung kann Ferrit auch an Einschlüssen oder anderen Gitterfehlern kristallisieren (folglich Abschnitt 2.4). Unter diesen Verhältnissen wird eher ein Wachstum nach der Kristallsymmetrie des Ferrits ermöglicht und man spricht von „idiomorpher“ Struktur. In frühen Veröffentlichungen wird auch vom polygonalen Ferrit gesprochen. [110-114]

Die bisher beschriebenen Ferritstrukturen sind in der Abbildung 2.6-4 illustriert. Ein lichtmikroskopisches Beispielbild ist ebenfalls der Abbildung zu entnehmen.

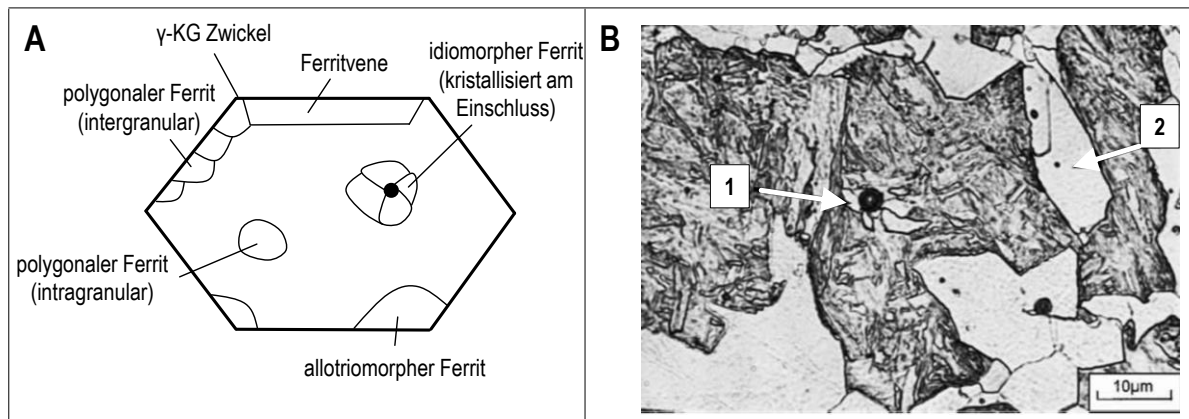


Abbildung 2.6-4 Lokalisation Ferritkristallisation im Austenit (A), Mikrogefügeaufnahme unterschiedlicher Ferritmorphologien (B) [113]

Ferrit weist eine sehr hohe Bruchdehnung auf (A ca. 50 %), jedoch nur eine vergleichsweise geringe Zugfestigkeit von ca. 250 MPa und Härte (ca. 60 HV). Steigt der Anteil an Ferrit im Mikrogefüge, so ändern sich die globalen Eigenschaften entsprechend des Ferritgehaltes. In vielen Veröffentlichungen wird dem groben Korngrenzenferrit negative und dem verhältnismäßig feinkörnigen, idiomorphen Ferrit positive Beeinflussungen auf die mechanisch-technologischen Eigenschaften zugesprochen. Andere Untersuchungen zeigen, dass Mikrogefüge ohne jeglichen Korngrenzenferrit zu sprödem Versagen an der ehemaligen Austenitkorngrenze neigen können. Seigerungen z. B. der Elemente P und S konnten hierfür verantwortlich gemacht werden, da sie zu unerwünschten Ausscheidungen, bzw. Verringerung der Kohäsionskräfte innerhalb der Austenitkorngrenze führen. Mit geringen Anteilen an Korngrenzenferrit (hohe Löslichkeit für P und S) treten diese Probleme nicht auf. Weiterhin verschlechtert sich die Duktilität (Bruchdehnung und Einschnürung) ohne allotriomorphen oder idiomorphen Ferrit bei Prüftemperaturen oberhalb 500 °C erheblich. [20], [110-113]

2.6.2 Widmanstättenferrit

Das Widmanstätten-Gefüge ist benannt nach seinem Entdecker Alois Beckh von Widmanstätten. Über seine ursprüngliche Beschreibung der nadligen Struktur eines Eisen-Meteorits hinaus wird es ebenso für die Bezeichnung von „überhitztem“ Ferrit genutzt. Die Bildungstemperatur des Widmanstättenferrits liegt unterhalb des proeutektoiden Ferrits aber oberhalb der des Bainits und setzt verhältnismäßig große Austenitkörner voraus, sowie nur etwas höhere Abkühlgeschwindigkeiten im Vergleich zum proeutektoiden Ferrit. Anfangs bilden sich parallele Ferritnadeln (Länge/Breite = 10:1), welche den C vor sich her und seitwärts diffundieren lassen. Mit zunehmendem Längenwachstum stoßen die Nadeln auf

Hindernisse, wie z. B. andere Ferritkristalle oder Austenitkorngrenzen. Diese stoppen ihr Längenwachstum abrupt und sie beginnen in Breitenrichtung zu wachsen. Die Wachstumsgeschwindigkeit (Längenrate) ist demnach nicht konstant (Abbildung 2.6-5) und führt zu starken C-Seigerungen zwischen den einzelnen Ferritlatten.

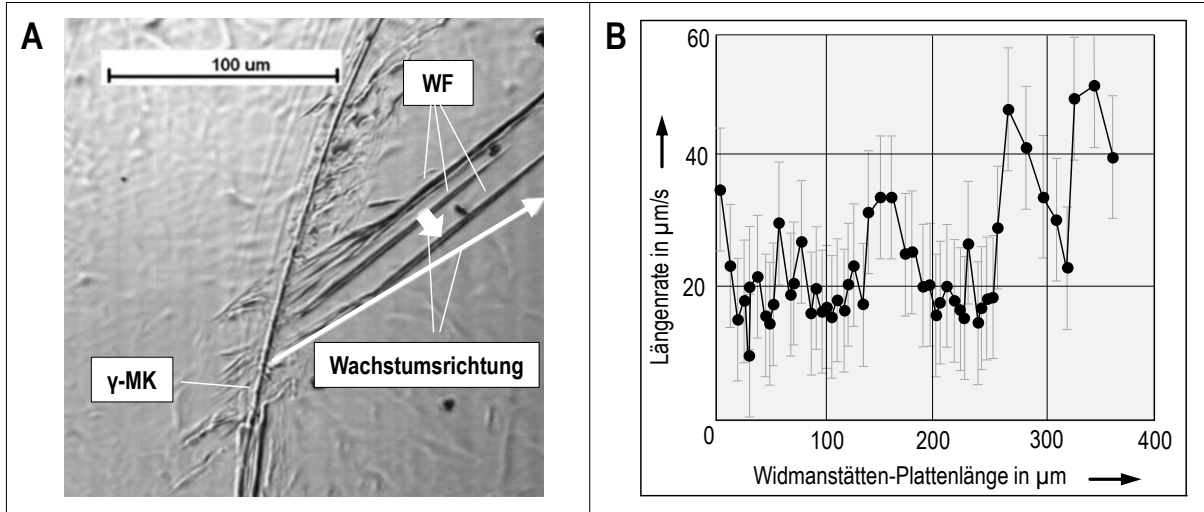


Abbildung 2.6-5 WF-Wachstumsrichtung (A), Längenrate über Plattenlänge beim WF-Wachstum (B) [116]

Nachdem die Ferritlatten sich treffen und Korngrenzen abgebaut werden können (Verringerung der freien Energie) liegt ein grobes Ferritkorn mit längs zur Wachstumsrichtung ausgeschiedenen Karbiden (C), Martensitinseln (M) oder Restaustenitinseln (RA) vor. Aus diesem Grund wird der Widmanstättenferrit als Ferrit mit Sekundärphasen (MAC) bezeichnet. Nicht selten wird der Widmanstättenferrit mit der oberen Zwischenstufe verwechselt, bzw. eine eindeutige Unterscheidung ist nicht immer möglich, da beide Strukturen nebeneinander existieren können. [19], [20], [66], [113], [115], [116]

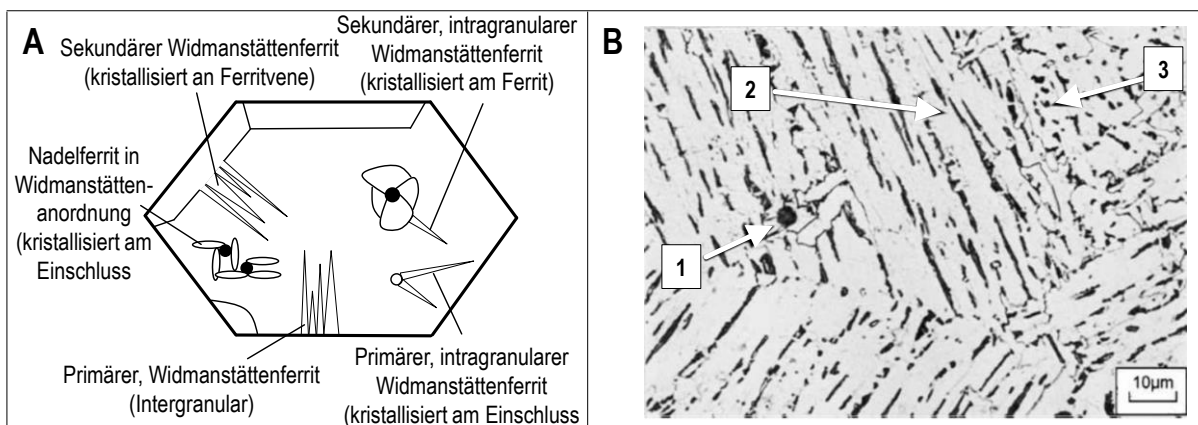


Abbildung 2.6-6 Lokalisationen WF-Kristallisation im Austenit (A), Mikrogefügeaufnahme unterschiedlicher WF-Morphologien (B) [113]

Abhängig vom Kristallisationsstart wird von primären-, oder sekundären Widmanstättenferrit (WF) gesprochen (Abbildung 2.6-6). Als primärer WF nutzt er, wie der allotriomorphe Ferrit, die Energie der Austenitkorngrenze für seine Keimstabilisierung. Auch die Grenzflächenenergie des allotriomorphen oder idiomorphen Ferrits zum Austenit kann er zum Erreichen einer stabilen Keimgröße nutzen. Tritt eine höhere thermische Unterkühlung auf, sind auch NME als Keimstabilisatoren für den WF geeignet. Sind die an Einschlüssen entstandenen Widmanstättenlatten hinreichend klein und von chaotischer

Anordnung um den Einschluss herum angeordnet, spricht man von AF in widmanstättenscher Anordnung (siehe auch 2.6.4). [20], [113], [115], [117]

Oftmals thematisiert wurde bisher, dass grober WF die mechanisch-technologischen Eigenschaften des ferritischen Schweißgutes erheblich verschlechtert (Duktilität und Zähigkeit). Mit Ausnahme des AF in widmanstättenscher Anordnung wird empfohlen, die Bildung des WF möglichst durch entsprechende Maßnahmen zu unterdrücken. Bei ungünstigen Gehalten von B und N können sich Bornitride bilden, welche eine epitaktische Keimbildung von WF hervorrufen. Wird unter identischen Randbedingungen (Legierung, Schweißverfahren, Werkstoffe etc.) lediglich die Streckenenergie erhöht und damit die Abkühlzeit aus dem Austenit verlängert, steigt der WF-Anteil im Schweißgut. Schweißverfahren, welche hohe Streckenenergien erzeugen (z. B.: EGS) sind demnach prädestiniert dafür, dass „überhitze“, ferritische Mikrostrukturen im Schweißgut entstehen. [14], [16], [20], [22-25], [29], [30], [50], [113], [115], [117]

2.6.3 Bainit und Lattenmartensit

Bainit, im deutschen Sprachgebrauch auch als Zwischenstufengefüge bezeichnet, war und ist Untersuchungsgegenstand zahlreicher Autoren. Die Bildungstemperatur liegt unterhalb der des Ferrits und Perlits aber oberhalb derer zur Martensitbildung. Man unterscheidet anhand der Bildungstemperatur und damit einhergehenden unterschiedlichen Wachstumsverläufen zwischen oberem Bainit und unterem Bainit (Abbildung 2.6-7). [20], [66], [119]

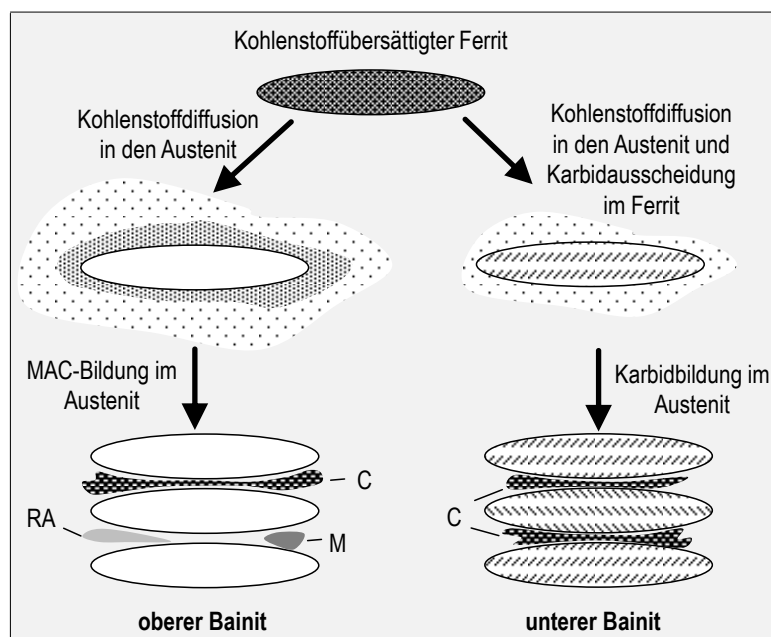


Abbildung 2.6-7 Schematische Bildung des oberen und unteren Bainits [20], [119]

Beide Bainitarten beginnen mit der Keimbildung eines Ferritkristalls, welcher sich oftmals an der Austenitkorngrenze stabilisiert und dann in nadliger Form in den Austeniten wächst. Aufgrund der geringeren Umwandlungstemperaturen im Vergleich zum WF übersättigt der bainitische Ferrit an C. Beim oberen Bainit besteht aufgrund der höheren Umwandlungstemperatur noch genügend energetisches Potential für den C in den, dem Ferritkristall umgebenden Austenit zu diffundieren. Ähnlich der Abbildung 2.6-2 reichert sich der C im Austenit an und provoziert die Bildung von Eisenzementit (Fe_3C) zwischen

den typisch parallel angeordneten Ferritnadeln. In der Regel bilden sich keine anderen Produkte bei dem oberen Bainit. Im Falle Si-reicher Stähle oder unter besonderen Abkühlverhältnissen, wie sie in Schweißgütern vorkommen können, kann es neben Zementit auch zur Bildung bzw. Stabilisierung von Martensit und Restaustenit zwischen den Ferritnadeln kommen. [20], [119-121]

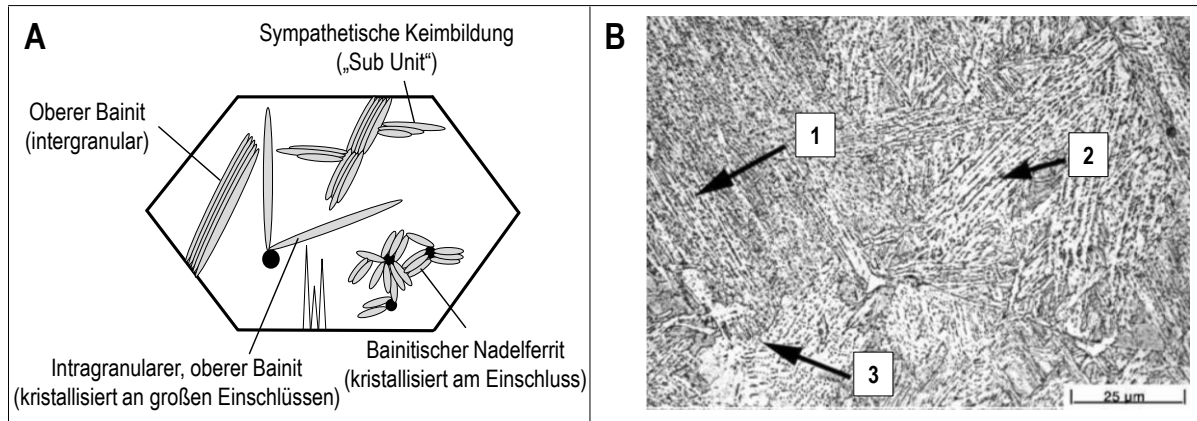


Abbildung 2.6-8 Lokalisationen Bainitkristallisation im Austenit (A), Mikrogefügeaufnahme unterschiedlicher Bainitmorphologien (B) [113]

Ähnlich wie beim WF wird diese Art des Bainits als Ferrit mit Sekundärphasen (Zementit und MA-Partikel) bezeichnet. Bainit mit MA-Partikeln werden ähnlich negative Eigenschaften wie dem WF zugesprochen, seine Anwesenheit im Schweißgut ist deshalb als suboptimal zu bezeichnen. Die sich an der Grenzfläche zwischen Bainitnadel und Austenit bildenden Spannungen (teilkohärent) werden von weiteren Bainitnadeln (Sub Units) für eine Keimstabilisierung genutzt. Dieses durch das eigene Wachstum erzeugte Keimstabilisierung bezeichnet man als sympathetische Keimbildung und wird beim oberen und unteren Bainit häufig beobachtet (Abbildung 2.6-8, 2.6-10). Bei hinreichend starker Unterkühlung kann eine Keimstabilisierung auch intergranular an NME erfolgen. Sind die an Einschlüssen entstandenen Bainitnadeln hinreichend klein und von chaotischer Anordnung um den Einschluss herum angeordnet, spricht man von AF in bainitischer Anordnung. Im Unterschied zum oberen Bainit läuft beim unteren Bainit die Umwandlung weniger diffusionsgesteuert ab. Der an C übersättigte Ferritkristall kann nur wenig C in den Austenit diffundieren lassen, jedoch wird die Martensitstarttemperatur noch nicht erreicht, so dass auch innerhalb des Ferrits Karbidausscheidungen des Typs Fe_2C (ϵ -Karbonid) auftreten (Selbstanlasseffekt). Epsilonkarbid wird in 60° -Anordnung zur Längsachse des Ferritkristalls ausgeschieden und lässt den unteren Bainit durch Ätzen mit Nital, im Gegensatz zum oberen Bainit dunkel erscheinen. Unterer Bainit führt nicht zur Bildung von MA-Partikeln. [20], [113], [120], [122]

Aufgrund seiner Feinkörnigkeit und sehr ähnlichem Bildungsmechanismus kann es leicht zu Verwechslungen mit dem C-armen Lattenmartensit kommen. Auch im Lattenmartensit (oder Lanzettmartensit) bilden sich Epsilonkarbide durch Selbstanlasseffekte, eine vorhergehende Diffusion von C in den Austenit findet jedoch nicht statt. Die Bildung der Martensitnadel erfolgt durch eine kooperative Atombewegung (martensitische Scherung) und führt zur Zwangslösung der Interstitutionsatome auf den Gitterlücken der C-Achse und damit tetragonalen Verzerrung des Gitters. Dieses tetragonal raumzentrierte Gitter (trz) befindet sich virtuell bereits im Austenitgitter und muss durch entsprechende Stauchung der Z-Achse (- 20 %), sowie Dehnung der X-, bzw. Y-Achse (jeweils + 12 %)

in die entsprechende Form gebracht werden (Abbildung 2.6-9). Als erstes wurde dieser Zusammenhang von Edgar Bain [123] beschrieben.

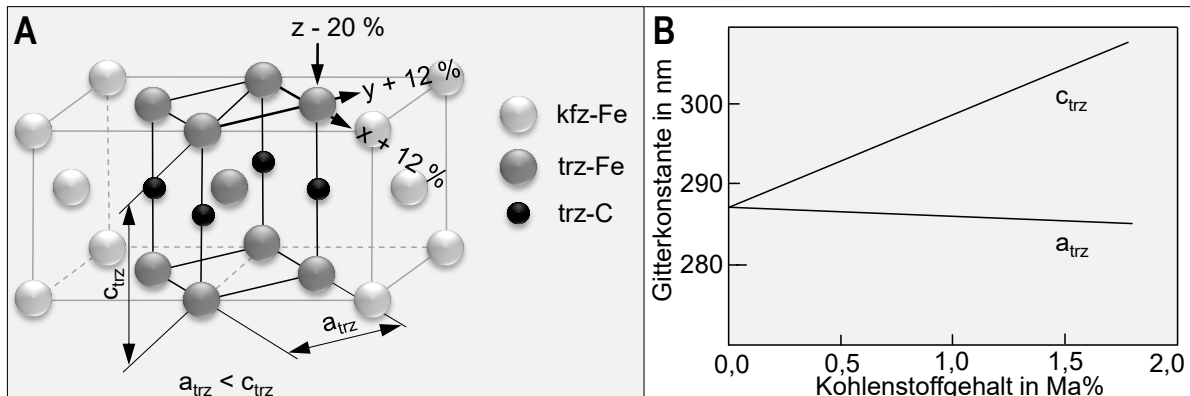


Abbildung 2.6-9 Lage der Martensitelementarzelle im Austenit (A), Gitterverzerrung des Martensits aufgrund der C-Übersättigung (B) [66], [123]

Weiterführende Untersuchungen zeigten, dass das Umklappen des kfz-Gitters in das trz-Gitter je nach C-Gehalt entweder durch Gleitprozesse (Lattenmartensit, $C < 0,5 \text{ Ma\%}$) oder Zwillingsbildung (Massivmartensit, $C > 0,5 \text{ Ma\%}$) erfolgt. Der niedrig gekohlte Lattenmartensit ist im Vergleich zum hochgekohten Martensit wärmebehandelter Stähle (z. B. C60) weich und sehr zäh, dies liegt an der geringeren Gitterverzerrung (Abbildung 2.6-9 B). Martensitische Umwandlungen werden in der Regel in ferritischen Schweißgütern der Streck- bzw. Dehngrenzenklasse bis 550 MPa (Tabelle 2.2-2) nicht beabsichtigt und können aufgrund der sehr hohen kritischen Abkühlgeschwindigkeit nur mit der Zugabe von Legierungselementen wie Ni, Chrom (Cr) und Mo erreicht werden (Behinderung der C-Diffusion). [19], [20], [22], [66], [123], [124]

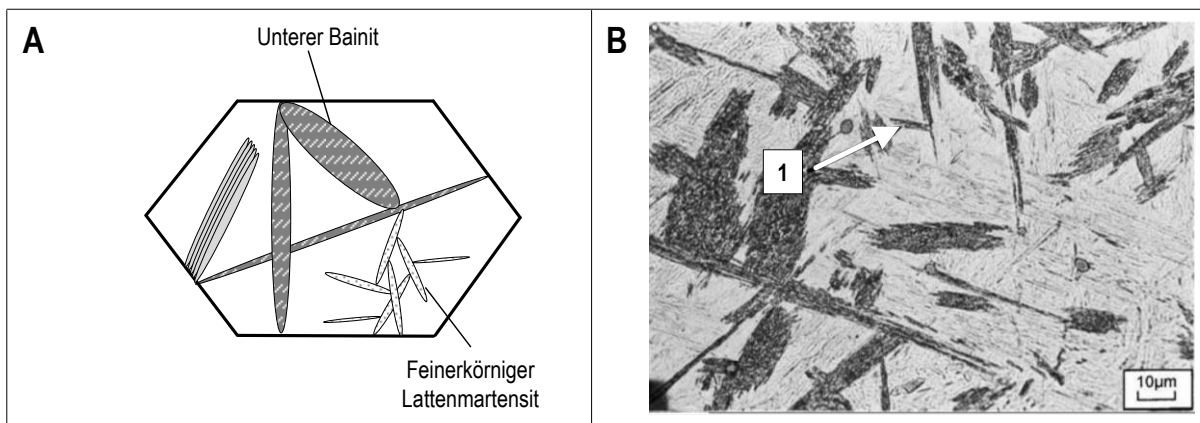


Abbildung 2.6-10 Lokalisation Martensitkristallisation im Austenit (A), Mikrofotografieaufnahme Lattenmartensit (B) [113]

2.6.4 Nadelferrit

Unter AF versteht man feinkörnige, an NME gebildete, chaotisch angeordnete Ferritkörner, welche aufgrund der Hall-Petch-Beziehung (Abschnitt 2.3.5) hohe Festigkeit und Duktilität, bzw. Zähigkeit ineinander vereinen. Die Abbildung 2.6-11 illustriert den Rissverlauf eines vorwiegend nadelferritischen Gefüges gegenüber einem Mikrogefüge, welches eher gerichtete Strukturen aufweist. Das ständige Umlenken des Risses und die vielen Korngrenzen erschweren eine Rissausbreitung erheblich. [19], [20], [113], [125]

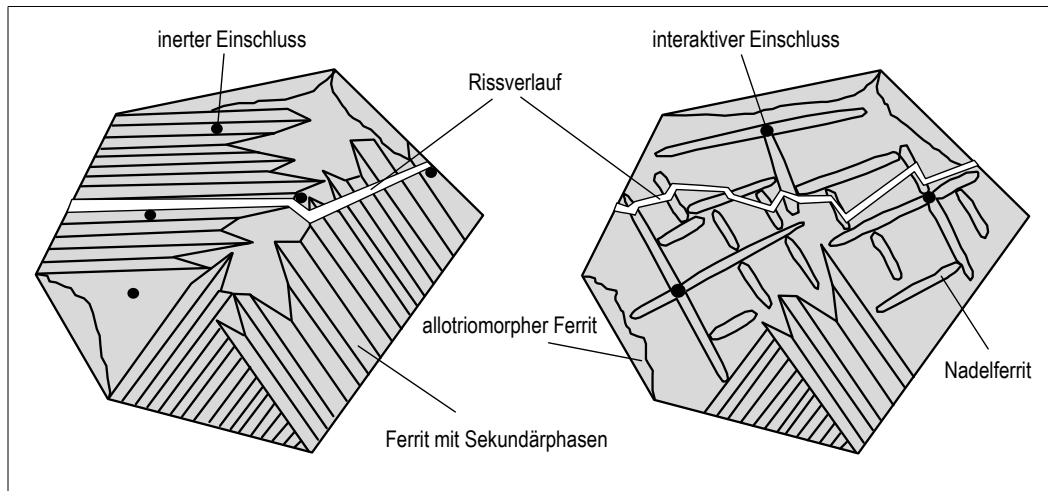


Abbildung 2.6-11 Wirkung erhöhter AF-Gehalte auf das Rissverhalten [125]

Vergleicht man die mit nadelferritischem Mikrogefüge erzeugbaren Schweißguteigenschaften (Abbildung 2.6-12) mit den Anforderungen gängiger Stähle (Tabelle 2.2-2), wird die Bedeutung vergangener und aktueller wissenschaftlicher Arbeiten zum Verständnis und Optimierung der AF-Keimbedingungen klar. Die Bildung von AF wurde schon 1957 von Aaronson und Wells [126] entdeckt, jedoch noch nicht als solche deklariert. Ab den frühen 1970er Jahren stieg die wissenschaftliche Aktivität zum Thema AF stark an. [126], [128-136]

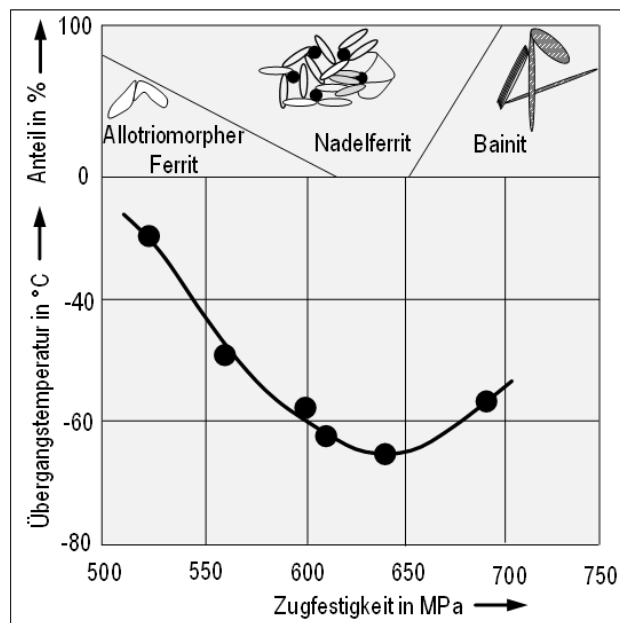


Abbildung 2.6-12 Nach [127] erreichbare Schweißguteigenschaften durch unterschiedliche Ferritmorphologien

Neben Bhadeshia (z. B. [20], [137]), Evans (z. B. [22], [133-135], [138]), Thewlis (z. B. [113], [139]) und Grong (z. B. [92], [93]) gibt es zahlreiche Veröffentlichungen zum Thema der AF-Keimstabilisierung und Wachstum, sowie zu praktischer Umsetzung mittels unterschiedlichen Legierungssystemen. Über die Schweißzusatzwerkstoffentwicklung hinaus gab und gibt es Anstrengungen, AF in Stählen zu erzeugen. [57], [140-142]

Über die Bedingungen zur Erzeugung von AF ist man sich über die Jahre mehr oder weniger einig geworden. Es sind folgende Randgrößen für die AF-Bildung maßgeblich [92], [143-146]:

- Abkühlgeschwindigkeit,
- Austenitkorngröße,
- Chemie der Legierung,
- Art der NME.

Da sich die Bildungstemperaturen des AF unterhalb des allotriomorphen Ferrits befinden, ist davon auszugehen, dass es sich um eine weniger diffusionsgesteuerte Umwandlung handelt. Aus diesem Grund kann neben einer erhöhten Abkühlrate auch ein verhältnismäßig grobes austenitisches Ausgangsgefüge (lange Diffusionswege, wenige Keimstellen für allotriomorphen Ferrit) die AF-Bildung begünstigen. Aufgrund des Umstandes, dass Legierungselemente wie z. B. Mn und Ni die Diffusionsbewegungen des C behindern, kann mit entsprechenden Elementen eine Bildung von AF unterstützt werden. Den stärksten aller genannten Einflüsse auf die AF-Bildung haben die in der Matrix eingebetteten NME (Abbildung 2.6-13). Nichtmetallische Einschlüsse kommen oftmals nicht als alleiniges reines Oxid wie z. B. MnO, sondern vielmehr als komplexe Oxide vor. Wie in Abschnitt 2.5.2 ausführlich beschrieben, kristallisieren Oxide im Zuge der Stahlabkühlung affinitätsbedingt. Im Verlauf der Ausscheidungssequenzen wirken primär ausgeschiedene Oxide als Keimstellen für später kristallisierende. Es entstehen Schichten von übereinander angeordneten Oxiden, Oxisulfiden, Sulfiden, Karbiden und Nitriden. Nicht alle Einschlüsse fördern die Bildung von AF als Nuklein. In der Literatur ist man sich oftmals nicht einig, welche Einschlüsse als interaktiv bzw. aktiv (AF-Bildung) und welche als inert (keine AF-Bildung) wirken. [20], [129], [137], [138], [143], [146], [147]

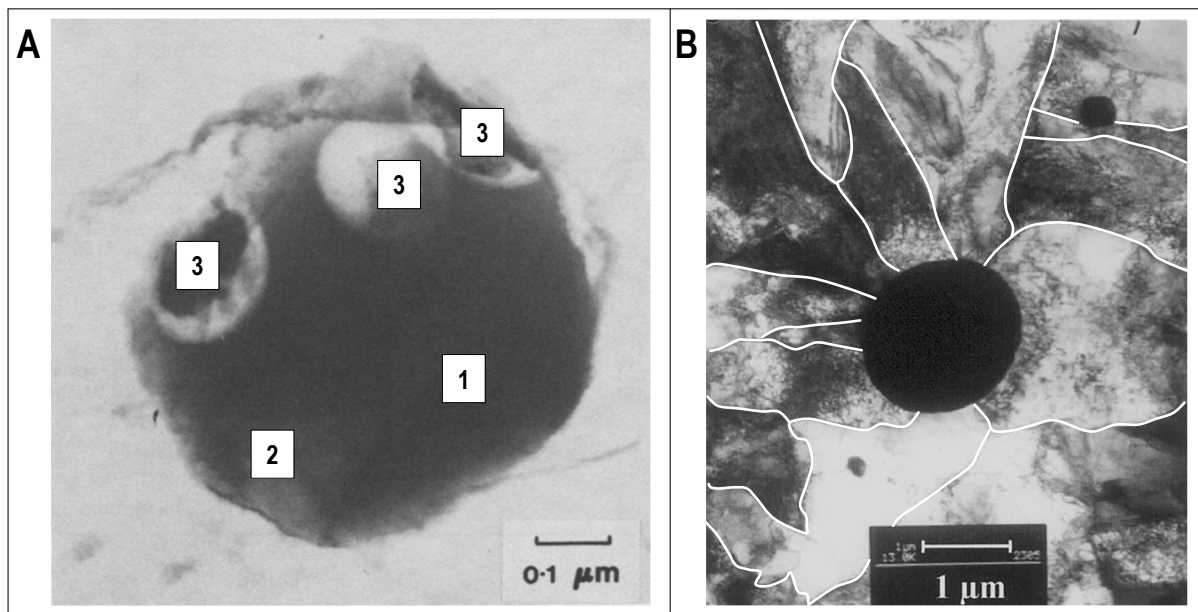


Abbildung 2.6-13 REM-Aufnahme eines Oxides komplexer Zusammensetzung; 1 = reich an Al, Mn, Ti, Si; 2 = reich an Ti; 3 = reich an Cu, S (A); TEM-Aufnahme eines interaktiven Oxids (B) [147]

Als besonders epitaktisch wirksamer Nukleus (Abschnitt 2.4) haben sich Oxide mit an der Oberfläche befindlichen Verbindungen vom Typ TiO_x , $(TiMn)O_x$, MnS und TiN erwiesen. [143], [146], [148], [149] Einig ist man sich auch über die inaktiven Einschlussflächen vom Typ SiO_x , Al_xO_x , VC, $(MnSi)O_x$, $(MnAl)O_x$. [143], [148], [150], [151]

Die epitaktische Wirkung von TiO_x wird der nur sehr gering unterschiedlichen Gitterkonstante zwischen TiO_x und dem AF zugesprochen (wenig Kristallisationsenergie benötigt), ist jedoch nach wie vor Gegenstand zahlreicher Veröffentlichungen und Diskussionen. Bisher wird der alleinige epitaktische Ansatz des Titanoxides eher bei höheren Ti-Gehalten im Schweißgut ($\approx 0,07 \text{ Ma}\%$) vermutet. Bei geringen Ti-Gehalten wird neben der günstigen Gitterstruktur des Titans ein differenzierter Effekt zur Keimstabilisierung diskutiert. In unmittelbarer Nähe der NME findet eine Verarmung von O-affinen Elementen statt. Untersuchungen haben gezeigt, dass eine von Mn verarmte Zone bei relativ geringen Ti-Anteilen im Oxid die AF-Bildung stark fördert. Dies ist bei Gehalten von ca. 1,5 bis 2,0 Ma% Mn und 0,003 - 0,007 Ma% Ti besonders gut zu beobachten. In wissenschaftlichen Veröffentlichungen wird die Ursache der AF-stabilisierenden depended zone zweigeteilt. Zum einen wird durch die Mn-Verarmung das Metallgitter um den Einschluss lokal weniger stark verzerrt (G_c), eine AF-Bildung benötigt weniger Energie (Abschnitt 2.4, Formel (17)). Zum anderen wird die Ferritbildungstemperatur mit weniger Mn lokal erhöht. Der Konzentrationsunterschied von der depended zone zum Metallgitter muss ausreichend groß sein damit die beschriebenen Wirkungen AF-keimstabilisierend wirken können. [20-22], [90], [152-158]

Große Oxide haben eine starke, positive Wirkung auf die Bildung von AF. So sind große Oxide stets aktiver als kleinere Oxide, vergrößern jedoch auch die AF-Korngröße erheblich. [92], [129], [136], [143], [146]

Untersuchungen von [159] ergaben eine optimale Oxidgröße für möglichst feinkörnigen AF von ca. $1 \mu\text{m}^2$ im Durchmesser. Außerdem wurde nach [160] dargestellt, dass schon 10 interaktive Oxide in $10 \mu\text{m}$ breiten Austenitkörnern sehr gute Keimbedingungen schaffen. Mehr Oxide würden das Austenitkornwachstum zu sehr einschränken („pinning effect“) und damit die Keimbedingungen zugunsten des allotriomorphen Ferrits verschieben. [159], [160]

Als sehr effektive Strategie hat sich das Mikrolegieren mit Ti und B erwiesen. Bor segregiert hierbei an den ehemaligen Austenitkorngrenzen und verringert somit die potenzielle Energie, beispielsweise für den allotriomorphen Ferrit so stark, dass seine Kristallisation fast gänzlich unterdrückt werden kann.

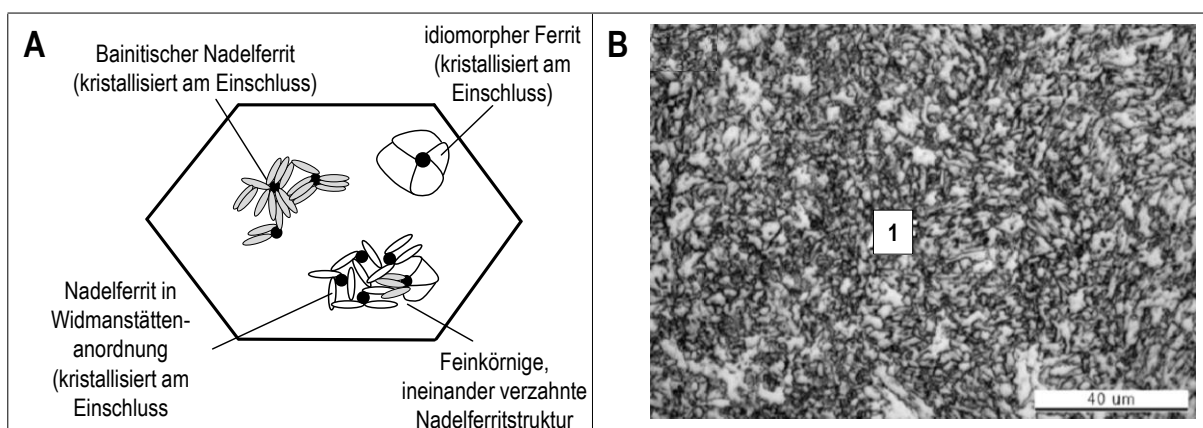


Abbildung 2.6-14 Lokalisation AF-Kristallisation im Austenit (A), Mikrogefügeaufnahme AF (B) [113]

Damit B zur Austenitkorngrenze diffundieren kann, muss der freie N durch Ti weitestgehend abgebunden werden. Laut der Literatur sind optional verschiedene Ti- und B-Anteile wirksam, um diesen Effekt zu erzielen. Nach [22] müssen relativ hohe B-Gehalte ($0,0045 \text{ Ma}\%$) bei geringen Ti-Gehalten ($0,02 \text{ Ma}\%$)

und geringere B-Gehalte (0,0025 Ma%) bei hohen Ti-Gehalten (0,07 Ma%) für eine optimale Ausnutzung der Legierungsstrategie im Schweißgut eingestellt werden. [22], [161]

Streitpunkt ist nach wie vor der Bildungsmechanismus und die korrekte Eingruppierung des AF innerhalb der bekannten Ferritarten. Diskutiert wird, ob es sich um eine bainitische- oder widmanstättenische Anordnung bzw. Bildung handelt. In einigen Fällen wird auch der an NME kristallisierende idiomorphe Ferrit als AF deklariert (Abbildung 2.6-14). Ein Indiz für die bainitische Bildungstheorie ist durch den Umstand gegeben, dass eine sympathetische Keimbildung des AF beobachtet werden kann. So wird der AF durch Bhadeshia als bainitische Struktur, welche sich ausschließlich intragranular an Einschlüssen bildet, deklariert. [20], [21], [113], [137], [143], [162]

2.7 Sekundärgefügebildung / MA-Partikel in Schweißgütern

Die Ferritbildung bedingt immer eine Diffusion von C in den Austenit (siehe Abschnitt 2.6). Diese C-Seigerungen verringern lokal die kritische Abkühlgeschwindigkeit der Martensitbildung und verschieben die Martensitstart- (M_s) und Martensitendtemperatur- (M_f) was zusätzlich zur Martensitbildung eine Stabilisierung von Restaustenit ermöglicht (siehe Abbildung 2.7-1). Dieser Zusammenhang (Bildung MA-Partikel) wurde schon in den 1970er Jahren in bainitischen Stählen beobachtet. Ab den 1980er Jahren kam es dann zu intensiven Forschungsaktivitäten auf dem Gebiet der MA-Partikel. Besonders die WEZ schweißgeeigneter Baustähle bildet MA-Partikel aus, welche die mechanisch-technologischen Eigenschaften dieser Bereiche erheblich beeinflussen können. In diesem Zusammenhang wird von lokalen, spröden Zonen (LBZ) gesprochen. Es wird davon ausgegangen, dass sich unter Kraffteinwirkung (z. B. durch Zugspannungen) zwischen LBZ Spannungsfelder ausbilden und diese dann zum Ablösen der MA-Partikel von der Matrix führen.

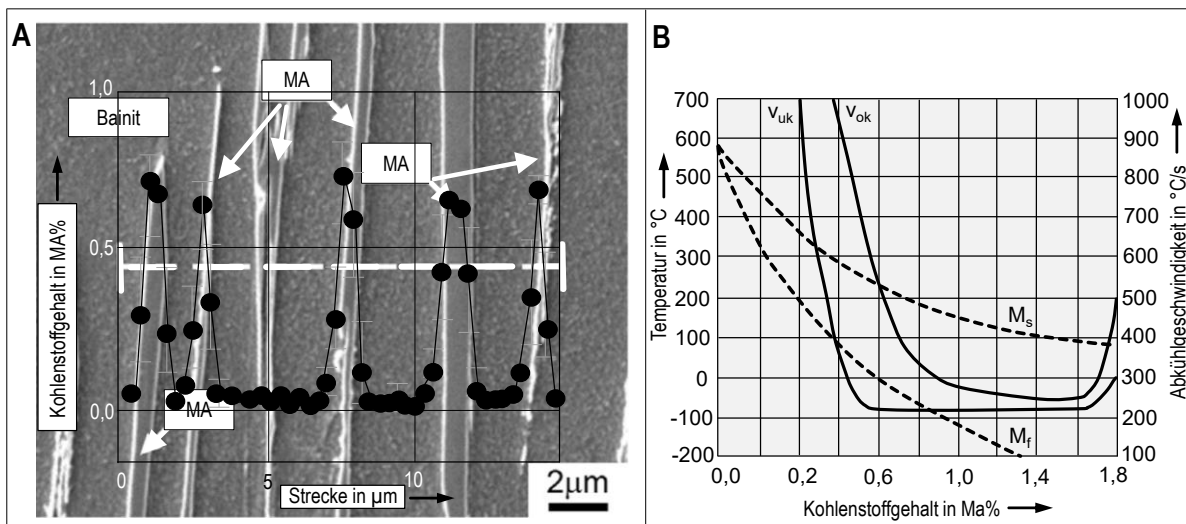


Abbildung 2.7-1 C-Profil Ferrit-MA-Partikel [163] (A), Start- Endtemperatur, sowie Änderung der kritischen Abkühlgeschwindigkeit der Martensitbildung aufgrund des C-Gehaltes (B) [75]

Es bilden sich Mikrorisse, welche sich unter 45° Orientierung zur Spannungsachse verbinden und zum Versagen des Werkstoffs führen (Abbildung 2.7-2 A). Besonders die ertragbare Kerbschlagarbeit und die Zähigkeitswerte aus CTOD-Versuchen werden durch LBZ merklich verringert. [20-22], [26-28], [75], [163-169]

Untersuchungen von Hanus [170] zeigen, dass mit steigenden Restaustenit-Gehalten (RA) in der GK-WEZ von schweißgeeigneten Baustählen die ertragbaren Kerbschlagarbeiten merklich abnehmen. Wird der RA durch Tiefkühlung (flüssiger N) in Martensit umgewandelt, so verringern sich die ertragbaren Kerbschlagarbeiten nochmals. Ein Zusammenfassen des RA und Martensits zu MA-Partikel kann erfolgen, da sie nahezu äquivalente, negative Symptome provozieren, eine lichtmikroskopische Auswertung wird hierdurch deutlich einfacher (Kontrastierung durch Le Pera Ätzung). [165], [170]

Je geringer die C-Gehalte im Stahl, desto weniger C kann sich in den LBZ sammeln, die Wahrscheinlichkeit für die Stabilisierung des Austenits und die Martensitbildung sinken ab. Ferritische Schweißgüter werden häufig mit geringeren C-Gehalten im Vergleich zu Stählen hergestellt, besitzen dafür oftmals höhere Legierungsgehalte an z. B. Ni, Mo u. a. [20], [22], [163], [172], [175]

Die in Abschnitt 2.5 erläuterten Vorgänge während der Primärkristallisation führen zu inhomogener Verteilung genannter Legierungselemente im Mikrogefüge. Diese stabilisieren den Austenit (z. B. Mn, Ni) und erhöhen die Wahrscheinlichkeit einer Martensitbildung durch die weitere Absenkung der kritischen Abkühlgeschwindigkeit (Behinderung der C-Diffusion) in den Seigerungszone bzw. an den Austenitkorgrenzen (Abbildung 2.7-2 B).

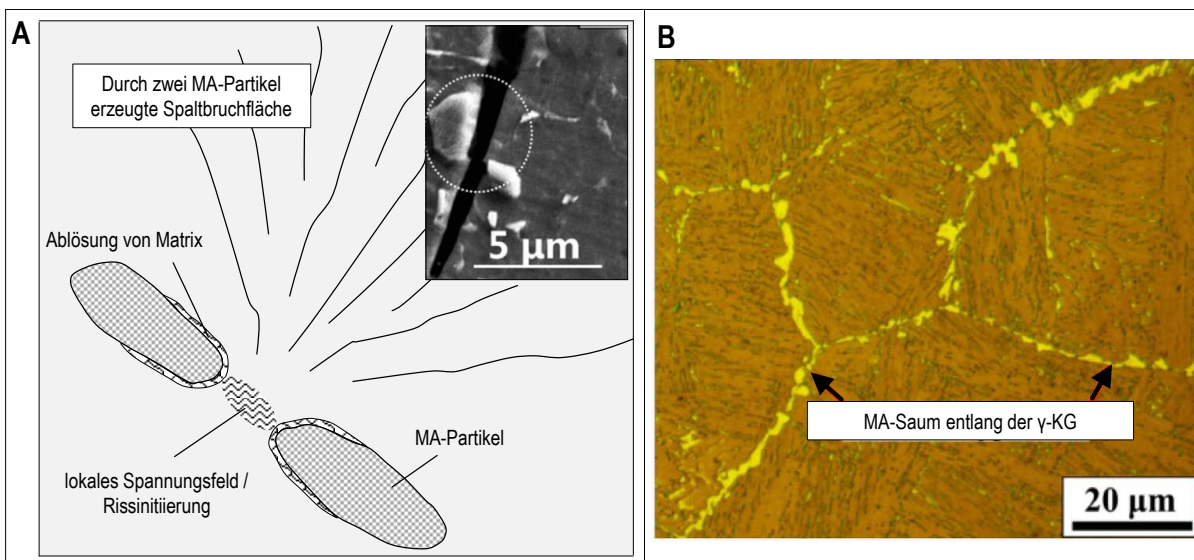


Abbildung 2.7-2 Durch MA-Partikel hervorgerufene „local brittle zone“ (A) [167], [169], [175], MA-Saum an ehemaliger Austenitkorgrenze (B) [171]

Besonders unter hoher Streckenenergieeinwirkung in der GK-WEZ und im Schweißgut sind, neben den ehemaligen Austenitkorgrenzen, auch die Zwischenräume der Ferritnadeln prädestiniert für C-Seigerungen und damit MA-Bildung. Bezüglich der MA-Bildung in bainitischen Stählen wurde erkannt, dass Si aufgrund seiner Unlöslichkeit in Fe_3C eine Diffusion weiterer C-Atome in den Zementitkeim verhindert (Diffusionssperre). Folglich steigt bei höheren Si-Gehalten der MA-Gehalt in diesen Stählen signifikant an. In Schweißgütern wird Si zur Desoxidation benötigt und man kann nicht gänzlich auf Si ohne Desoxidationsausgleich verzichten. Die negativen Zusammenhänge bzgl. der Ferritbildung und resultierenden MA-Bildung in EGS-Schweißgütern sind zwar bekannt aber bisher nicht intensiv untersucht worden. Aktuell wurde durch Kim [173] die erste Untersuchung vorgestellt, bei der eine feste MA-Partikelgröße (1 µm) als kritische MA-Größe in EGS-Schweißgütern ausgewertet wurde. Diese

Größenfestlegung erfolgte jedoch ohne vorherige Analyse und Bewertung der Größenverteilung im Mikrogefüge, besonders die der auf der γ -Korngrenze liegenden MA-Partikel. Außerdem erfolgte keine voll umfassende Reflexion zur ferritischen Matrix (lediglich AF) oder generell eine intergranulare Auswertung des Mikrogefüges. [20], [22], [27], [28], [53-55], [62], [99], [167], [169], [172], [173], [175]

2.8 Bewertungsmethoden ferritischer Schweißgutmikrogefüge

Insbesondere in Schweißgütern herrschen komplexe und häufig sehr unterschiedliche Abkühlbedingungen (Schmelzbadgröße, Anzahl Wärmezyklen usw.), welche im Verbund mit der Drahtelektrodenlegierung und dem O-Angebot (Schweiß-Schutzgas) signifikante Unterschiede im Gefüge provozieren. Ferrit kann je nach Kristallisationsort und Bildungstemperatur in der räumlichen Größe und Form variieren.

| Principal structure classification | Category terminology | | | Component structure description |
|---|----------------------|--------|---------|--|
| | Overall | Main | Sub | |
| Reconstructive transformations (diffusion controlled, with slow rates of reaction) | | | | |
| Ferrite | PF* | PF(GB) | PF(G)* | Grain boundary primary ferrite Allotriomorphic ferrite Polygonal ferrite Ferrite veins Polygonal primary ferrite non-aligned |
| | | | PF(NA) | Polygonal primary ferrite non-aligned |
| | | PF(I) | PF(I) | Idiomorphic ferrite |
| Pearlite | P* | P* | FC(P)* | Lamellar pearlite Degenerate pearlite Fine colony pearlite |
| | | | FC* | Ferrite-carbide aggregate |
| Displacive transformations (shear dominated, with rapid rates of reaction) | | | | |
| Widmanstätten ferrite | WF | WF(GB) | FS(A)* | Widmanstätten ferrite with aligned microphase Widmanstätten ferrite sideplates |
| | | | FS(NA)* | Widmanstätten ferrite with non-aligned microphase |
| | | WF(I) | FS(I) | Intragranular Widmanstätten ferrite sideplates |
| | | | FP(I) | Intragranular Widmanstätten ferrite plates |
| | | | AF* | Widmanstätten acicular ferrite |
| Bainite | B | B(GB) | FS(A)* | Bainitic ferrite with aligned carbide Bainite sheaves |
| | | | FS(NA)* | Bainitic ferrite with non-aligned carbide |
| | | | FS(UB)* | Upper Bainite |
| | | | FS(LB)* | Lower bainite |
| | | B(I) | FS(I) | Intragranular bainite sheaves |
| | | | FP(I) | Intragranular bainite plates |
| | | | AF* | Bainitic acicular ferrite |
| Martensite | M* | M* | M(L)* | Lath martensite |
| | | | M(T)* | Twin martensite |

*Retained IIW terminology.

Abbildung 2.8-1 Einteilung der ferritischen Mikrostruktur [113]

So existieren schon sehr frühe Untersuchungen des Schweißgutmikrogefüges, welche in den 1970er Jahren zur ersten Einteilung von Ferritarten führten. Gleichzeitig wurde erkannt, dass möglichst kleine, chaotisch ausgebildete Ferritkörner beste mechanisch-technologische Eigenschaften sicherstellen. Diese Ferritstruktur wurde als acicular ferite (dt. Nadelferrit) bezeichnet und ihre Entdeckung zog eine Vielzahl von wissenschaftlichen Untersuchungen zur Schweißgutmikrostruktur nach sich (Abschnitt 2.6.4). Gerade in frühen Veröffentlichungen sind sehr unterschiedliche und nach heutiger Sicht unvollständige Bewertungsmaßstäbe verwandt worden, sodass viele Untersuchungsergebnisse nicht oder nur sehr eingeschränkt miteinander vergleichbar sind. Beide derzeit verfügbaren Systeme zur Eingruppierung von Ferritarten wurden durch das International Institute of Welding [168] und basierend auf der Veröffentlichung von Thewlis [107] realisiert. Nur wenige Autoren verwenden eines der beiden Systeme (z. B. [22], [29], [30]).

Im Grunde wird die Eingruppierung der Ferritarten gemäß dem Entstehungsmechanismus der unterschiedlichen Mikrogefügearten in [113] vorgenommen (Abbildung 2.8-1). Zunächst wird danach unterschieden, ob es sich um diffusionsgesteuerte Umwandlungen (Ferrit, Perlit) oder um zunehmend diffusionslose Umwandlungen (Widmanstätten Ferrit, Bainit, Martensit) handelt. Die sich hieraus ergebenden fünf Hauptgruppen („Overall Category“) werden weiterhin nach ihrem Entstehungsort (ehemalige Austenitkorngrenze oder im ehemaligen Austenitkorn) unterschieden („Main Category“). Zusätzlich erfolgt eine weitere Unterordnung („Sub Category“) der einzelnen Strukturen in individuelle Ausbildungsformen, so z. B. WF mit gerichteten Sekundärphasen FS(A) oder nicht gerichteten Sekundärphasen FS(NA). Zur Bestimmung des Mikrogefüges an zu untersuchenden Proben wird ein Mikroschliff angefertigt und anschließend mit Nital (alkoholische HNO₃) geätzt, hierdurch wird die Mikrostruktur sichtbar gemacht. Die anschließende Identifizierung und Einteilung der Mikrostruktur nach Abbildung 2.8-1 erfolgt unter Zuhilfenahme eines erstellten Schemas (Abbildung 2.8-2). Nach dieser Anleitung werden Fotoaufnahmen der Mikrostruktur unter einem Auflichtmikroskop bei 500-fach optischer Vergrößerung ausgewertet. Analysiert wird das Gefüge an Schnittpunkten, welche durch gleichmäßig über die Vergrößerung verteilte, vertikale und horizontale Linien aufgebracht wurden. Der Prozess zur Bestimmung der Mikrostruktur nach [113] und [174] stellt sich als vergleichsweise aufwendig dar. Weiterhin ist die sehr vielschichtige Einteilung der unterschiedlichen Gefügearten zwar akademisch korrekt, jedoch stellt sich die Frage, ob für eine Bewertung der mechanisch-technologischen Eigenschaften der observierten Mikrogefüge eine solch detaillierte Einteilung erforderlich ist. Mit der beschriebenen Technik ist keine Separierung und Bewertung der MA-Partikel in ferritischen Schweißgütern möglich, was nach heutigen Gesichtspunkten unbedingt für eine mikrostrukturelle Charakterisierung langsam abkühlender, ferritischer Schweißgüter erforderlich wäre. Eine verhältnismäßig simple, lichtmikroskopische MA-Auswertung wird in der Literatur auf einige wenige Parameter wie relativer Flächenanteil (in %) und Flächendichte (in 1/mm²) gestützt, häufiger wird mit dem Rasterelektronenmikroskop die Form und Chemie der MA-Partikel untersucht. Es liegt nahe, dass eine Beschreibung der MA-Morphologie, besonders im Zusammenhang der ferritischen Matrix und der mechanisch-technologischen Eigenschaften, eine tiefgreifende Beschreibung nötig machen könnte als bisher geschehen. [20], [22], [24], [25], [28-30], [163], [164], [167-173]

3 Eigenschaftsbezogene mikrostrukturelle Charakterisierung

3.1 Inter- und Intragranulare Bewertung von Matrix und MA-Partikel

Nach den vorhergegangenen Kapiteln muss die Verteilung der Legierungselemente nach der Erstarrung der EGS-Schmelze inhomogen sein. Elemente wie z. B. Mn, Mo, Ti, Si, B oder Ni können zwischen den Stengelkristallen oder in der Schweißgutmitte angereichert, bzw. in Oxiden gebunden werden und beeinträchtigen das Umwandlungsverhalten erheblich. Da die Ferritbildung langsam abkühlender Schweißgüter oftmals an den austenitischen Korngrenzen beginnt, kann unter der Wirkung großer Streckenenergie ein grobes, mit MA-Partikeln durchsetztes, ferritisches Gefüge entstehen.

Mit Hilfe unterschiedlicher Legierungsvarianten ist es möglich, das Gefüge und damit die Eigenschaften von Schweißgütern signifikant zu verändern. So kann im Allgemeinen z. B. die Festigkeit durch Bainit, die Bruchdehnung durch proeutektoiden Ferrit und die Zähigkeit durch AF beeinflusst werden (Abbildung 2.6-10). Es bedarf des Wissens über die Wirkung der Legierungselemente auf das Mikrogefüge, um eine Balance der Eigenschaften für bestimmte Anforderungen (Tabelle 2.2-2) erreichen zu können. Es müssen die geforderten Werte reproduzierbar und in der schweißtechnischen Praxis (Schweißverfahrensprüfungen, Elektrodenzulassungen) valide sichergestellt werden. Für langsam abkühlende ferritische Schweißgüter existiert eine solche eigenschaftsbezogene, mikrostrukturelle Charakterisierung für die Auswahl geeigneter Legierungszusammensetzungen bisher nicht.

Die hier vorgestellten Arbeiten basieren auf der Idee, eine Einteilung des Mikrogefüges nach korngrenzenaktiven, intergranularen und korngrenzeninaktiven, intragranularen Gefügearten vorzunehmen. Es soll hiermit erreicht werden, eine Bewertung der bekanntermaßen seigerungskritischen Zonen im Mikrogefüge vornehmen zu können und feinkörnigen Strukturen (z. B. AF) gegenüber zu stellen. Die Einteilung der mittels Auflichtmikroskopie observierten, ferritischen Matrix soll zu diesen Zweck gemäß Tabelle 3.1-1 erfolgen. Gänzlich neu ist die Einführung einer Zusammenfassung der im Allgemeinen als ungünstig erachteten, korngrenzenaktiven Ferritarten zur Kenngröße α_{GB} . Sie soll einen inversen Parameter zum AF darstellen und eine Beurteilung der ehemaligen Austenitkorngrenze erlauben (nachfolgend Korngrenzenaktivität genannt). Entgegen der aus der Literatur bekannten grundsätzlichen Wirkung einzelner Ferritarten auf die mechanisch-technologischen Eigenschaften sind Daten zu kritischer Verteilung, Abmessungen oder Form von MA-Partikeln im langsam abkühlenden, ferritischen Schweißgut nicht verfügbar. Als gewisser Standard hat sich in der Fachliteratur durchgesetzt, den relativen, gemittelten Flächenanteil der MA-Partikel in Mikroschliffen, hier als MA-FA bezeichnet auszuwerten. In einer Quelle wird auch die Flächendichte, hier mit MA-FD bezeichnet der MA-Partikel beschrieben und damit eine statistische Kennzahl zur Bewertung der Verteilung genutzt. Diese beiden Werte sollen bei der hier entwickelten Auswertemethode erhalten bleiben (Tabelle 3.1-2). Beide Werte nutzen Daten aller auf einem Mikroschliffbild abgebildeter MA-Partikel und erlauben keine Separierung in den intergranularen- oder intragranularen Typ.

Tabelle 3.1-1 Einteilung der ferritischen Matrix bzgl. eigenschaftsbezogener mikrostruktureller Charakterisierung

| Ferritmorphologie aus Abschnitt 2.6 | Abkürzung | Zusammengefasste Gruppen |
|---|---|--------------------------|
| intergranularer Ferrit, allotriomorpher Ferrit, primärer Ferrit, proeutektoider Ferrit, Korngrenzenferrit, polygonaler Ferrit | PF(G), GBF, GB(PF), ATF, PF(NA), F, PF | PF(GB) |
| intragranularer Ferrit, idiomorpher Ferrit, polygonaler Ferrit | PF(I), I(PF), F, IDF, PF | PF |
| Ferrit-Karbid Aggregate | FCA, FC | FCA |
| Perlit | P, FCP, FC, FCA, | |
| Nadelferrit (idiomorpher-, bainitischer-, widmanstätten Nadelferrit) | AF, B-AF, WF-AF, I(PF) | AF |
| intergranularer Widmanstättenferrit (primär, sekundär) | WF, FS(SP), FSA(MAC), FS(A), GB(WF), FS | FS(GB) |
| intergranularer, oberer Bainit (primär, sekundär) | FS(B), FS(UB), FSA(MAC), FS(A), GB(B), B-FS(A) | |
| intragranularer Widmanstättenferrit (primär, sekundär) | I(WF), WF(I), IP, IFP, FS(I), FP(I), WF-FP(I), FS | FS |
| intragranularer Bainit | I(B), FS(B), FS(UB), FSA(MAC), FS(A), B-FS(A) | |
| unterer Bainit | GB(B), I(B), B, LB | |
| Lattenmartensit, Lanzettmartensit | M, M(L) | LB/M |
| Korngrenzenaktive Ferritarten | α_{GB} | PF(GB), FS(GB) |

Um dies zu gewährleisten, soll eine neue Kenngröße eingeführt werden. Große, auf der ehemaligen Austenitkorngrenze liegende MA-Partikel sollen mit der kritischen MA-Partikelgröße ($MA_{krit.}$) als absoluter und relativer Flächenanteil dokumentiert und somit eine erstmals lokale Bewertung der intergranularen Bereiche hinsichtlich MA-Partikel ermöglichen (Tabelle 3.1-2). Es wird vermutet, dass die kritische Größe ab welcher davon ausgegangen werden kann, dass es sich um überwiegend intergranulare MA-Partikel handelt, neben der Chemie stark von den Abkühlbedingungen abhängig ist. Auf Grund dessen bedarf es für den hier ausgewählten Fall des EGS der Schaffung eines Grenzwertes auf Basis einer Referenz-, bzw. Basislegierung. Ein Vergleich, bzw. eine gesicherte Nutzung von $MA_{krit.}$ kann dann nur an Proben vorgenommen werden, welche unter möglichst ähnlichen Voraussetzungen (identische Abkühlgeschwindigkeit, Streckenenergie usw.) hergestellt wurden wie eben diese Referenzprobe.

Tabelle 3.1-2 Ausgewählte MA-Partikelparameter für eigenschaftsbezogener mikrostruktureller Charakterisierung

| MA-Parameter | Verwendete Abkürzung | Einheit |
|--------------------------------------|----------------------|-------------------|
| relativer MA-Flächenanteil | MA-FA | % |
| MA-Flächendichte bzw. MA-Dispersität | MA-FD | 1/mm ² |
| absolute, kritische MA-Partikelgröße | $MA_{krit., abs}$ | % |
| relative, kritische MA-Partikelgröße | $MA_{krit., rel}$ | % |

3.2 Experimentelles- bzw. legierungstechnisches Versuchskonzept

Um die in Abschnitt 3.1 beschriebene Charakterisierung der Mikrostruktur zur ermöglichen und gleichzeitig geeignete Schweißdraht-Schweiß-Schutzgaskombinationen für das EGS unter europäischen Anwendungsbedingungen zu eruieren, müssen möglichst unterschiedliche Mikrostrukturen erzeugt und mechanisch-technologisch geprüft werden (Tabelle 3.2-1).

Tabelle 3.2-1 *Versuchsplan eigenschaftsbezogener mikrostruktureller Charakterisierung*

| Versuchsbezeichnung* | Veränderung Mikrogefüge durch |
|--|--|
| 01-VM2MG-M21-15 | Referenzversuch |
| 02-588/1-M21-15 | gering Ti-B mikrolegiert |
| 03-588/1-C1-15 | gering Ti-B mikrolegiert, erhöhtes O-Angebot |
| 04-588/1-M20-15 | gering Ti-B mikrolegiert, verringertes O-Angebot |
| 05-588/1-M13-15 | gering Ti-B mikrolegiert, besonders verringertes O-Angebot |
| 06-588/1A2-M21-15 | mittel Ti-B mikrolegiert, geringer C-Gehalt |
| 07-781/1A1-M21-15 | gering Ti-B mikrolegiert, geringere Desoxidation durch Si, geringer C-Gehalt |
| 08-781/1A1-M20-15 | gering Ti-B mikrolegiert, geringere Desoxidation durch Si, geringer C-Gehalt, O-Angebot verringert |
| 09-781/B-M21-15 | stark Ti-B mikrolegiert, geringere Desoxidation durch Si, geringer C-Gehalt |
| 10-781/A-M21-15 | mittel Ti-B mikrolegiert, geringer C-Gehalt, erhöhter Mn-Gehalt, geringere Desoxidation durch Si |
| 11-781/A0.5-M21-15 | mittel Ti-B mikrolegiert, geringer C-Gehalt, erhöhter Mn-Gehalt, geringere Desoxidation durch Si, geringer Ni-Gehalt |
| 12-781/A0.0-M21-15 | mittel Ti-B mikrolegiert, geringer C-Gehalt, erhöhter Mn-Gehalt, geringere Desoxidation durch Si, kein Ni |
| 13-588/2-M21-15 | gering Ti-B mikrolegiert, erhöhter Ni-Gehalt |
| 14-588/2BA-M21-15 | mittel Ti-B mikrolegiert, geringer C-Gehalt, erhöhter Ni-Gehalt |
| 15-588/1B2-M21-15 | mittel Ti-B mikrolegiert, geringere Desoxidation durch Si, geringer C-Gehalt, erhöhter Mn-Gehalt, erhöhter Ni-Gehalt, erhöhter Mo-Gehalt |
| 16-781/C-M21-15 | stark Ti-B mikrolegiert, geringere Desoxidation durch Si, geringer C-Gehalt, erhöhter Ni-Gehalt |
| 17-781/B-M21-25** | wie 09, verdoppelte Streckenenergie, angepasster Grundwerkstoff |
| * fortlaufende Versuchsnummer-Drahtelektrode nach Tabelle 3.2-2-Schweiß-Schutzgas nach 3.2-3 | |
| ** Blechdicke 25 anstatt 15 mm, Erhöhung der Streckenenergie | |

Folglich wird es nötig einen Referenzversuch (01) zu nutzen, um zunächst den mikrostrukturellen Urzustand vor jeglicher Modifizierung festzuhalten. Dieser erste Befund dient weiterhin der MA_{krit.}-Analyse und legt damit die MA-Partikelgröße fest, welche für die Vergleiche großer MA-Partikel auf der ehemaligen Austenitkorngrenze aller Derivate herangezogen werden wird. Für diesen ersten Schweißversuch wurde die Vertomax 2MG Fülldrahtelektrode des schwedischen Herstellers von Schweißzusätzen sowie Schweiß- und Schneidtechnik ESAB Welding & Cutting genutzt. Dieser Schweißzusatz wurde in den 70er Jahren für das EGS entwickelt (wesentliche Legierungselemente: Mn, Si, Ni, Mo) und wurde zuletzt im Großbehälterbau eingesetzt, seine Verwendung ist bis dato quasi unbedeutend geworden.

In den Abschnitten 2.6 und 2.7 wurden chemische Elemente genannt und erläutert, in welchem Rahmen sie zur Veränderung der Mikrostruktur beitragen können. Mit diesem Wissen wurde ein entsprechender Versuchsplan (Tabelle 3.2-1) aufgestellt (Blechdicke 15 und 25 mm). Bis zum Versuch Nr. 05 wurde mit geringer (02-05) oder ohne Mikrolegierung (01) gearbeitet, sowie das O-Angebot im Prozessraum durch Schutzgasvariationen (03-05) angepasst. Bei den Versuchen 06-09 kamen geringe bis hohe Mikrolegierungsgehalte (Ti, B), geringere Si- und C-Gehalte im Vergleich zur Referenz zur Anwendung. Insbesondere sollte die Wechselwirkung der Desoxidationselemente Si und Ti eine massive Varianz bezüglich MA-Partikel und AF in der Mikrostruktur provozieren. Die Versuche 10-12 sollten leicht erhöhte Mn-Gehalte bei mittlerer Mikrolegierung und geringen Si-Gehalten aufweisen. Vom Versuch 10 zu 12 sollte der Ni-Gehalt (Restchemie konstant) stufenweise abnehmen, um die kritische Abkühlgeschwindigkeit und Ausmaß der Seigerungszone zu reduzieren, sowie gegebenenfalls das Sekundärgefüge zu verändern. In den Versuchen 13-16 kamen sowohl erhöhte Legierungsgehalte von Ni und Mo (15), unterschiedliche Si- und Mikrolegierungsgehalte im Vergleich zur Referenz (Versuch 01) zum Einsatz. Diese Versuche sollten sich stärker von der Basis (01) absetzen und so eher das Auftreten von Zwischenstufe oder MA-Partikel aufgrund der höheren Legierungsanteile bewirken. Im letzten Versuch handelt es sich um die Wiederholung von Nr. 09 mit doppelter Streckenenergie (25 anstatt 15 mm Blechdicke) und angepassten, EGS-geeignetem Grundwerkstoff.

Tabelle 3.2-2 Zielanalysen der verwendeten Fülldrahtelektroden

| Elektrodenbezeichnung | Zielanalyse* in Ma% | | | | | | |
|--|---------------------|------------|-------------|-------------|-------------|--------------|---------------|
| | C | Mn | Si | Ni | Mo | Ti | B |
| Vertomax 2MG (VM2MG) | 0,09 | 1,5 | 0,50 | 0,7 | 0,15 | - | - |
| 588/1 | 0,09 | 1,5 | 0,50 | 0,7 | 0,15 | 0,015 | 0,0020 |
| 588/1A2 | 0,06 | 1,5 | 0,50 | 0,7 | 0,15 | 0,025 | 0,0025 |
| 781/1A1 | 0,06 | 1,5 | 0,25 | 0,7 | 0,15 | 0,015 | 0,0020 |
| 781/B | 0,06 | 1,5 | 0,25 | 0,7 | 0,15 | 0,06 | 0,0035 |
| 781/A | 0,06 | 1,7 | 0,25 | 0,7 | 0,15 | 0,020 | 0,0025 |
| 781/A0.5 | 0,06 | 1,7 | 0,25 | 0,35 | 0,15 | 0,020 | 0,0025 |
| 781/A0.0 | 0,06 | 1,7 | 0,25 | - | 0,15 | 0,020 | 0,0025 |
| 588/2 | 0,09 | 1,5 | 0,50 | 1,2 | 0,15 | 0,015 | 0,0020 |
| 588/2BA | 0,06 | 1,5 | 0,50 | 1,2 | 0,15 | 0,030 | 0,0030 |
| 588/1B2 | 0,06 | 1,8 | 0,30 | 1,0 | 0,30 | 0,025 | 0,0025 |
| 781/C | 0,06 | 1,5 | 0,25 | 1,2 | 0,15 | 0,06 | 0,0035 |
| * reines Schweißgut, MSG-Auftragschweißungen (5 Lagen) gemäß DIN EN ISO 6847 | | | | | | | |
| * DC+; 28-29 V; 290-310 A, Schutzgas M21; Stickout: 20 mm | | | | | | | |

In der Tabellen 3.2-2 sind die Zielanalysen gemäß der Ausführungen zur Tabelle 3.2-1 für die Herstellung der Drahtelektroden aufgeführt. In der Kombination mit dem entsprechenden Schweiß-Schutzgas nach DIN EN ISO 14175, ersichtlich in der Tabelle 3.2-3 und konstanter Grundwerkstoffchemie (Mischschweißgut), sollte die Schweißgutchemie einer breiten Varianz unterliegen.

Tabelle 3.2-3 *Verwendete Schweiß-Schutzgase nach DIN EN ISO 14175*

| Schutzgas DIN EN ISO 14175 | Ar-Gehalt in Vol.-% | CO₂-Gehalt in Vol.-% | O₂-Gehal in Vol.-% |
|---------------------------------------|----------------------------|--|--------------------------------------|
| 14175-C1 | 0 | 100 | - |
| 14175-M21 | 82 | 18 | - |
| 14175-M20 | 90 | 10 | - |
| 14175-M13 | 97 | - | 3 |

4 Versuchsaufbau und -durchführung

Neben den verwendeten Geräten und Technologien zur Erzeugung der Schweißproben wird in diesem Kapitel auch auf getätigte Vorversuche eingegangen.

4.1 Verwendete Schweißanlagentechnik und Schweißnahtvorbereitung

Unter der Verwendung einer ESAB Mini Vertomatic NC/W-Schweißmaschine, sowie des Schweißgleichrichters ESAB LAF 1250 DC (1250 A, 100 % ESD) wurden die Schweißungen Nummer 01 bis 16 erstellt (Abbildung 4.1-1 A).

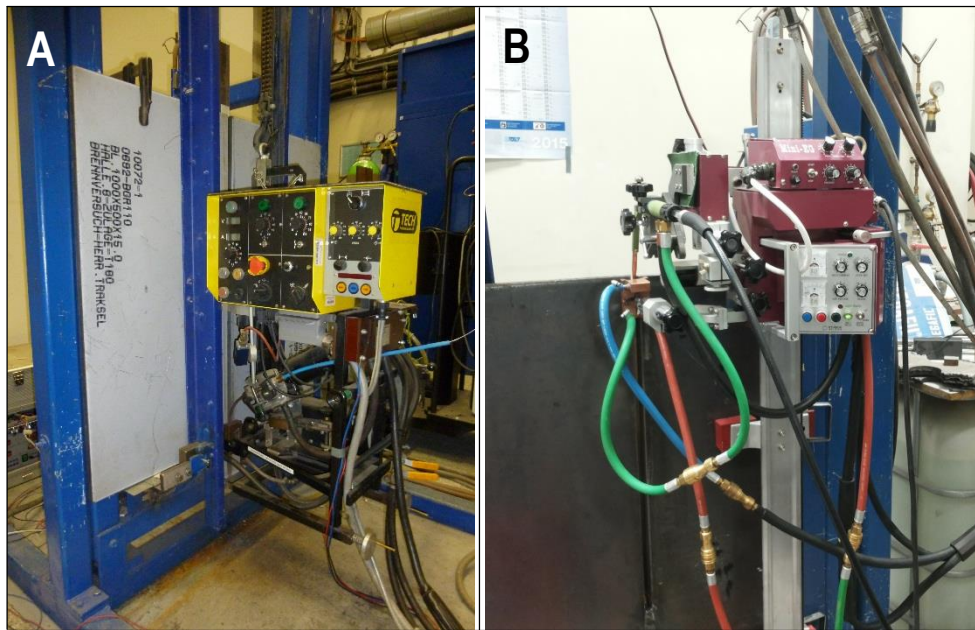


Abbildung 4.1-1 ESAB Mini Vertomatic NC/W (A), Hyundai MINI EG (B)

Diese verhältnismäßig schwere EGS-Anlagentechnik wird per elektrischem Kettenzug und Schienensystem am Versuchsblech entlang in vertikaler Richtung bewegt. Die Kühlung der Schweißmaschine und des Kupferschuhs wurde mit Hilfe einer Wasserpumpe (8 m³/h) und 1 m³ Wasser fassendem Wassertank realisiert. Ausschließlich die Versuchsnummer 17 wurde mit einer MINI EG Schweißmaschine der Firma Hyundai Schweißtechnik hergestellt (Abbildung 4.1-1 B).

Tabelle 4.1-1 Eigenschaften der genutzten EGS-Schweißmaschinen

| Eigenschaft | ESAB Mini Vertomatic NC/W | Hyundai MINI EG |
|---------------------------------|--|------------------------|
| Maschinenkennlinie | konstant Spannung, CV | |
| zulässiger Schweißstrom I_S | DC+, max. 550 A | DC+, max. 450 A |
| Messeinrichtung - I_S | Shunt, 60 mV / 1500 A - zusätzlich Hall-Sonde (extern) | |
| zulässige Schweißspannung U_S | max. 45 V | |
| Messeinrichtung - U_S | Voltmeter | |
| Messeinrichtung Drahtvorschub | Inkrementalgeber (extern) | |
| Schweißgeschwindigkeitsregelung | keine | Ja, Stickout- abhängig |
| geschweißte Versuche | 01 bis 16 | 17 |

Zu ihren wesentlichen Charakteristika zählen der neben dem Kupferschuh ebenfalls wassergekühlte Schweißrüssel (Stromkontaktrühr), ein Kühlwassertank von 30 l und die Fortbewegung entlang von Al-Schienen mittels Ritzelantrieb (DC-Motor) direkt an der Maschine. Außerdem besitzt die MINI EG eine automatische Schweißgeschwindigkeitsregelung (abhängig vom Stickout) und einen 600 A-Gleichrichter (100 % ESD) für die Bereitstellung des Schweißstroms. Beide Schweißmaschinen besitzen eine Pendleinrichtung, mit deren Hilfe das Stromkontaktrühr in Blechdickenrichtung bewegt werden kann. In der Tabelle 4.1-1 sind die wichtigsten Eigenschaften der beiden Schweißmaschinen aufgeführt.

Bei der Schweißnahtvorbereitung (Abbildung 4.1-2 A) wurde auf das autogene Brennschneiden mit Acetylen-Sauerstoff-Flamme und schienengestütztem Verfahrenswagen („Sekator“) zurückgegriffen (Abbildung 4.1-2 B). Die Nahtvorbereitung wurde direkt an das Blech gebrannt (V-Fuge), anschließend wurden die Nahtflanken geschliffen. Eine Sichtprüfung der Nahtvorbereitung wurde gemäß DIN EN ISO 9013 durchgeführt (Tabelle 4.1-2).

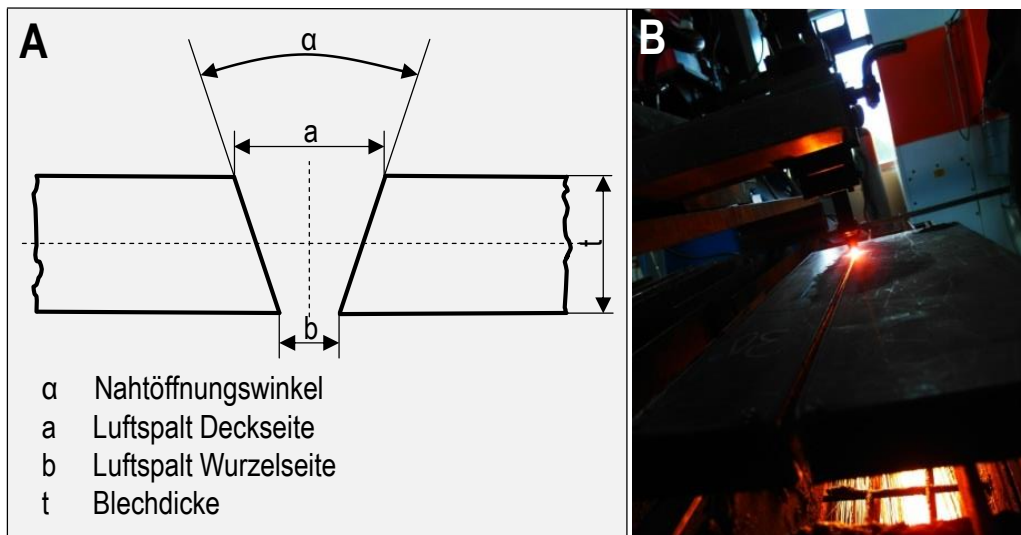


Abbildung 4.1-2 Maßbezeichnungen der verwendeten Schweißnahtvorbereitung (A), Autogenes Brennschneiden von Stahlblechen (B)

Die Zielvorgabe bezüglich der Nahtgeometrie betrug bei den Blechen für die Versuche Nummer 01 bis 16 einen Öffnungswinkel von 40° und ein Wurzelluftspalt von 6 mm. Für den Versuch Nummer 17 sollte ein Öffnungswinkel von 30° und Wurzelluftspalt von ebenfalls 6 mm eingehalten werden. Tatsächlich taten Fertigungstoleranzen in der Nahtvorbereitung, wie sie in Tabelle 4.1-2 dargestellt sind, der einheitlich 1000 mm langen Bleche auf

Tabelle 4.1-2 Übersicht bzgl. der Abweichungen bei der Herstellung der Nahtvorbereitung

| Eigenschaft | Versuche Nummer 01 bis 16 | Versuch Nummer 17 |
|------------------------------------|---------------------------|-------------------|
| α in ° | 38 bis 42 | 30 |
| a in mm | 16 bis 18 | 19 bis 20 |
| b in mm | 5 bis 7 | 6 bis 7 |
| t in mm | 15 | 25 |
| Nahtquerschnitt in mm ² | ca. 172 | ca. 317 |
| Nutbreite Kupferschuh in mm | 24 | 28 |

Die Abweichungen werden als unkritisch eingestuft und es wird davon ausgegangen, dass es zwar geringe Unterschiede bei den erreichten Streckenenergien gab (konstante Abschmelzleistung), jedoch der Unterschied zu gering für eine signifikante Beeinflussung des Ergebnisses ($t_{8/5}$ -Zeit Schweißgut) ist.

4.2 Versuchsstand, Vorversuche und schweißtechnologische Umsetzung

Alle Versuche fanden an einen hierfür vorgesehenen EGS-Versuchsstand am Lehrstuhl Fügetechnik bzw. am Fraunhofer IGP statt. Im Wesentlichen handelt es sich um ein Metallgestell, in dem die vorbereiteten Blechpaare (1000 x 1000 mm) eingespannt wurden. Im Vorfeld sind alle Blechpaare durch angeschweißte Haltebügel, sogenannte Knaggen ausgerichtet und mit einem Anlauf-, bzw. Startblech versehen worden. Bezüglich der zur Verwendung kommenden keramischen Schweißbadsicherung wurden umfangreiche Vorversuche durchgeführt. Eine für das Einseiten-EGS geeignete Schweißbadsicherung muss aufgrund der enormen thermischen Belastung verhältnismäßig dick und breit sein. Die Nut zur Nahtformung muss entsprechend groß ausgeführt werden und sollte zwingend eine halbrunde, keinesfalls trapezförmige Geometrie aufweisen. Als bestens geeignet hat sich die Badsicherung der Firma EST-Handels GmbH mit der Bezeichnung FKL-11/34/028/600 und den Außenmaßen von 600 x 34,5 x 9 mm, sowie den Nutmaßen von 18 x 1,5 mm erwiesen (Abbildung 4.2-1 C). Sie kam bei allen hier ausgeführten Schweißversuchen zur Anwendung.

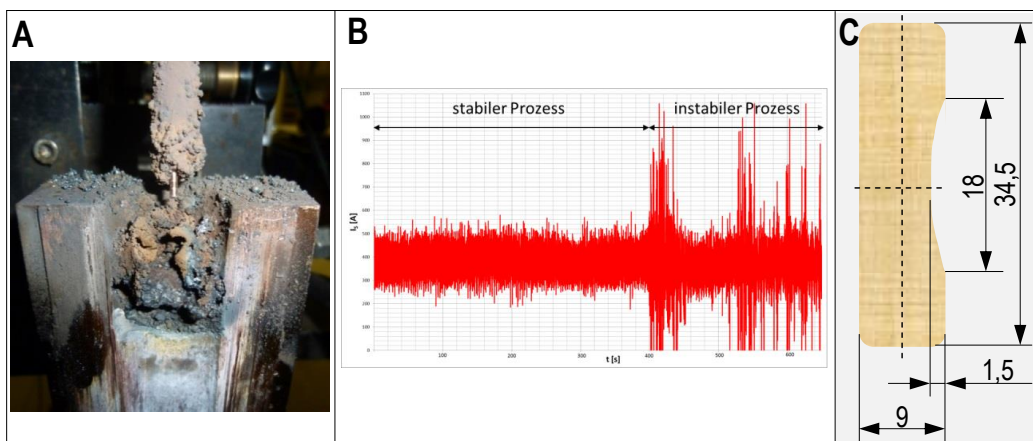


Abbildung 4.2-1 Starke Schlackebildung am Cu-Schuh (A), instabiler Prozess durch starke Schlackebildung (B), FKL-11/34/028/600 Keramikbadsicherung (C)

Weiterhin stellte sich im Vorfeld der Hauptversuche heraus, dass handelsübliche, schlackeführende, basische Fülldrähte mit Schlackebildneranteilen von 6 - 12 % für das Einseiten-EGS ungeeignet sind. Aufgrund der Tatsache, dass die auf der Stahlschmelze schwimmende Schlacke nur über die Kristallisation an dem Kupferschuh aus dem Prozessraum abgeführt werden kann, führt eine übermäßig dicke Schlackeschicht auf der Stahlschmelze zu Prozessinstabilitäten (Lichtbogenansatz wandert stark) und Abbruch der Schweißung. Exemplarisch wurde dies in der Abbildung 4.2-1 aufgeführt. Man erkennt eine starke Ansammlung von Schlacke an der Kupferschuhinnenseite nach Prozessstopp (A), gleichzeitig ist bei der zeitlich aufgelösten Schweißstromstärke zu erkennen, dass mit Beginn der Schlackeanhäufung eine Schwankung eintritt, was letztendlich zum Prozessabbruch führte (B). Aus dieser Erkenntnis heraus wurde die Verwendung der Vertomax 2MG-Schlackemenge (< 6 %) für einen stabilen Prozess und Legierungsvariation für alle Schweißversuche beibehalten.

Aufgrund der verwendeten Blechdicken von 15 mm der Versuche Nummer 01 bis 16 wird ein Drahtelektrodenpendeln in Blechdickenrichtung nicht notwendig, der Lichtbogen kann gemäß Abbildung 4.2-2 A eingestellt werden. Für den Versuch Nummer 17 wurden zur Vermeidung von Flankenbindefehlern 3 mm in Richtung der Wurzel gependelt (Frequenz 1 Hz). Eingestellt wurde eine Haltezeit in der Wurzel von 1 s und an der Deckseite von 2 s (Abbildung 4.2-2 B). Diese Einstellungen erwiesen sich bei Vorversuchen identischer Blechdicke als sehr sicher gegenüber dem Auftreten von Flankenbindefehlern.

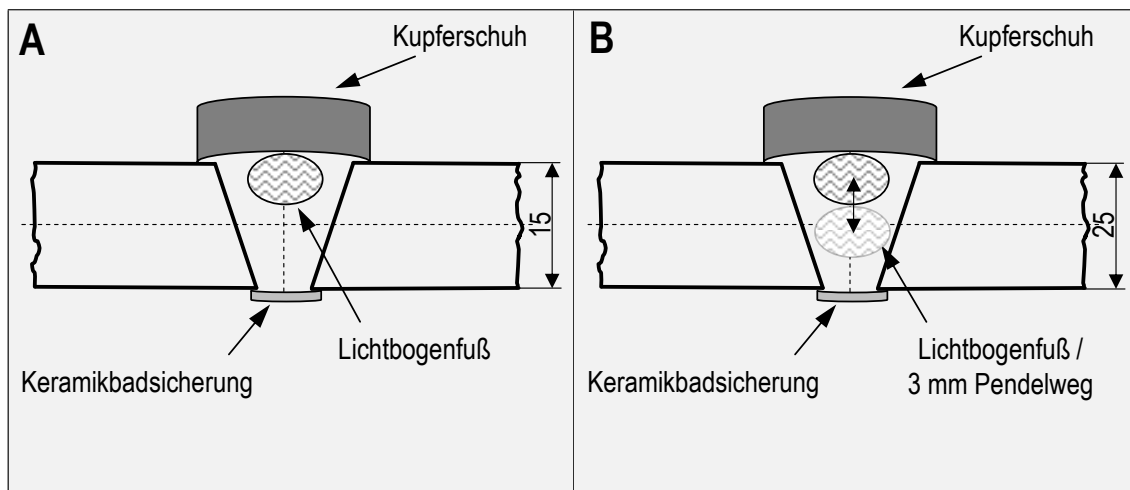


Abbildung 4.2-2 Einstellung Lichtbogenposition Schweißversuche 01-16 (A), Einstellung Lichtbogenposition Schweißversuch 17 (B)

Hinsichtlich geeigneter, stabiler Schweißparameter erfolgten umfangreiche Vorversuche, deren grundlegenden Erkenntnisse wurden in der Tabelle 4.2-1 extrahiert und kamen bei den durchgeführten Hauptversuchen zur Anwendung. Alle aufgezeigten Schweißparameter gelten unter Zuhilfenahme des Schweiß-Schutzgases M21 (82 Vol.-% Ar, 18 Vol.-% CO₂). Unter der Verwendung von Argon-reicheren Gasen muss die Schweißspannung teils stark verringert werden.

Tabelle 4.2-1 Stabile Schweißparameter unter C1- und M21-Schweiß-Schutzgas, Vorversuche

| Eigenschaft | t = 15 mm, M21 & C1 Schutzgas | t = 25 mm, M21 & C1 Schutzgas |
|-------------------------|-------------------------------|-------------------------------|
| Drahtvorschub in m/min | 11 | 12 |
| Schweißstrom in A | ca. 380 | ca. 400 |
| Schweißspannung in V | ca. 35 | ca. 37 |
| Stickout in mm | ca. 35 | |
| Drahtpendelung | nein | ja |
| Schutzgasstrom in l/min | 35 (alle Schutzgase) | |

Andernfalls kommt es aufgrund der lichtbogenphysikalischen Veränderungen bzw. veränderten elektrischen Leitfähigkeit der Lichtbogenstrecke [107], zu einer Lichtbogenlängenvergrößerung bis zum Stromkontaktrühr. Tritt dieser Fall ein, kann der Werkstofftransport der Drahtelektrode nicht gänzlich unter dem Schutz des Schweiß-Schutzgases erfolgen. Es treten ungleichmäßige Schweißparameter und Poren im Schweißgut auf. Eine stabile Schweißspannung muss zu je nach Abweichung des Argon Anteils von 82 Vol.-% (M21) zu Beginn der Schweißung durch Einstellungsvariation gefunden und über die gesamte Schweißlänge konstant gehalten werden. Hingegen konnten Vorversuche zeigen, dass das Schutzgas

mit erhöhten CO₂-Anteilen, bis zu 100 Vol.-% (C1) keinen negativen Einfluss auf die Lichtbogenlänge ausübt, es können identische Schweißspannungen wie mit M21-Schweiß-Schutzgas realisiert werden.

4.3 Schweißprobenherstellung

Folglich der Abschnitte 4.1 und 4.2 kam es zur Herstellung der Proben gemäß des Versuchsplanes (Tabelle 3.2-1). Wie vermutet erzeugten die Toleranzen der Nahtvorbereitung (Tabelle 4.1-2) innerhalb der Versuche 01 bis 16 (t = 15 mm) unterschiedliche Schweißgeschwindigkeiten und damit leicht unterschiedliche Streckenenergien (7,85 bis 8,12 kJ/mm).

Tabelle 4.3-1 Schweißparameter aller Schweißversuche

| Versuchsbezeichnung* | E _S * in kJ/mm | v _S in m/h |
|---|---------------------------|-----------------------|
| 01-VM2MG-M21-15 | 7,85 | 6,1 |
| 02-588/1-M21-15 | 7,98 | 6,0 |
| 03-588/1-C1-15 | 8,12 | 5,9 |
| 04-588/1-M20-15** | 7,87 | 6,0 |
| 05-588/1-M13-15*** | 6,72 | 5,8 |
| 06-588/1A2-M21-15 | 8,12 | 5,9 |
| 07-781/1A1-M21-15 | 7,85 | 6,1 |
| 08-781/1A1-M20-15** | 8,00 | 5,9 |
| 09-781/B-M21-15 | 7,98 | 6,0 |
| 10-781/A-M21-15 | 8,12 | 5,9 |
| 11-781/A0.5-M21-15 | 8,12 | 5,9 |
| 12-781/A0.0-M21-15 | 7,85 | 6,1 |
| 13-588/2-M21-15 | 7,98 | 6,0 |
| 14-588/2BA-M21-15 | 8,12 | 5,9 |
| 15-588/1B2-M21-15 | 8,12 | 5,9 |
| 16-781/C-M21-15 | 8,12 | 5,9 |
| 17-781/B-M21-25** | 12,84 | 4,2 |
| * E _S = (U _S · I _S) · v _S ⁻¹ ** U _S = 34,5 V aufgrund 90 Vol.-% Ar *** U _S = 28,5 V aufgrund 97 Vol.-% Ar | | |

Unter Nutzung der Schutzgase M13 und M20 musste jeweils die Schweißspannung für die Prozesssicherheit entsprechend der Vorversuche angepasst werden. Besonders das Schutzgas M13 sticht hier mit fast 20 % weniger Schweißspannung hervor und reduzierte die Streckenenergie signifikant. Das deutlich größere Nahtvolumen des Schweißversuchs 17 führte zu einer geringeren Schweißgeschwindigkeit gegenüber allen anderen Proben. Infolge dessen wuchs die Streckenenergie auf 12,85 kJ/mm um über 50 % an.

4.4 Untersuchungsprogramm

Das Untersuchungsprogramm richtet sich auf die Schweißgutmitte des Querschnittes einer jeden Schweißprobe. Es soll hiermit erreicht werden, dass alle ermittelten Werte miteinander vergleichbar sind und damit eine Korrelation zwischen der Schweißgutchemie, den mechanisch-technologischen Eigenschaften und dem vorherrschendem Mikrogefüge lokal ermöglicht wird. Es wurden alle Proben für die Untersuchungen zentrisch der Querschnittsfläche entnommen.

4.4.1 Untersuchungen der Schweißgut- und Grundwerkstoffchemie

Für die Untersuchung zur Schweißgutchemie kamen die optische Emissionsspektrometrie (OES) und die Trägergasschmelzextraktion (TSE) zur Anwendung.

Im Falle der OES wurde auf ein stationäres SPECTROMAXx (14 chemische Elemente ausgewertet) der Firma SPECTRO zurückgegriffen, für die TSE kam ein Galileo G8 der Firma Bruker (O-, N-Messungen) zur Anwendung.

Beide Verfahren wurden am Lehrstuhl Fügetechnik der Universität Rostock bzw. IGP durchgeführt. Es wurden alle Messungen (Querschnittsmitte) durch Referenzmaterialien validiert, jeweils 5 Messungen wurden durchgeführt und entsprechend statistisch ausgewertet.

Die Grundwerkstoffe wurde lediglich mit der OES in der Querschnittsmitte gemessen, da die zu erwartenden O und N-Gehalte und deren mögliche Beeinflussung der Schweißgutchemie als äußerst gering eingestuft wurden, wurde auf die TSE-Messung verzichtet.

4.4.2 Härteprüfungen des Schweißgutes

Im Falle der Härteprüfungen (Härteprüfmaschine Wolpert 432 SVD) wurde sich an das in der Qualifizierung von Schweißverfahren (WPQR) übliche Härteprüfverfahren nach Vickers HV10 gehalten (DIN EN ISO 6507). Als maschinenbauliches Standardprüfverfahren sind die Prüfungen am IGP durchgeführt worden und wurden mit einer Härtevergleichsplatte validiert. Auch hier wurden alle fünf Prüfungen in der Querschnittsmitte des Schweißgutes ausgeführt (vertikale Prüflinie) und statistisch ausgewertet.

4.4.3 Kerbschlagprüfungen des Schweißgutes

Zur Bewertung der Kerbschlagarbeit wurde entschieden, die Temperatur bei welcher noch 100 J Kerbschlagarbeit (T_{100J}) im Schweißgut auftritt zu bestimmen. Aus diesem Grund mussten die Arbeitswerte aus dem Kerbschlagversuch in einem Temperaturbereich von + 20 °C bis zu – 60 °C (Versuch 17: -20 bis -60 °C), abgestuft in 20 Schritten á jeweils 3 Proben ermittelt werden. Die Darstellung der Werte erfolgt gemäß der DIN EN ISO 148-1 in Kerbschlagbiegeübergangskurven, für die Ermittlung von T_{100J} kamen Interpolationskurven zur Anwendung. Der Hintergrund für die Wahl T_{100J} als Reverenz zu wählen bestand darin, die Ergebnisse dieser Arbeit mit denen von Evans [22] einordnen zu können. In der besagten Veröffentlichung wurden umfangreiche Legierungsvariationen unter zur Hilfenahme von T_{100J} -Übergangstemperaturen vorgenommen.

Die Versuche wurden nach DIN EN ISO 148, mit 10x10x55 mm V-Kerbproben (quer zur Walzrichtung entnommen) in einem Kerbschlagbiegependel der Firma WPM Leipzig (PSD 450, 450 J Nennarbeitsvermögen, 2 mm Radius Hammerfinne), unter Nutzung eines Silikonbades zur Temperierung, durchgeführt.

4.4.4 Längszugversuche des Schweißgutes

Für die Bestimmung der statischen Festigkeitswerte (Zugfestigkeit, Dehngrenze) und der Duktilitätswerte (Bruchdehnung, Brucheinschnürung) wurden je Schweißprobe zwei Längszugproben (Rundzugproben)

aus der Schweißgutmitte entnommen (Probenform: DIN 50125-B8x40) und mit Hilfe einer Zugprüfmaschine vom Typ Zwick/Reoll Z400E unter Einhaltung der DIN EN ISO 6892-1 geprüft.

4.4.5 Metallographische Untersuchungen

Im Vorfeld einer jeden metallographischen Untersuchung steht die Präparation der zu observierenden Fläche. Hierfür wurden die benötigten Mikroschliffe des Schweißgutes mit SiC-Papier feingeschliffen (bis P2500), mit monokristalliner Diamantensuspension poliert (bis $3\ \mu\text{m}$) und anschließend mit Oxidsuspension endpoliert (SiO_2 $0,05\ \mu\text{m}$). Nachfolgend wurde mit Nital (4 % HNO_3 in Ethanol) geätzt bzw. nach Auswertung der Matrix und erneutem Polieren nach LePera (2 % $\text{N}_2\text{S}_2\text{O}_5$ in Pikrinsäure) geätzt, sodass eine MA-Auswertung im gleichen Bereich des Schweißgutes möglich war (Position mit Härteeindruck markiert).

Die Analyse des Schweißgutgefüges wurde gemäß Abschnitt 3 an jeweils drei Fotoaufnahmen bei 500-facher Vergrößerung mit Hilfe eines Leica DM6000M Auflichtmikroskops durchgeführt. Zur Auswertung der Matrix kam ein Raster (Linienschnittverfahren) zur Anwendung. Die Gefügeanalyse erfolgt in den Auswertepunkten, welche sich durch Linienschnitte horizontaler und vertikaler Parallelen ergeben, entsprechend der vorliegenden Ferritmorphologie. Durch die Zuweisung einer Morphologie in jedem Bewertungspunkt (297 Punkte je Probe) wird das Gefüge quantitativ dargestellt.

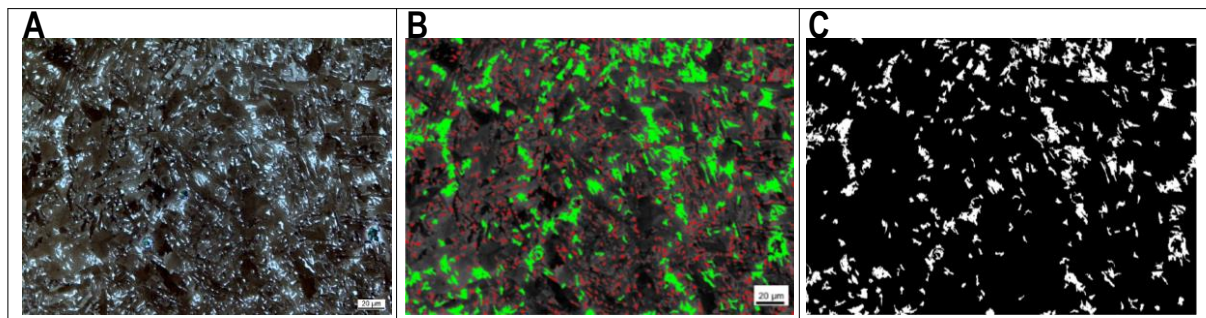


Abbildung 4.4-1 MA-Partikelanalyse: original Bildauschnitt (A), MA-Binarisierung $\geq 5\ \mu\text{m}^2$ (B), MA-Maskierung $\geq 5\ \mu\text{m}^2$ (C)

Um bei der Auswertung der MA-Partikel möglichst flexibel zu sein, wurde ein digitales Bildauswerteprogramm verwendet. Eine quantitative Auswertung der kontrastreichen Bilder (drei Stück, 500 fache optische Vergrößerung) wird softwaretechnisch über eine Segmentierung anhand von Graustufenauswertung und anschließender morphologischer Operationen realisiert. Hiermit sind sämtliche MA-Ausgabeparameter gemäß Abschnitt 3.1 möglich, die Auswertefläche betrug je Probe jeweils $0,165\ \text{mm}^2$ (Abbildung 4.4-1).

Identische Technik wurde ebenso genutzt, um ausgewählte Proben hinsichtlich ihrer Oxideinschlüsse zu untersuchen. Zu diesem Zweck wurden die endpolierten Proben mit jeweils fünf vergrößerten Aufnahmen (1000-fach) analysiert und statistisch ausgewertet, die Gesamtauswertefläche betrug hierbei jeweils $0,073\ \text{mm}^2$ je Probe.

Neben den beschriebenen lichtmikroskopischen Untersuchungen wurden ausgewählte Proben mit dem Rasterelektronenmikroskop (REM) und der energiedispersiven, Mikrobereichs-Röntgenspektrometrie (EDX) untersucht, bzw. analysiert. Hierzu kam ein REM der Firma JOEL vom Typ JSM-IT100 mit

Sekundär- und Rückstreuerelektronen- Detektoren (Primärspannung max. 20 kV) zur Anwendung. Bei dem EDX-Detektor handelt es sich um einen Dry SD25 (Arbeitsabstand 10 mm), welcher ebenfalls von der Firma JOEL stammt und alle Elemente von Beryllium bis Uran detektieren kann, die Energieauflösung beträgt weniger als 129 eV. Als Untersuchungsgegenstände wurden die identischen Mikroschliffe verwendet, welche auch für die Quantifizierung des Matrix-Mikrogefüges (Nital geätzt) Verwendung fanden. Neben MA-Partikeln wurden NME in der Matrix hinsichtlich ihrer chemischen Zusammensetzung untersucht. Hierfür wurden ausschließlich aktive Einschlüsse (10 je Probe), d. h. solche, an denen AF kristallisiert analysiert. Es wurde die maximal mögliche Fläche der NME analysiert und jeweils 150 Rasterungen der Flächen für die Analysen ausgewertet.

5 Ergebnisse

Nachfolgend werden alle Ergebnisse der untersuchten Proben (Versuche 01 bis 17) in der Reihenfolge des Untersuchungsprogramms dargelegt.

5.1 Schweißgut- und Grundwerkstoffchemie

Eine Zusammenfassung der chemischen Analysen der eingesetzten Grundwerkstoffe ist der Tabelle 5.1-1 zu entnehmen, alle Einzelwerte sind im Anhang dieser Arbeit hinterlegt.

Tabelle 5.1-1 Ergebnisse bzgl. der Grundwerkstoffchemie

| Analyse in Ma% | Grundwerkstoffbezeichnung | | | | | |
|----------------|---------------------------|---------|-------------------|---------|-------------------|---------|
| | GW-01-09 | s | GW-10-16 | s | GW-17 | s |
| C | 0,163 | 0,0015 | 0,182 | 0,017 | 0,049 | 0,0033 |
| Mn | 1,42 | 0,0155 | 1,37 | 0,0102 | 1,47 | 0,0049 |
| Si | 0,343 | 0,0059 | 0,338 | 0,0032 | 0,288 | 0,0056 |
| P | 0,0084 | 0,0006 | 0,0077 | 0,0001 | 0,012 | 0,0004 |
| S | 0,0043 | 0,0007 | 0,0038 | 0,0005 | 0,0014 | 0,0001 |
| Al | 0,0342 | 0,0004 | 0,0356 | 0,0005 | 0,0310 | 0,0006 |
| Ni | 0,02 | 0,0017 | 0,01 | 0,0008 | 0,387 | 0,0022 |
| Mo | 0,009 | 0,0001 | 0,006 | 0,0002 | 0,046 | 0,0007 |
| Ti | 0,0020 | 0,0001 | 0,0017 | 0,0000 | 0,012 | 0,0010 |
| B | 0,0009 | 0,0004 | 0,0008 | 0,0001 | 0,0009 | 0,0001 |
| Nb | 0,0128 | 0,0007 | 0,0124 | 0,0005 | 0,0018 | 0,0001 |
| V | <0,0010 | <0,0010 | <0,0010 | <0,0010 | <0,0010 | <0,0010 |
| W | 0,0096 | 0,0009 | <0,0070 | <0,0070 | <0,0070 | <0,0070 |
| Zr | 0,0018 | 0,0002 | 0,0016 | 0,0001 | <0,0010 | <0,0010 |

Es ist zu erkennen, dass die verwendeten Grundwerkstoffe der Versuche 01 bis 16 (GW1-09, GW11-16) sich chemisch sehr ähnlich sind. Die Aufmischung, bzw. Durchmischung zwischen den Grundwerkstoffen und den Schweißzusätzen wird zu sehr ähnlichen Ergebnissen innerhalb der Schweißgutchemie aller Versuche führen. Signifikante chemische Unterschiede sind beim Grundwerkstoff mit 25 mm Blechdicke (GW-17) im Vergleich der Standard 15 mm-Bleche ersichtlich. Neben äußerst geringen C- und S- Gehalt ist GW-17 quasi Nb- frei, zusätzlich mit Ni-, Mo Ti- legiert und weist einen vergleichsweise hohen P- Gehalt auf.

Bezüglich der Desoxidationseigenschaften (Al, Si) ähneln sich alle Grundwerkstoffe, wobei bei GW-17 der Si-Gehalt etwas abgesenkt wurde. Ebenso vergleichbar sind die Gehalte der Mikrolegierungselemente B, V, Wolfram (W) und Zirkon (Zr) innerhalb der drei verwendeten Grundwerkstoffe, ihre Anteile werden sich nicht auf die Schweißgutchemie auswirken können.

Aus der Tabelle 5.1-2 sind die Ergebnisse der Schweißgutanalysen für die wichtigsten Elemente aufgeführt. Es ist zu konstatieren, dass eine breite Varianz innerhalb der Chemie gelungen ist. Die erreichten Messabweichungen sind wenig auffällig und sprechen für die verwendeten Messsysteme und deren ordnungsgemäßen Verwendung.

Tabelle 5.1-2 Ergebnisse bzgl. der Schweißgutchemie

| Versuchsbezeichnung* | Analyse Schweißgutmitte in Ma% | | | | | |
|----------------------|--------------------------------|--------|--------|--------|--------|--------|
| | C | s | Mn | s | Si | s |
| 01-VM2MG-M21-15 | 0,086 | 0,0004 | 1,48 | 0,0075 | 0,51 | 0,0060 |
| 02-588/1-M21-15 | 0,077 | 0,0005 | 1,53 | 0,0040 | 0,55 | 0,0049 |
| 03-588/1-C1-15 | 0,073 | 0,0011 | 1,10 | 0,0040 | 0,372 | 0,0023 |
| 04-588/1-M20-15 | 0,091 | 0,0042 | 1,62 | 0,0049 | 0,58 | 0,0080 |
| 05-588/1-M13-15 | 0,092 | 0,0005 | 1,64 | 0,0049 | 0,67 | 0,0049 |
| 06-588/1A2-M21-15 | 0,059 | 0,0023 | 1,57 | 0,0089 | 0,60 | 0,0040 |
| 07-781/1A1-M21-15 | 0,054 | 0,0014 | 1,50 | 0,049 | 0,242 | 0,0012 |
| 08-781/1A1-M20-15 | 0,058 | 0,0004 | 1,54 | 0,0102 | 0,259 | 0,0018 |
| 09-781/B-M21-15 | 0,065 | 0,0009 | 1,66 | 0,0075 | 0,281 | 0,0026 |
| 10-781/A-M21-15 | 0,054 | 0,0037 | 1,64 | 0,0098 | 0,250 | 0,0024 |
| 11-781/A0.5-M21-15 | 0,053 | 0,0033 | 1,68 | 0,0117 | 0,236 | 0,0008 |
| 12-781/A0.0-M21-15 | 0,049 | 0,0021 | 1,68 | 0,0102 | 0,248 | 0,0010 |
| 13-588/2-M21-15 | 0,078 | 0,0020 | 1,42 | 0,0089 | 0,52 | 0,0133 |
| 14-588/2BA-M21-15 | 0,071 | 0,0010 | 1,58 | 0,0075 | 0,57 | 0,0080 |
| 15-588/1B2-M21-15 | 0,054 | 0,0015 | 1,87 | 0,0117 | 0,313 | 0,0006 |
| 16-781/C-M21-15 | 0,071 | 0,0019 | 1,58 | 0,0075 | 0,297 | 0,0034 |
| 17-781/B-M21-25 | 0,050 | 0,0044 | 1,66 | 0,0063 | 0,280 | 0,0030 |
| Versuchsbezeichnung | Analyse Schweißgutmitte in Ma% | | | | | |
| | P | s | S | s | Al | s |
| 01-VM2MG-M21-15 | 0,022 | 0,0006 | 0,0077 | 0,0001 | 0,0083 | 0,0002 |
| 02-588/1-M21-15 | 0,021 | 0,0008 | 0,0091 | 0,0001 | 0,0053 | 0,0002 |
| 03-588/1-C1-15 | 0,019 | 0,0004 | 0,0078 | 0,0001 | 0,0034 | 0,0001 |
| 04-588/1-M20-15 | 0,023 | 0,0010 | 0,0091 | 0,0006 | 0,0053 | 0,0001 |
| 05-588/1-M13-15 | 0,026 | 0,0005 | 0,0110 | 0,0000 | 0,0053 | 0,0002 |
| 06-588/1A2-M21-15 | 0,014 | 0,0009 | 0,0058 | 0,0000 | 0,0079 | 0,0005 |
| 07-781/1A1-M21-15 | 0,0094 | 0,0005 | 0,0047 | 0,0001 | 0,0067 | 0,0003 |
| 08-781/1A1-M20-15 | 0,026 | 0,0005 | 0,0084 | 0,0001 | 0,0056 | 0,0001 |
| 09-781/B-M21-15 | 0,022 | 0,0004 | 0,0075 | 0,0001 | 0,0031 | 0,0002 |
| 10-781/A-M21-15 | 0,008 | 0,0003 | 0,012 | 0,0006 | 0,0077 | 0,0003 |
| 11-781/A0.5-M21-15 | 0,007 | 0,0001 | 0,0056 | 0,0002 | 0,0076 | 0,0004 |
| 12-781/A0.0-M21-15 | 0,007 | 0,0003 | 0,0050 | 0,0002 | 0,0081 | 0,0003 |
| 13-588/2-M21-15 | 0,023 | 0,0004 | 0,0100 | 0,0005 | 0,0040 | 0,0002 |
| 14-588/2BA-M21-15 | 0,017 | 0,0007 | 0,0066 | 0,0001 | 0,0040 | 0,0002 |
| 15-588/1B2-M21-15 | 0,025 | 0,0005 | 0,0073 | 0,0001 | 0,0070 | 0,0001 |
| 16-781/C-M21-15 | 0,020 | 0,0005 | 0,0071 | 0,0002 | 0,0040 | 0,0001 |
| 17-781/B-M21-25 | 0,0092 | 0,0004 | 0,0044 | 0,0001 | 0,0056 | 0,0004 |

Tabelle 5.1-2 Ergebnisse bzgl. der Schweißgutchemie

| Versuchsbezeichnung | Analyse Schweißgutmitte in Ma% | | | | | |
|---------------------|--------------------------------|--------|--------|--------|--------|--------|
| | Ni | s | Mo | s | Ti | s |
| 01-VM2MG-M21-15 | 0,59 | 0,0040 | 0,126 | 0,0005 | 0,0038 | 0,0000 |
| 02-588/1-M21-15 | 0,68 | 0,0063 | 0,140 | 0,0005 | 0,0130 | 0,0004 |
| 03-588/1-C1-15 | 0,61 | 0,0040 | 0,131 | 0,0008 | 0,0097 | 0,0001 |
| 04-588/1-M20-15 | 0,70 | 0,0040 | 0,141 | 0,0008 | 0,015 | 0,0000 |
| 05-588/1-M13-15 | 0,73 | 0,0080 | 0,163 | 0,0020 | 0,016 | 0,0007 |
| 06-588/1A2-M21-15 | 0,73 | 0,0049 | 0,175 | 0,0013 | 0,026 | 0,0004 |
| 07-781/1A1-M21-15 | 0,66 | 0,0049 | 0,152 | 0,0010 | 0,016 | 0,0004 |
| 08-781/1A1-M20-15 | 0,71 | 0,0049 | 0,144 | 0,0004 | 0,016 | 0,0004 |
| 09-781/B-M21-15 | 0,77 | 0,0063 | 0,147 | 0,0005 | 0,059 | 0,0009 |
| 10-781/A-M21-15 | 0,72 | 0,0117 | 0,158 | 0,0014 | 0,0190 | 0,0007 |
| 11-781/A0.5-M21-15 | 0,42 | 0,0047 | 0,169 | 0,0014 | 0,0190 | 0,0006 |
| 12-781/A0.0-M21-15 | 0,02 | 0,0008 | 0,156 | 0,0019 | 0,0180 | 0,0004 |
| 13-588/2-M21-15 | 1,20 | 0,0049 | 0,149 | 0,0013 | 0,013 | 0,0007 |
| 14-588/2BA-M21-15 | 1,17 | 0,0049 | 0,141 | 0,0008 | 0,033 | 0,0007 |
| 15-588/1B2-M21-15 | 1,03 | 0,0075 | 0,284 | 0,0021 | 0,024 | 0,0004 |
| 16-781/C-M21-15 | 1,21 | 0,0075 | 0,143 | 0,0007 | 0,062 | 0,0014 |
| 17-781/B-M21-25 | 0,73 | 0,0167 | 0,134 | 0,0012 | 0,045 | 0,0007 |
| Versuchsbezeichnung | Analyse Schweißgutmitte in Ma% | | | | | |
| | B | s | O | s | N | s |
| 01-VM2MG-M21-15 | 0,0010 | 0,0001 | 0,0433 | 0,0026 | 0,0051 | 0,0002 |
| 02-588/1-M21-15 | 0,0022 | 0,0001 | 0,0411 | 0,0033 | 0,0041 | 0,0002 |
| 03-588/1-C1-15 | 0,0018 | 0,0001 | 0,0433 | 0,0056 | 0,0055 | 0,0005 |
| 04-588/1-M20-15 | 0,0029 | 0,0002 | 0,0304 | 0,0014 | 0,0044 | 0,0002 |
| 05-588/1-M13-15 | 0,0034 | 0,0001 | 0,0252 | 0,0034 | 0,0043 | 0,0003 |
| 06-588/1A2-M21-15 | 0,0027 | 0,0001 | 0,0406 | 0,0014 | 0,0023 | 0,0003 |
| 07-781/1A1-M21-15 | 0,0018 | 0,0001 | 0,0482 | 0,0012 | 0,0030 | 0,0004 |
| 08-781/1A1-M20-15 | 0,0025 | 0,0001 | 0,0392 | 0,0013 | 0,0039 | 0,0003 |
| 09-781/B-M21-15 | 0,0037 | 0,0000 | 0,0391 | 0,0016 | 0,0031 | 0,0000 |
| 10-781/A-M21-15 | 0,0026 | 0,0002 | 0,0402 | 0,0055 | 0,0047 | 0,0004 |
| 11-781/A0.5-M21-15 | 0,0028 | 0,0001 | 0,0482 | 0,0012 | 0,0047 | 0,0002 |
| 12-781/A0.0-M21-15 | 0,0026 | 0,0001 | 0,0444 | 0,0016 | 0,0050 | 0,0003 |
| 13-588/2-M21-15 | 0,0025 | 0,0001 | 0,0340 | 0,0044 | 0,0043 | 0,0002 |
| 14-588/2BA-M21-15 | 0,0032 | 0,0001 | 0,0368 | 0,0009 | 0,0030 | 0,0001 |
| 15-588/1B2-M21-15 | 0,0026 | 0,0002 | 0,0455 | 0,0025 | 0,0034 | 0,0002 |
| 16-781/C-M21-15 | 0,0039 | 0,0001 | 0,0399 | 0,0006 | 0,0032 | 0,0000 |
| 17-781/B-M21-25 | 0,0039 | 0,0002 | 0,0402 | 0,0012 | 0,0034 | 0,0002 |

Ein Vergleich der chemischen Zusammensetzungen der Schweißgüter mit den anvisierten Richtanalysen der Prototypenfülldrahtelektroden gibt die Tabelle 5.1-3 wieder. Es wurden ausschließlich Schweißgutanalysen zur Vergleichszwecken herangezogen, welche mit dem Schutzgas M21 (wie Soll-Richtanalyse) hergestellt wurden. Der Vergleich soll lediglich aufzeigen, welche Unterschiede zwischen den sehr genau einstellbaren Soll-Richtanalysen und realen Verbindungsschweißungen existieren. Zukünftige Analysen können hiermit präziser eingehalten werden.

Elemente, die über 10 % von der geplanten Richtanalyse abweichen, wurden in der Tabelle 5.1-3 markiert. Die aufgezeigten Abweichungen können unterschiedlichste Gründe haben, so können Elemente des Schweißzusatzes aufgrund der Aufmischung mit dem Grundwerkstoff „ausdünnen“ (z. B. Ni, Mo, Mn, Ti, B usw.) oder es kommt zur Kontamination von Elementen des Grundwerkstoffes im Vermischungsschweißgut (z. B. C, Si). Diese Effekte treten bei einer Richtanalyse (Auftragschweißungen) vernachlässigbar auf. Weiterhin konnten die Richtanalysen nicht dynamisch angepasst werden. Das heißt, dass z. B. Änderungen von Desoxidationsvorgängen aufgrund der Erhöhung oder Reduzierung einzelner Elemente nicht berücksichtigt werden konnten (betrifft die Elemente C, Si, Mn, Ti, B).

Die Versuchsstrategie zielt darauf ab, möglichst unterschiedliche Mikrogefüge durch eine breite Varianz der chemischen Zusammensetzung zu erzielen. Diese Varianz ist völlig unabhängig von den beschriebenen Abweichungen erreicht worden. Serien, in denen nur wenige Elemente für die Veränderung des Mikrogefüges variiert wurden (z. B. 10, 11, 12), konnten wie geplant eingestellt werden, d. h. eine Vergleichbarkeit untereinander ist gegeben.

Tabelle 5.1-3 Relative Abweichung der Schweißgutchemie von der Zielanalyse

| Versuchsbezeichnung | Relative Abweichung von Zielanalyse (Tabelle 3.2-2) in % | | | | | | |
|---------------------|--|--------------|--------------|--------------|--------------|--------------|--------------|
| | C | Mn | Si | Ni | Mo | Ti | B |
| 01-VM2MG-M21-15 | -4,5 | -1,3 | +2,0 | -15,7 | -16,0 | - | - |
| 02-588/1-M21-15 | -14,5 | +2,0 | +10,0 | -2,9 | -6,7 | -13,3 | +10,0 |
| 06-588/1A2-M21-15 | -1,7 | +4,7 | +20,0 | +4,3 | +16,7 | +4,0 | +8,0 |
| 07-781/1A1-M21-15 | +8,0 | 0,0 | -3,2 | -5,7 | +1,3 | +6,7 | -28,0 |
| 09-781/B-M21-15 | +8,3 | +10,7 | +12,4 | +10,0 | -2,0 | -1,7 | +5,7 |
| 10-781/A-M21-15 | -10,0 | -3,5 | 0,0 | +2,9 | +5,3 | -5,0 | +4,0 |
| 11-781/A0.5-M21-15 | -11,7 | -1,2 | -5,6 | +20,0 | +12,7 | -5,0 | +12,0 |
| 12-781/A0.0-M21-15 | -18,3 | -1,2 | -0,8 | - | +4,0 | -10,0 | +4,0 |
| 13-588/2-M21-15 | -13,3 | -5,4 | +4,0 | 0,00 | -0,7 | -13,3 | +25,0 |
| 14-588/2BA-M21-15 | +18,3 | +5,3 | +14 | -2,5 | -6,0 | +10,0 | +6,7 |
| 15-588/1B2-M21-15 | -10,0 | +3,9 | +4,3 | +3,0 | -5,3 | -4,0 | +4,0 |
| 16-781/C-M21-15 | +18,3 | +5,3 | +18,8 | +0,8 | -4,7 | +3,3 | +11,4 |

5.2 Schweißguthärte

Zur Übersicht der Schweißguthärte dient die Tabelle 5.2-1. Die Gesamtheit aller Einzelwerte sind im Anhang dieser Arbeit aufgeführt worden.

Tabelle 5.2-1 Ergebnisse der Schweißguthärte alle Schweißversuche

| Bezeichnung* | HV10 | s in HV10 |
|--------------------|-------|-----------|
| 01-VM2MG-M21-15 | 199,8 | 1,3 |
| 02-588/1-M21-15 | 212,6 | 1,4 |
| 03-588/1-C1-15 | 175,8 | 2,6 |
| 04-588/1-M20-15 | 234,6 | 1,5 |
| 05-588/1-M13-15 | 233,4 | 2,1 |
| 06-588/1A2-M21-15 | 212,4 | 1,9 |
| 07-781/1A1-M21-15 | 198,8 | 1,5 |
| 08-781/1A1-M20-15 | 194,6 | 2,0 |
| 09-781/B-M21-15 | 224,4 | 2,1 |
| 10-781/A-M21-15 | 203,6 | 3,8 |
| 11-781/A0.5-M21-15 | 178,6 | 4,8 |
| 12-781/A0.0-M21-15 | 160,0 | 1,7 |
| 13-588/2-M21-15 | 216,0 | 1,8 |
| 14-588/2BA-M21-15 | 234,0 | 5,0 |
| 15-588/1B2-M21-15 | 231,8 | 1,5 |
| 16-781/C-M21-15 | 229,6 | 2,2 |
| 17-781/B-M21-25 | 217,6 | 1,2 |

Es wurden Schweißguthärten von minimal 160 HV10 bis 235 HV10 mit relativen Messabweichungen von maximal 2,7 % (Versuch 12) erzeugt. Diese ersten mechanisch-technologischen Ergebnisse lassen den Schluss zu, dass die unter 5.1 dargelegten Unterschiede innerhalb der Schweißgutchemie auch die physikalischen Eigenschaften merklich verändert haben.

5.3 Kerbschlagarbeit des Schweißgutes

Alle im Kerbschlagversuch ermittelten Übergangskurven sind in den Abbildungen 5.3-1 bis 5.3-6 abgebildet worden. Um die ermittelten Streuungen gut sichtbar zu machen, wurde entschieden Kurven mit möglichst weiten Abständen in den Abbildungen zusammenzufassen. Dem Anhang sind die Einzelwerte aller Kurven zu entnehmen.

Es traten die aus der Praxis bekannten Streuungen des Kerbschlagversuchs auf, diese können durch z. B. Toleranzen in der Probenherstellung (Kerbgrund, Kerbtiefe) aber auch in einer im geringen Rahmen fehlerbehafteten Kerbpositionierung im Querschnitt der Schweißprobe und inhomogenen Gefüge begründet liegen.

Insgesamt konnten sehr unterschiedliche Kerbschlagübergangskurven mit den Schweißgutproben erzeugt werden. Sehr prägnant sind klassische Übergangsbereiche mit Steilabfall (01, 03, 06, 08, 10, 11, 12, 13) ausgebildet. Ebenso häufig sind fast kontinuierlich fallende Kurven (02, 04, 05, 07, 09, 14, 15, 16) zu verzeichnen. Eine Ausnahme bildet der Kurvenverlauf der Probe 17, dieser ist fast horizontal.

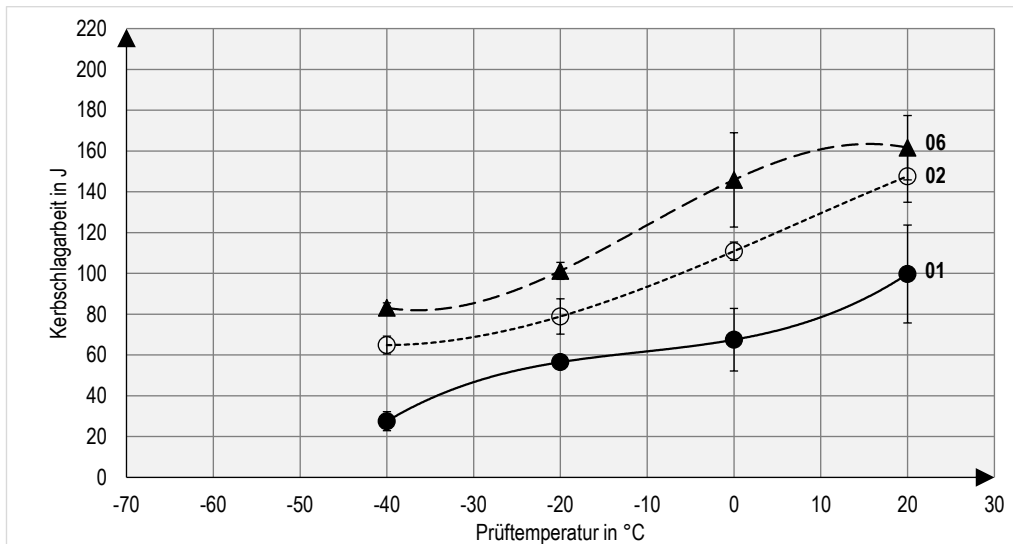


Abbildung 5.3-1 Kerbschlagübergangskurven der Schweißversuche 01, 02, 06

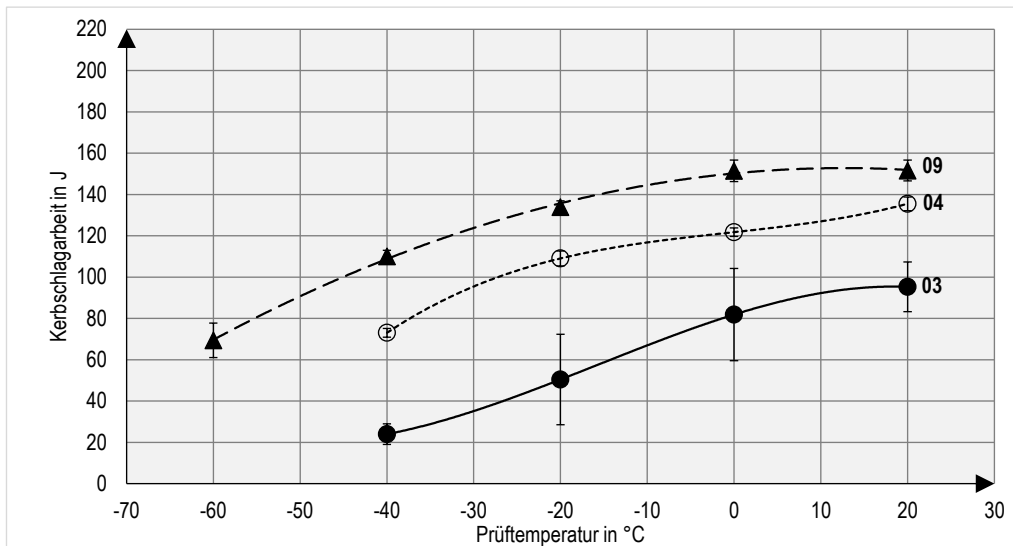


Abbildung 5.3-2 Kerbschlagübergangskurven der Schweißversuche 03, 04, 09

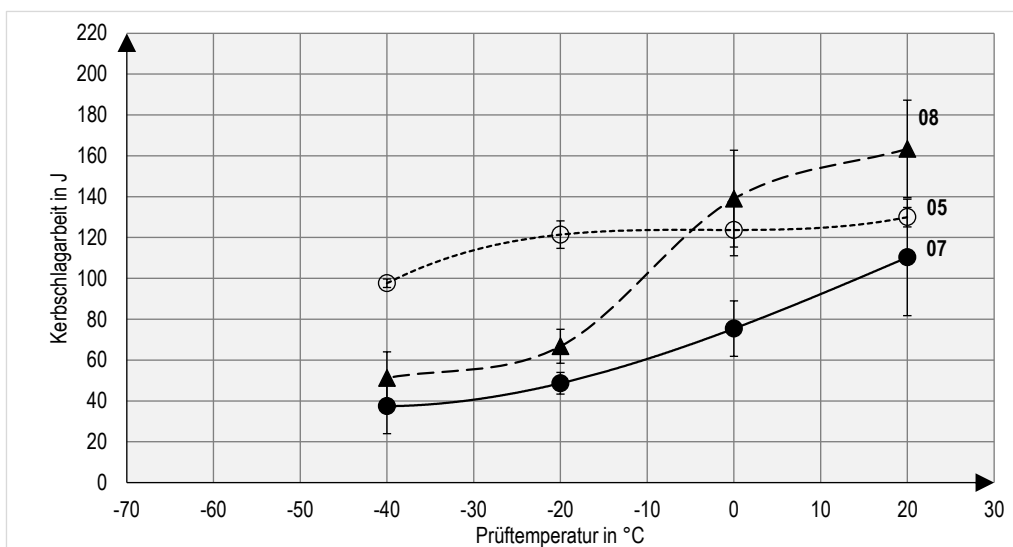


Abbildung 5.3-3 Kerbschlagübergangskurven der Schweißversuche 05, 07, 08

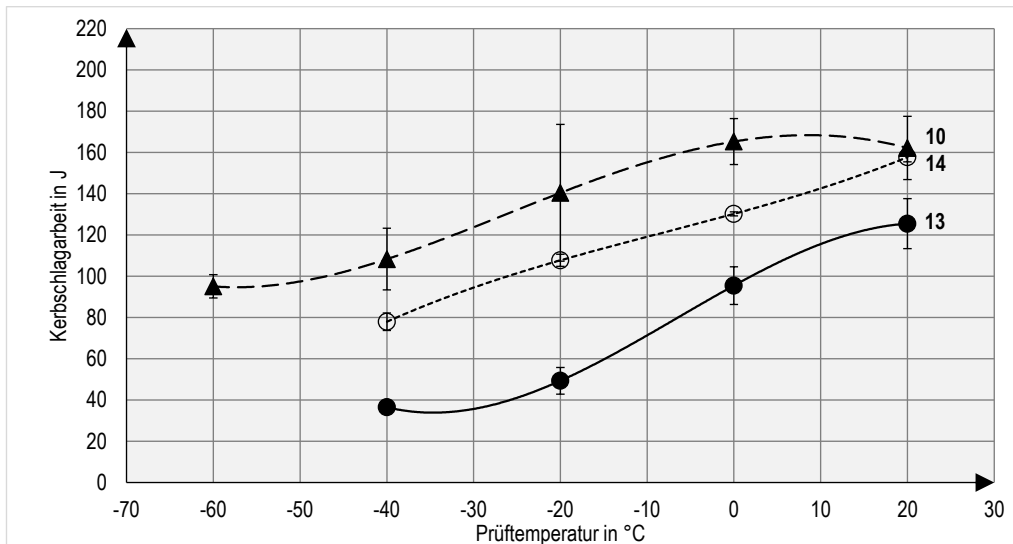


Abbildung 5.3-4 Kerbschlagübergangskurven der Schweißversuche 10, 13, 14

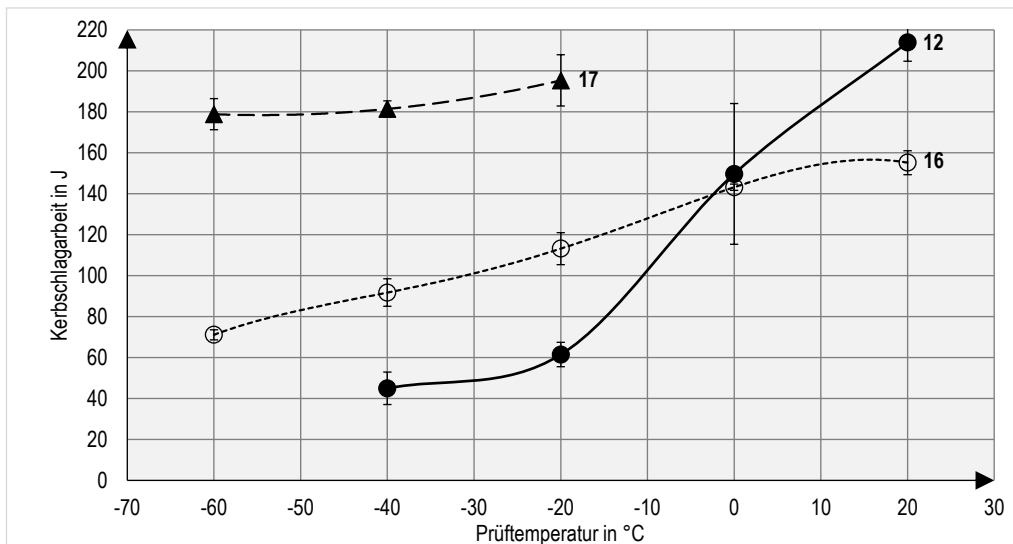


Abbildung 5.3-5 Kerbschlagübergangskurven der Schweißversuche 12, 16, 17

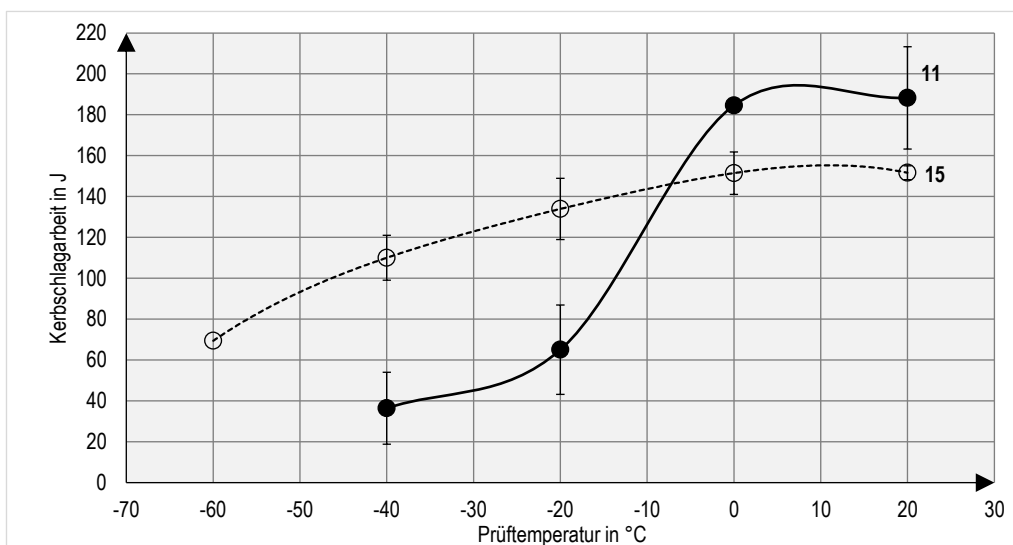


Abbildung 5.3-6 Kerbschlagübergangskurven der Schweißversuche 11, 15

Aus den mathematisch beschriebenen Übergangskurven wurden die T_{100J} -Übergangstemperaturen ermittelt und in der Tabelle 5.3-1 zusammengefasst ($T_{100J} < -30$ °C markiert). Wie aus den bisherigen Ergebnissen zu erwarten ist, sind die erreichten T_{100J} -Übergangstemperaturen sehr unterschiedlich, es wurden Temperaturen von +25 °C bis -49 °C bei den Standard 15 mm Blech-Versuchen erreicht. Im Falle des 25 mm Schweißversuchs (17) war die minimale Prüftemperatur von -60 °C nicht ausreichend, um weniger als 100 J Kerbschlagarbeit zu erreichen.

Tabelle 5.3-1 Ergebnisse der Kerbschlagversuche, ausgewertet nach T_{100J} -Übergangstemperatur

| Bezeichnung | T_{100J} in °C |
|---------------------|------------------|
| 01-VM2MG-M21-15 | +20 |
| 02-588/1-M21-15 | -6 |
| 03-588/1-C1-15 | +25* |
| 04-588/1-M20-15 | -26 |
| 05-588/1-M13-15 | -38 |
| 06-588/1A2-M21-15 | -21 |
| 07-781/1A1-M21-15 | +14 |
| 08-781/1A1-M20-15 | -11 |
| 09-781/B-M21-15 | -46 |
| 10-781/A-M21-15 | -49 |
| 11-781/A0.5-M21-15 | -14 |
| 12-781/A0.0-M21-15 | -11 |
| 13-588/2-M21-15 | +3 |
| 14-588/2BA-M21-15 | -26 |
| 15-588/1B2-M21-15 | -17 |
| 16-781/C-M21-15 | -32 |
| 17-781/B-M21-25 | < -60 |
| * Wert extrapoliert | |

5.4 Schweißgutfestigkeit und Duktilität

Die Gesamtheit aller aus den Längszugversuchen ermittelten Daten sind in der Tabelle 5.4-1 aufgeführt worden, die jeweils höchsten und geringsten Werte wurden markiert.

Es konnten Dehngrenzen $R_{p0,2}$ von 443 bis 562 MPa und Zugfestigkeiten R_m von 567 bis hin zu 760 MPa durch die Legierungsvariation erreicht werden. Die höchste Streuung erreichte hierbei die Probe 01 und zwar sowohl bei der Dehngrenze (5,4 %) als auch bei der Zugfestigkeit (5,8 %). Der überwiegende Anteil aller Zugversuche wies geringere Streuungen (< 5,0 %) bei den Parametern Dehngrenze und Zugfestigkeit auf, die Werte erscheinen damit valide. Auch bei der Brucheinschnürung (Spektrum: 59,5 - 70 %) traten nur geringe relative Streuungen von maximal 6,1 % (Versuch 13) auf, die überwiegende Anzahl der ermittelten Brucheinschnürungen streute erheblich geringer. Ein abweichendes Bild zeichnete sich bei den ermittelten Bruchdehnungen A ab. Hier kam es zu relativen Streuungen von bis zu 16,4 % (Versuch 02) und mehreren Proben mit deutlich über 10 % (Versuche 01, 15, 11). Gründe hierfür könnten in den z. T. nicht immer zentrisch gelegenen Proben, Oberflächentoleranzen der gefertigten Zugproben und Messfehler (Extensometer der Zugmaschine) während des Versuches liegen. Auch hier war das erreichte Spektrum mit 21,5 bis 31,5 % Bruchdehnung sehr breit.

Tabelle 5.4-1 Ergebnisse der quasistatischen Zugversuche aller Schweißversuche, Minima und Maxima markiert

| Bezeichnung* | Werte in MPa | | | | Werte in % | | | |
|--------------------|-------------------|------|----------------|------|-------------|-----|-------------|-----|
| | R _{P0,2} | s | R _m | s | A | s | Z | s |
| 01-VM2MG-M21-15 | 506,4 | 27,4 | 650,0 | 38,0 | 25,9 | 2,9 | 61,1 | 0,8 |
| 02-588/1-M21-15 | 510,8 | 26,4 | 676,9 | 4,4 | 25,4 | 4,2 | 65,1 | 1,9 |
| 03-588/1-C1-15 | 443,1 | 3,1 | 571,2 | 2,9 | 31,5 | 0,2 | 70,0 | 0,5 |
| 04-588/1-M20-15 | 551,5 | 11,5 | 759,5 | 15,5 | 23,6 | 0,4 | 64,8 | 0,3 |
| 05-588/1-M13-15 | 554,3 | 12,3 | 748,3 | 4,0 | 26,4 | 0,1 | 61,2 | 1,0 |
| 06-588/1A2-M21-15 | 562,2 | 5,6 | 665,0 | 4,6 | 29,0 | 0,1 | 68,1 | 0,3 |
| 07-781/1A1-M21-15 | 498,5 | 0,3 | 605,2 | 1,4 | 27,2 | 1,1 | 67,9 | 0,1 |
| 08-781/1A1-M20-15 | 513,3 | 8,6 | 620,6 | 3,3 | 28,3 | 1,2 | 69,3 | 1,6 |
| 09-781/B-M21-15 | 549,4 | 2,5 | 701,9 | 2,9 | 21,6 | 1,5 | 63,5 | 2,1 |
| 10-781/A-M21-15 | 538,0 | 27,0 | 614,0 | 0,0 | 22,8 | 1,2 | 65,0 | 1,0 |
| 11-781/A0.5-M21-15 | 494,0 | 18,0 | 584,0 | 1,0 | 23,0 | 3,0 | 67,0 | 1,0 |
| 12-781/A0.0-M21-15 | 480,5 | 25,5 | 567,0 | 1,0 | 24,0 | 1,0 | 68,0 | 2,0 |
| 13-588/2-M21-15 | 496,8 | 25,4 | 648,3 | 4,0 | 27,3 | 2,6 | 62,7 | 3,8 |
| 14-588/2BA-M21-15 | 539,6 | 4,8 | 731,1 | 6,1 | 23,6 | 0,1 | 60,4 | 1,3 |
| 15-588/1B2-M21-15 | 547,1 | 12,4 | 735,9 | 11,9 | 23,9 | 3,5 | 65,6 | 0,8 |
| 16-781/C-M21-15 | 542,8 | 4,5 | 728,5 | 7,7 | 21,5 | 0,9 | 59,5 | 2,3 |
| 17-781/B-M21-25 | 533,0 | 11,0 | 664,5 | 0,5 | 22,3 | 0,7 | 70,0 | 1,0 |

5.5 Schweißgutmikrogefüge

Nachfolgend sind alle Ergebnisse der Licht- und Rasterelektronenmikroskopie aufgeführt und hinsichtlich ihrer Aussagekraft bewertet worden. Ergänzende Untersuchungen, bzw. Ergebnisse zur Mikrobereichschemie (EDX) werden ebenso in diesem Kapitel dargelegt.

5.5.1 Lichtmikroskopischer Befund

Wie bei den vorherigen Ergebnissen bereits ersichtlich ist, ist das Versuchskonzept (Kapitel 3.2) dahingehend erfolgreich, ein breites Spektrum an mechanisch-technologischen Eigenschaften in den Schweißgütern abzubilden.

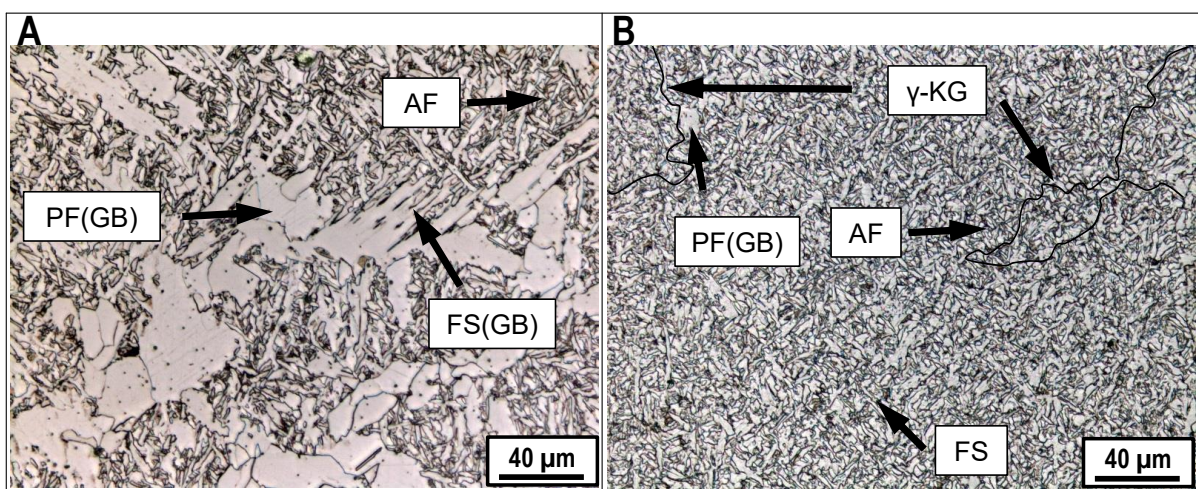


Abbildung 5.5 1 Ferritische Matrix Probe 01 (A), ferritische Matrix Probe 09 (B)

Die bis dato aufgeführten mechanisch-technologischen Eigenschaften bedingen ebenso signifikante Unterschiede innerhalb der Schweißgutmikrostruktur (Tabelle 5.5-1, Minima und Maxima fett markiert). Insgesamt lassen die sehr unterschiedlichen Probenbefunde vielfältige Vergleichsmöglichkeiten zu. Beispielsweise wird nach der Observation der Referenzprobe (01-VM2MG-M12-15) eine verhältnismäßig grobe Matrixstruktur gegenüber anderen Proben erkennbar (Abbildung 5.5-1).

Tabelle 5.5-1 Ergebnisse der Gefügeanalyse, ferritische Matrix, Auflichtmikroskopie

| Versuchsbezeichnung | Gefüge Anteil in % | | | | | | | |
|---------------------|--------------------|-----|-------------|-----|-------------|-----|-----------------|------|
| | AF | s | PF | s | PF(GB) | s | FCA | s |
| 01-VM2MG-M21-15 | 47,5 | 2,2 | 32,7 | 2,9 | 16,8 | 1,7 | 1,6 | 1,2 |
| 02-588/1-M21-15 | 68,0 | 4,1 | 23,0 | 2,0 | 11,8 | 0,9 | 0,7 | 0,5 |
| 03-588/1-C1-15 | 24,2 | 3,6 | 57,6 | 1,6 | 23,9 | 1,5 | 3,0 | 1,4 |
| 04-588/1-M20-15 | 75,1 | 1,0 | 16,2 | 0,9 | 7,4 | 0,5 | 0,7 | 0,5 |
| 05-588/1-M13-15 | 83,2 | 2,1 | 14,1 | 3,0 | 5,4 | 0,5 | 0,0 | 0,0 |
| 06-588/1A2-M21-15 | 70,0 | 2,2 | 28,3 | 3,1 | 10,0 | 0,0 | 0,0 | 0,0 |
| 07-781/1A1-M21-15 | 51,2 | 8,6 | 44,4 | 5,9 | 18,9 | 1,7 | 0,0 | 0,0 |
| 08-781/1A1-M20-15 | 55,2 | 1,3 | 40,1 | 0,9 | 12,8 | 3,7 | 0,0 | 0,0 |
| 09-781/B-M21-15 | 69,4 | 0,9 | 17,8 | 3,0 | 2,7 | 1,7 | 0,5 | 0,3 |
| 10-781/A-M21-15 | 69,0 | 0,9 | 20,9 | 2,5 | 11,5 | 4,5 | 0,0 | 0,0 |
| 11-781/A0.5-M21-15 | 60,3 | 2,5 | 24,6 | 1,0 | 19,5 | 6,9 | 0,0 | 0,0 |
| 12-781/A0.0-M21-15 | 41,1 | 0,5 | 46,1 | 1,7 | 25,6 | 1,3 | 0,0 | 0,0 |
| 13-588/2-M21-15 | 67,0 | 3,1 | 16,5 | 1,2 | 9,4 | 0,9 | 0,7 | 0,5 |
| 14-588/2BA-M21-15 | 64,0 | 2,9 | 14,1 | 0,9 | 5,1 | 0,9 | 0,0 | 0,0 |
| 15-588/1B2-M21-15 | 72,4 | 1,7 | 16,5 | 1,2 | 3,7 | 0,5 | 0,0 | 0,0 |
| 16-781/C-M21-15 | 63,0 | 2,0 | 20,5 | 0,5 | 3,7 | 0,5 | 0,0 | 0,0 |
| 17-781/B-M21-25 | 77,0 | 1,4 | 11,0 | 1,5 | 0,9 | 0,7 | 0,0 | 0,0 |
| Versuchsbezeichnung | Gefüge Anteil in % | | | | | | | |
| | FS | s | FS(GB) | s | M/LB | s | α _{GB} | s |
| 01-VM2MG-M21-15 | 18,2 | 4,3 | 5,0 | 0,9 | 0,0 | 0,0 | 21,9 | 0,9 |
| 02-588/1-M21-15 | 8,3 | 2,5 | 1,7 | 0,5 | 0,0 | 0,0 | 13,5 | 1,2 |
| 03-588/1-C1-15 | 15,2 | 1,7 | 5,1 | 0,0 | 0,0 | 0,0 | 29,0 | 1,5 |
| 04-588/1-M20-15 | 7,8 | 1,2 | 3,4 | 1,3 | 0,5 | 0,3 | 10,8 | 1,8 |
| 05-588/1-M13-15 | 2,7 | 0,9 | 2,0 | 0,8 | 0,0 | 0,0 | 7,4 | 0,5 |
| 06-588/1A2-M21-15 | 1,7 | 0,9 | 1,7 | 0,9 | 0,0 | 0,0 | 11,7 | 0,9 |
| 07-781/1A1-M21-15 | 4,4 | 2,7 | 2,7 | 0,9 | 0,0 | 0,0 | 21,5 | 1,7 |
| 08-781/1A1-M20-15 | 4,7 | 1,7 | 2,7 | 0,9 | 0,0 | 0,0 | 15,5 | 4,5 |
| 09-781/B-M21-15 | 12,5 | 2,9 | 3,0 | 1,5 | 0,0 | 0,0 | 5,7 | 3,2 |
| 10-781/A-M21-15 | 10,1 | 1,6 | 2,7 | 0,5 | 0,0 | 0,0 | 14,1 | 4,9 |
| 11-781/A0.5-M21-15 | 15,2 | 1,7 | 3,9 | 3,7 | 0,0 | 0,0 | 23,2 | 10,8 |
| 12-781/A0.0-M21-15 | 12,8 | 1,2 | 6,1 | 1,5 | 0,0 | 0,0 | 31,7 | 2,6 |
| 13-588/2-M21-15 | 15,8 | 1,7 | 7,1 | 2,2 | 0,0 | 0,0 | 16,5 | 2,6 |
| 14-588/2BA-M21-15 | 19,5 | 1,2 | 5,4 | 1,3 | 2,3 | 0,9 | 10,5 | 2,1 |
| 15-588/1B2-M21-15 | 11,1 | 1,6 | 6,1 | 1,7 | 0,0 | 0,0 | 9,7 | 1,7 |
| 16-781/C-M21-15 | 14,8 | 1,7 | 3,4 | 1,3 | 1,7 | 1,2 | 7,0 | 0,9 |
| 17-781/B-M21-25 | 12,1 | 0,0 | 2,3 | 0,9 | 0,0 | 0,0 | 3,0 | 1,6 |

Anders als bei den bisherigen Ergebnissen treten bei der Auswertung der Matrix größere Streuungen auf. Zum einen wird dies an der verhältnismäßig geringen Auflösung liegen (3 Bilder á 99 Punkte, keine flächige Auswertung) und zum anderen bestehen gewisse Unterschiede in der ausgebildeten Mikrostruktur der drei ausgewerteten Bilder. So können bestimmte Gefügebestandteile (z. B. FCA) in einer Aufnahme vorhanden sein aber in den beiden anderen nicht auftreten. Gründe hierfür könnten, wie in den Abschnitten 2.5 und 2.6 beschrieben, die inhomogene Verteilung der Legierungselemente im Schweißgut sein. Somit kommt es teilweise zu nicht unerheblichen, lokalen Unterschieden bei der Umwandlung des Austenits in den Ferrit, es treten dann bei der Auswertung erhöhte Streuungen auf.

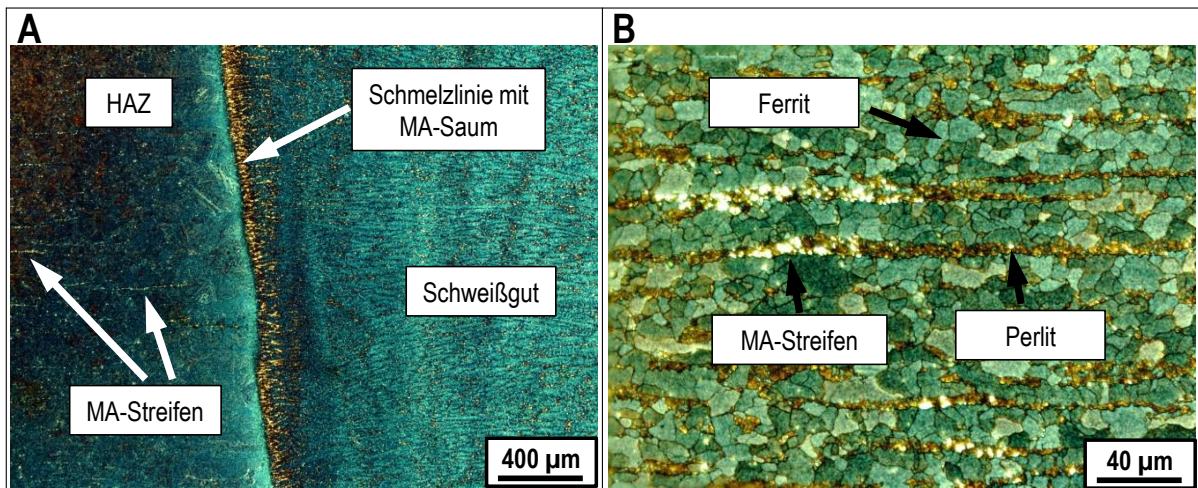


Abbildung 5.5-2 WEZ-SG geätzt nach LePera (A), Bildung MA-Streifen in der IK-WEZ (B)

Zur Verifizierung der MA-Partikelauswertung mittels LePera-Ätzung wurden Aufnahmen von Schweißverbindungen innerhalb der Versuchsreihe genutzt, bzw. näher untersucht. In der Übersichtsdarstellung des Übergangsbereiches Grundwerkstoff-Wärmeeinflusszone-Schmelzlinie-Schweißgut stellte sich die Morphologie der MA-Partikel sehr unterschiedlich dar (Abbildung 5.5-2). So wandeln die Perlitstreifen (Kathode) des Grundwerkstoffs in der interkritischen WEZ, der IK-WEZ ($A_{C1} < T < A_{C3}$) teilweise vollständig in MA-Partikel (Anode) um. Dichter an der Schmelzlinie ($T > A_{C3}$) kann dann die Diffusion des Kohlenstoffs soweit erfolgen, dass dieser sich über die einzelnen Austenitkörner gleichmäßiger aber nicht völlig homogen verteilt vorliegt.

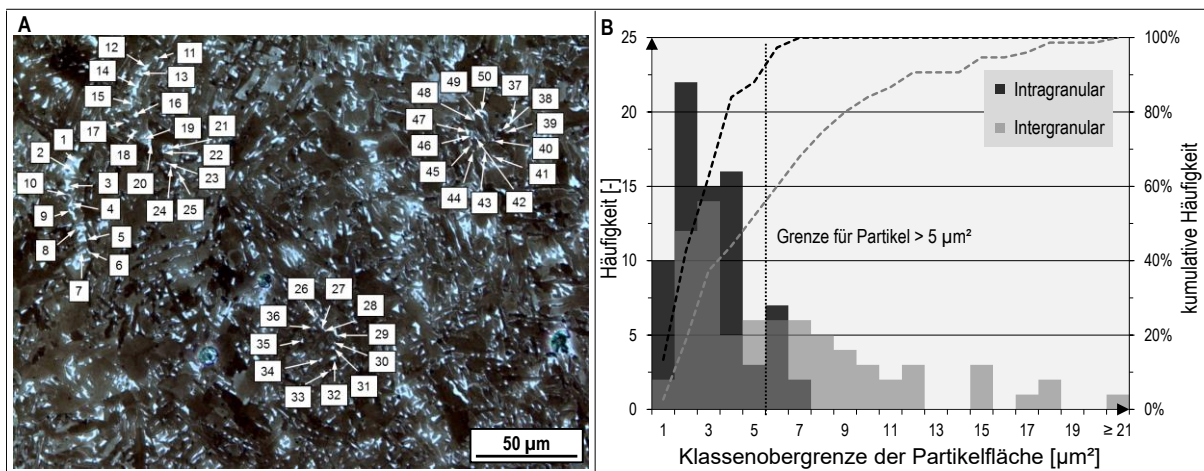


Abbildung 5.5-3 Vermessen MA-Partikel im SG der Probe 01 (A), Auswertung der intra- und intergranularen MA-Partikel (B)

Direkt an der Schmelzlinie ist oftmals ein MA-Saum zu erkennen, welcher mit hoher Wahrscheinlichkeit die ertragbare Kerbschlagarbeit negativ beeinflussen wird. Tatsächlich macht es den Eindruck, dass die gleichmäßigste MA-Verteilung im Schweißgut selbst vorliegt. Eine digital gestützte Auswertung der MA-Partikel ist demnach im Schweißgut am vielversprechendsten. Im Vorfeld der Auswertung musste die kritische MA-Partikelgröße der intergranularen MA-Partikel bestimmt werden. Hierzu kam es zum Vermessen von insgesamt 150 inter- und intragranularen MA-Partikeln der Referenzprobe 01-VM2MG-M12-15 (50 MA-Partikel in drei Bildaufnahmen). Es ergab sich intergranular eine durchschnittliche MA-Partikelgröße von $5,95 \mu\text{m}^2$ und intragranular von $2,64 \mu\text{m}^2$ (siehe Abbildung 5.5-3 B). Die Hälfte aller intergranularen Partikel weist durchschnittlich eine vergleichbare Größe ($2,53 \mu\text{m}^2$) wie der Durchschnitt aller intragranularen Partikel auf. Die andere Hälfte der intergranularen Partikel weist Flächen jeweils größer als $5 \mu\text{m}^2$ auf. Da möglicherweise größere Partikel zur Schwächung der ehemaligen Austenitkorn-grenze beitragen könnten, wurde der Kennwert MA_5 (für $MA_{\text{krit.}}$) eingeführt, welcher den Flächenanteil der MA-Fläche mit Partikelflächen $\geq 5 \mu\text{m}^2$ angibt. Die relativen und absoluten MA_5 -Werte sind zusammen mit dem Flächenanteil aller MA-Partikel (MA-FA) und der Flächendichte der MA-Partikel (MA-FD) in der Tabelle 5.5-2 (Minima und Maxima fett markiert) wiedergegeben worden.

Tabelle 5.5-2 Ergebnisse der Gefügeanalyse, MA-Partikel, Auflichtmikroskopie

| Versuchsbezeichnung | Werte in % | | | | | | Werte in 10^3mm^{-2} | |
|---------------------|-------------|-----|---------------------|-----|---------------------|-----|-------------------------------|-----|
| | MA-FA | s | $MA_{5\text{abs.}}$ | s | $MA_{5\text{rel.}}$ | s | MA-FD | s |
| 01-VM2MG-M21-15 | 9,3 | 0,6 | 5,2 | 0,5 | 55,4 | 1,8 | 42,0 | 1,5 |
| 02-588/1-M21-15 | 8,2 | 1,0 | 4,1 | 0,7 | 49,8 | 5,7 | 40,5 | 4,4 |
| 03-588/1-C1-15 | 4,3 | 0,5 | 2,4 | 0,4 | 56,3 | 3,8 | 25,4 | 1,4 |
| 04-588/1-M20-15 | 8,8 | 0,3 | 3,5 | 0,4 | 40,3 | 4,8 | 51,6 | 1,9 |
| 05-588/1-M13-15 | 10,0 | 1,3 | 3,4 | 0,6 | 33,7 | 2,5 | 62,1 | 1,8 |
| 06-588/1A2-M21-15 | 7,4 | 0,4 | 2,5 | 0,4 | 32,9 | 3,9 | 47,8 | 1,3 |
| 07-781/1A1-M21-15 | 2,8 | 0,1 | 1,0 | 0,3 | 36,9 | 8,2 | 22,1 | 1,0 |
| 08-781/1A1-M20-15 | 6,2 | 0,2 | 2,3 | 0,2 | 37,4 | 3,8 | 37,9 | 1,8 |
| 09-781/B-M21-15 | 3,3 | 0,2 | 0,4 | 0,1 | 12,1 | 3,8 | 42,7 | 0,9 |
| 10-781/A-M21-15 | 3,4 | 0,4 | 0,6 | 0,1 | 17,4 | 1,6 | 25,2 | 2,3 |
| 11-781/A0.5-M21-15 | 3,3 | 0,3 | 0,7 | 0,1 | 19,9 | 0,4 | 23,1 | 2,2 |
| 12-781/A0.0-M21-15 | 1,2 | 0,3 | 0,2 | 0,1 | 13,1 | 2,4 | 12,1 | 2,5 |
| 13-588/2-M21-15 | 7,4 | 0,5 | 3,1 | 0,3 | 42,4 | 2,5 | 42,9 | 0,8 |
| 14-588/2BA-M21-15 | 8,2 | 1,4 | 3,7 | 1,0 | 43,8 | 4,2 | 48,0 | 2,9 |
| 15-588/1B2-M21-15 | 6,8 | 0,7 | 3,0 | 0,7 | 43,4 | 5,0 | 43,3 | 2,1 |
| 16-781/C-M21-15 | 7,5 | 0,5 | 2,9 | 0,2 | 39,0 | 1,2 | 51,9 | 2,7 |
| 17-781/B-M21-25 | 4,6 | 0,6 | 1,6 | 0,3 | 33,3 | 2,2 | 28,4 | 2,1 |

Ebenso wie bei den vorhergegangenen Ergebnissen sind auch bei den MA-Partikeln Unterschiede zwischen den einzelnen Proben verhältnismäßig stark ausgeprägt, was für die spätere Auswertung bzw. das Ermitteln von Zusammenhängen mit den übrigen Daten erleichtern könnte. Der Abbildung 5.5-4 ist beispielhaft zu entnehmen, wie unterschiedlich sich die MA-Partikel in der Schweißgutmitte ausbilden können. Es wurden erneut die Proben 01-VM2MG-M21-15 und 09-781/B-M21-15 vergleichend und unter Nutzung identischer Bildausschnittsgröße dargestellt. Aufgrund der geringen MA_5 -Aktivität der Probe 09

wurden zwei Stengelkristallkorngrenzen in dem Bild nachgezeichnet, die MA-Partikel der Probe 01 hingegen lassen die ehemalige Austenitkorngrenze gut sichtbar in der Abbildung erscheinen.

Die erreichten Streuungen bei der MA-Auswertung sind in der Gesamtheit etwas geringer als bei der Auswertung der ferritischen Matrixstruktur. Neben den partiellen Unterschieden einzelner ausgewerteter Bildaufnahmen spielt bei den observierten Proben auch die Größe der Partikel eine wichtige Rolle. Sie ist im Durchschnitt verhältnismäßig klein und könnte neben den lokalen Unterschieden der Legierungsverteilung und damit vorherrschenden Umwandlungskinetik zur erkannten Streuung beigetragen haben.

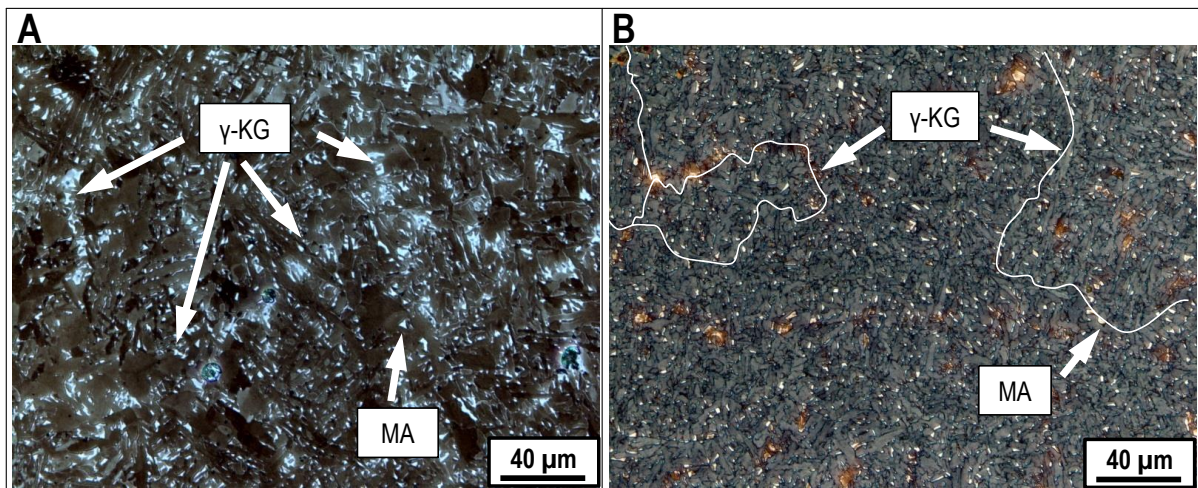


Abbildung 5.5-4 MA-Partikel Probe 01 (A), MA-Partikel Probe 09 (B)

Ebenso wie bei der MA-Partikelanalyse wurde sich bei der Auswertung der NME auf ein digitales Bildauswertesystem gestützt. Ausgewertet wurden der Durchmesser (D_{NME}), die Flächendichte (NME-FD) und der Flächenanteil (NME-FA). Der Parameter NME-FA ist im Wesentlichen von der Kreisfläche und der NME-Anzahl, sprich Flächendichte, abhängig. Aus diesem Grund steigt NME-FA zusammen mit den beiden genannten Parametern an bzw. fällt ab (Tabelle 5.5-3).

Tabelle 5.5-3 Ergebnisse der Gefügeanalyse NME, Auflichtmikroskopie

| Versuchsbezeichnung | Werte in μm | | Werte in 10^3mm^{-2} | | Werte in % | |
|---------------------|------------------------|--------------|-------------------------------|------|-------------|-------|
| | D_{NME} | s | NME-FD | s | NME-FA | s |
| 01-VM2MG-M21-15 | 0,67 | 0,042 | 9,1 | 2,33 | 0,38 | 0,074 |
| 02-588/1-M21-15 | 0,86 | 0,076 | 5,9 | 1,27 | 0,45 | 0,077 |
| 03-588/1-C1-15 | 0,86 | 0,047 | 9,5 | 0,96 | 0,68 | 0,053 |
| 04-588/1-M20-15 | 0,74 | 0,048 | 5,2 | 0,37 | 0,28 | 0,040 |
| 05-588/1-M13-15 | 0,77 | 0,068 | 4,6 | 1,22 | 0,32 | 0,108 |
| 06-588/1A2-M21-15 | 0,81 | 0,037 | 6,5 | 0,87 | 0,43 | 0,055 |
| 10-781/A-M21-15 | 0,88 | 0,072 | 5,1 | 0,84 | 0,43 | 0,127 |
| 09-781/B-M21-15 | 0,71 | 0,040 | 6,6 | 0,78 | 0,33 | 0,074 |

Im Falle der Durchmesserbestimmung konnten recht geringe Streuungen erreicht werden, hingegen wurden beim Flächenanteil und bei der Flächendichte höhere Streuungen festgestellt. Die ausgewerteten Bildaufnahmen mussten mit der größtmöglichen optischen Vergrößerung des Auflichtmikroskops erstellt

werden (siehe Abschnitt 4.4.5). Entsprechend klein sind die Bildausschnitte was dazu führen kann, dass sich die observierten Bereiche teils stark voneinander unterscheiden können. Zusätzlich können Präparationsartefakte eine Auswertung mittels Graustufenabgleich erschweren und das Ergebnis in gewissem Umfang beeinflusst haben.

Ähnlich den vorherigen Untersuchungen traten erneut erhebliche Unterschiede im Befund der hier untersuchten Proben auf. In der Tabelle 5.5-3 wurden die Minima und Maxima fett markiert und aus der Abbildung 5.5-5 ist beispielhaft zu entnehmen, wie differenziert das Auftreten der NME in den Proben sein kann.

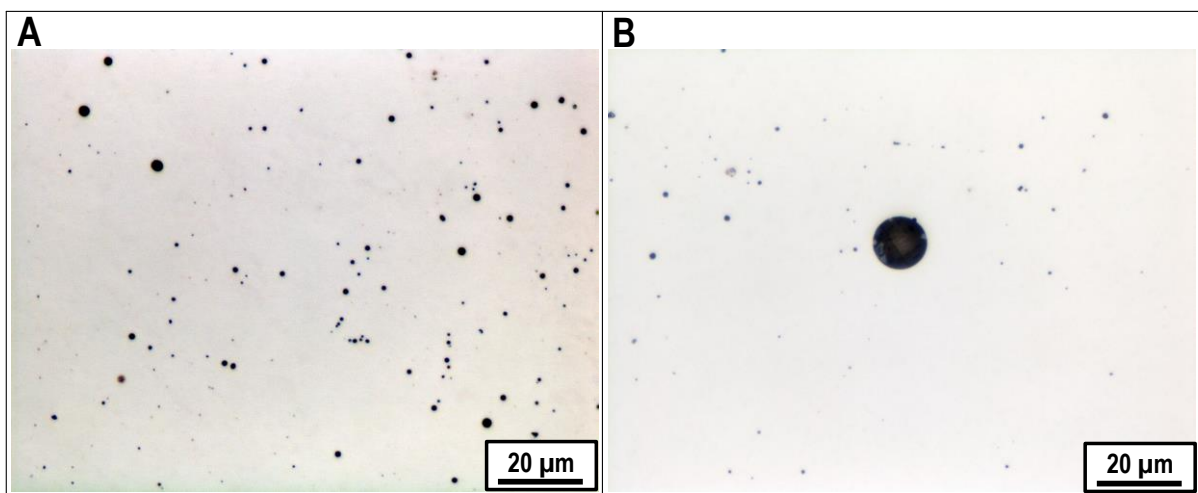


Abbildung 5.5-5 Verteilung NME Probe 01 (A), Verteilung NME Probe 03 (B)

5.5.2 Rasterelektronenmikroskopischer Befund

Als eine Hauptaufgabe der Lichtmikroskopie wurde verstanden, die 01-VM2MG-M21-15 hinsichtlich ihrer Matrix und MA-Partikel zu referenzieren, bzw. Daten für z. B. $MA_{krit.}$ zu generieren, woran sich alle anderen Proben später orientieren können. So sollten mögliche Zusammenhänge zwischen den verschiedenen Legierungen, Mikrogefüge und physikalischen Eigenschaften besser verständlich gemacht werden.

Bei den rasterelektronenmikroskopischen Untersuchungen wurden lediglich ausgewählte Proben, im Zusammenhang der durch angepasste Desoxidation/Schutzgasvariation veränderten NME-Chemie, sprich variierten Keimzuständen für den AF, untersucht. Analog der übrigen Untersuchungen wurde die Probe 01-VM2MG-M21-15 als Referenz genutzt, hierbei beeinflussten die EDX-Analysen der AF-aktiven NME in Voruntersuchungen, nachfolgend als aktive NME bezeichnet, zusammen mit der Literaturrecherche die Auswahl der Legierungsvariation.

Zunächst wurden jedoch geeignete Parameter für eine Darstellung der MA-Partikel (Probe: 01-VM2MG-M21-15) unter dem REM erarbeitet und MA-Partikel mittels EDX-Linienscan verifiziert (Abbildung 5.5-6). Unter dem SE-Detektor können MA-Partikel mit relativ hoher Primärspannung von 20 kV gut kontrastiert werden. Sie erscheinen in der SE-Abbildung hell mit teilweiser glatter oder nadliger Struktur und sind über ihre Fläche nicht immer homogen einer der beiden Oberflächen zuzuordnen. Im EDX-Linienscan konnte ähnlich wie in Abschnitt 2.7 beschrieben, ein höherer C-Gehalt in den mutmaßlichen MA-Partikeln im

Vergleich zur ferritischen Matrix nachgewiesen werden. Erwähnenswert ist, dass mit der LePera-Ätzung keine validen EDX-Analysen möglich waren.

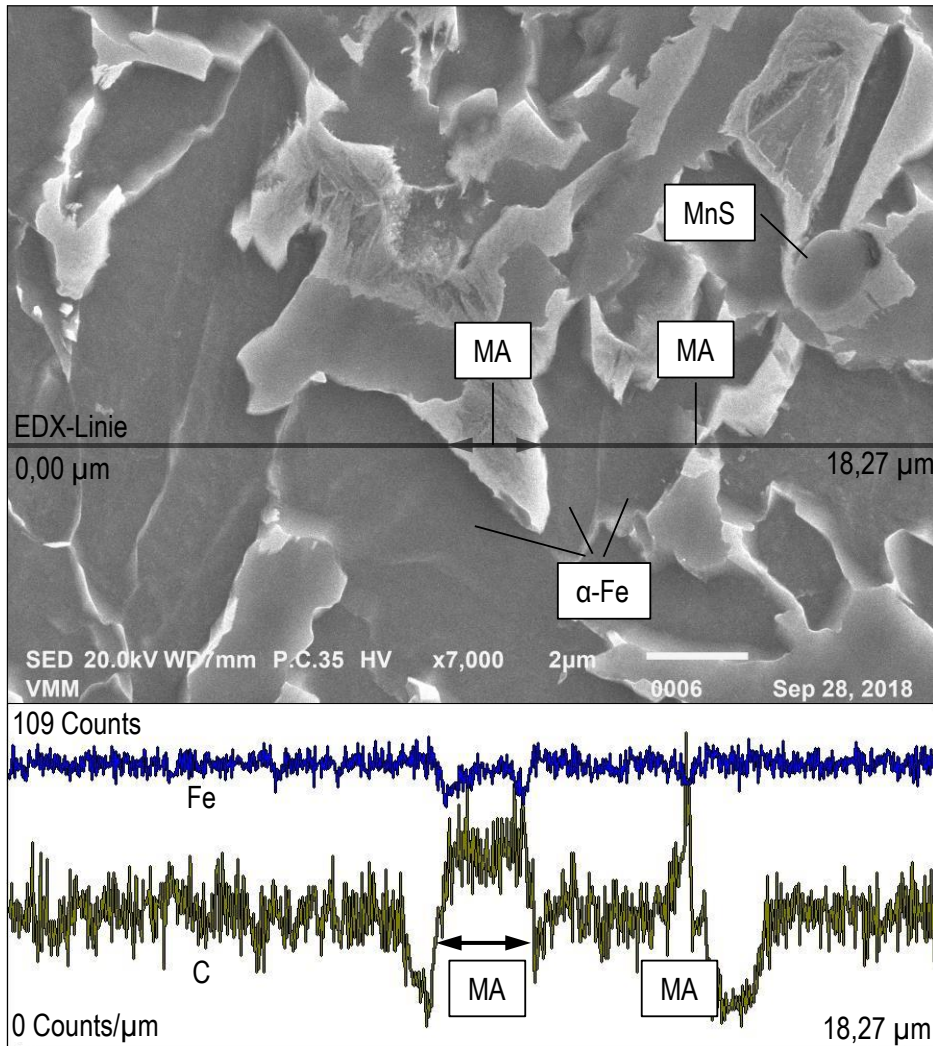


Abbildung 5.5-6 REM Aufnahme Probe 01, EDX-Linienscan durch MA-Partikeln, ausgewertet Fe und C-Counts

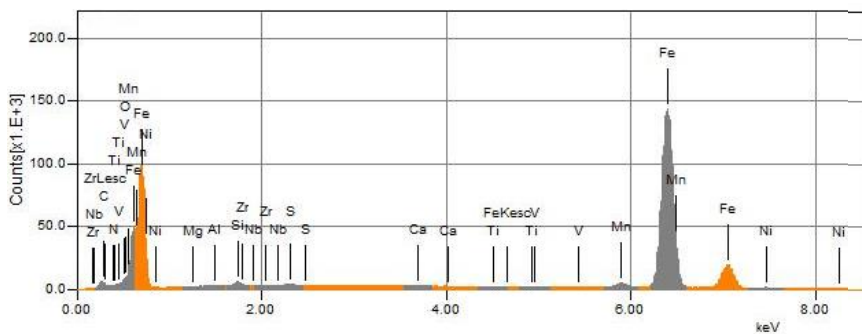


Abbildung 5.5-7 EDX-Spektrum des Linienscans aus Abbildung 5.5-6

Die Ursache hierfür liegt in der Niederschlagsbildung, welche die EDX-Analyse aufgrund der Kontamination der Oberfläche mit z. B. S weitestgehend unbrauchbar macht. Von der Abbildung 5.5-6 wurde ein Flächenmapping erstellt und die detektierten Elemente in der Abbildung 5.5-7 dargestellt. Neben den legierungstypischen Elementen Mn, Ni, Si und C wurde auch S detektiert. Gebunden wurde der S in einem NME, wie ebenfalls in der Abbildung 5.5-6 zu erkennen ist.

Tabelle 5.5-4 Wesentliche detektierte Elemente der EDX Analyse des in der Abbildung 5.5-6 mit MnS bezeichneten NME

| Element | EDX-Analyse in Ma% | |
|---------|--------------------|------|
| | | s |
| Mn | 59,05 | 0,44 |
| S | 29,61 | 0,42 |
| Ni | 6,50 | 0,10 |
| Si | 4,84 | 0,05 |

Da es in diesem Fall nicht zur Kristallisation von AF direkt an diesem NME kam, wird davon ausgegangen, dass es sich um ein für AF inaktives NME handelt. Exemplarisch kam es zur partiellen EDX-Flächenanalyse (drei Messungen) des Bereiches in dem der inaktive NME lag.

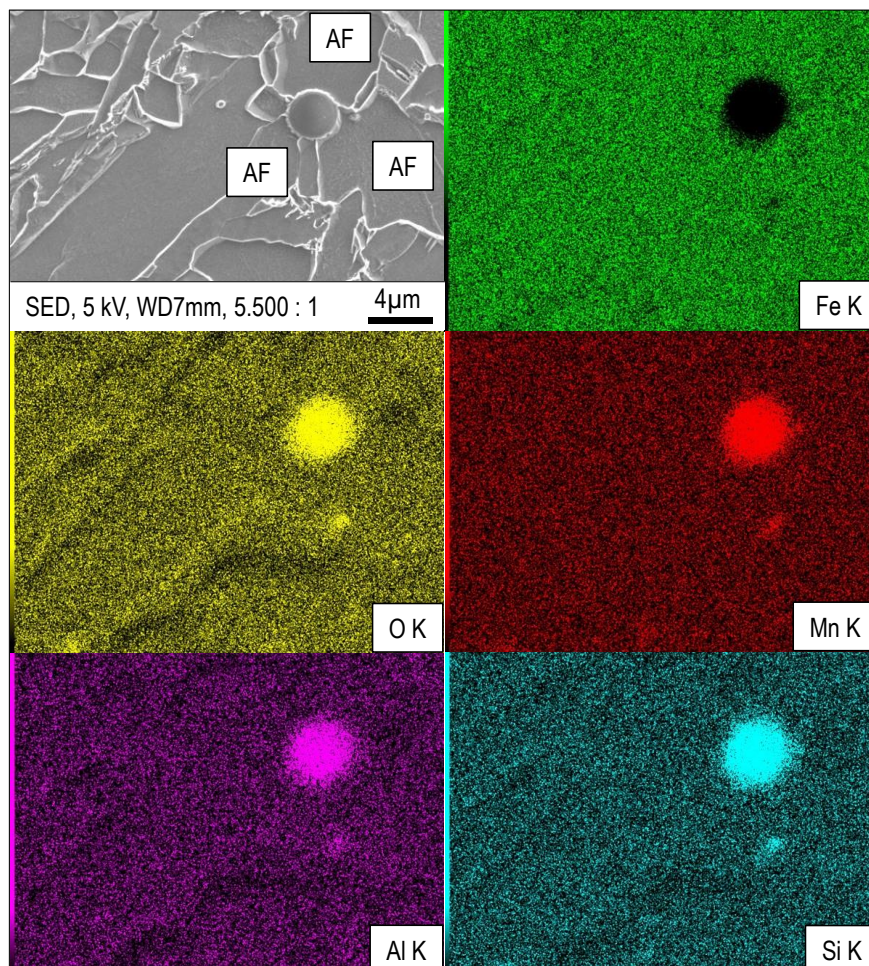


Abbildung 5.5-8 REM Aufnahme aktiver NME Probe 01, EDX-Flächenmapping mit farblicher Zuordnung einiger Elemente

Nach Auswertung der Analyse wird davon ausgegangen, dass es sich bei dem NME um ein Eutektikum der Elemente Mn, S, Ni und Si handelt (Tabelle 5.5-4). In der Literatur werden solche NME oftmals gesammelt als Mangansulfide (MnS) bezeichnet und sind hinsichtlich ihrer Inaktivität als Keimstelle für den AF hinreichend bekannt (siehe Abschnitt 2.5.2). Die erreichte Messunsicherheit der EDX-Flächenanalyse wird als brauchbar angesehen, auch aktive NME einer Untersuchung zu unterziehen. In

der identischen Schweißgutprobe (01-VM2MG-M21-15) konnten aktive NME ausfindig gemacht werden. Ein Beispiel hierfür ist der Abbildung 5.5-8 zu entnehmen, in welcher ein aktiver NME mit einem Durchmesser von circa 2,5 µm zu erkennen ist. Rund um den NME sind AF-Körner auszumachen, welche offensichtlich ausgehend von dem NME gewachsen sind. Im EDX-Mapping wird ersichtlich, dass der NME oxidischer Natur sein muss. Die partielle Flächenanalyse zeigt alle Elemente, welche in dem NME gebunden sind (Tabelle 5.5-5). Neben den absichtlich der Legierung zugeführten Desoxidationselementen Mn und Si lassen sich signifikante Mengen von Al, Ti und Mg in dem NME nachweisen. Ebenso wurde S durch den EDX-Detektor ausfindig gemacht (Spektren siehe Abbildung 5.5-9).

Tabelle 5.5-5 Wesentliche detektierte Elemente der EDX Analyse aus Abbildung 5.5-8

| Element | EDX-Analyse in Ma% | |
|-----------|--------------------|------|
| | | s |
| O | 41,61 | 0,06 |
| Mn | 31,77 | 0,09 |
| Si | 15,72 | 0,06 |
| Al | 8,65 | 0,04 |
| Ti | 1,27 | 0,02 |
| Mg | 0,40 | 0,02 |
| S | 0,58 | 0,02 |

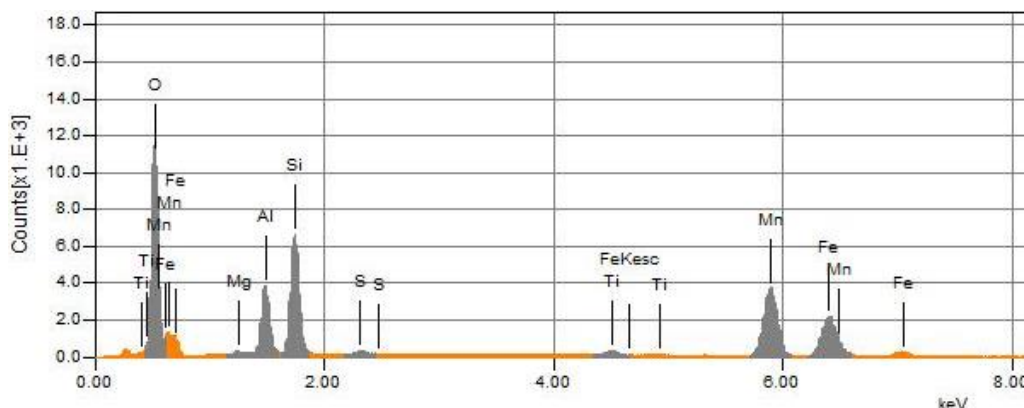


Abbildung 5.5-9 EDX-Spektrum des Flächenmappings aus Abbildung 5.5-8

Aufgrund der sehr geringen Ausscheidungsenthalpie als oxidische Verbindung der Elemente Al, Ti und Magnesium (Mg), bei der Schweißschmelzentemperatur werden selbst geringste Vorkommen der genannten Elemente in Oxiden gebunden (siehe hierzu Abschnitt 2.5-2, Abbildung 2.5-3). Welche chemische Zusammensetzung für optimale AF-Keimbedingungen verantwortlich ist, wurde noch nicht abschließend geklärt und ist nach wie vor Gegenstand zahlreicher Veröffentlichungen. In der vorstelligen Arbeit kam es zu Untersuchungen bezüglich unterschiedlicher Desoxidation- und Schutzgasvarianten, welche mit hoher Wahrscheinlichkeit auch die NME in ihrer chemischen Zusammensetzung beeinflusst haben müssen. Die NME der betreffenden Proben wurden bereits in Abschnitt 5.5.1 lichtmikroskopisch,

bzgl. des Auftretens und ihrer Verteilung untersucht. Nun kam es zur partiellen EDX-Flächenanalyse aktiver NME derselben Proben. Zu diesen Zweck wurden jeweils 10 aktive Oxide der Proben analysiert und in der Tabelle 5.5-6 statistisch ausgewertet.

Tabelle 5.5 6 Ergebnisse der EDX Analyse von jeweils 10 aktiven NME, Proben 01; 02; 03; 04; 05; 06; 09 und 10

| Versuchsbezeichnung* | EDX-Analyse NME in Ma% | | | | | |
|---|------------------------|--------------------|--------------|--------------------|-------------------|--------------------|
| | O | s (n in %) | Mn | s (n in %) | Si | s (n in %) |
| 01-VM2MG-M21-15 | 46,58 | 2,44 (100) | 28,2 | 2,2 (100) | 14,81 | 0,48 (100) |
| 02-588/1-M21-15 | 45,74 | 2,11 (100) | 29,75 | 2,78 (100) | 10,86 | 0,93 (100) |
| 03-588/1-C1-15* | 46,15 | 3,05 (100) | 30,82 | 3,12 (100) | 13,26 | 1,01 (100) |
| 04-588/1-M20-15 | 47,80 | 3,06 (100) | 23,82 | 4,06 (100) | 7,91 | 1,20 (100) |
| 05-588/1-M13-15 | 49,75 | 2,59 (100) | 21,54 | 3,76 (100) | 7,42 | 1,24 (100) |
| 06-588/1A2-M21-15 | 48,95 | 3,48 (100) | 19,33 | 3,99 (100) | 3,36 | 2,15 (90) |
| 10-781/A-M21-15 | 46,25 | 2,40 (100) | 25,69 | 4,13 (100) | 7,58 | 2,32 (100) |
| 09-781/B-M21-15** | 50,02 | 3,54 (100) | 12,92 | 3,21 (100) | 0,96 | 0,45 (90) |
| Versuchsbezeichnung | EDX-Analyse NME in Ma% | | | | | |
| | Al | s (n in %) | Ti | s (n in %) | Ca | s (n in %) |
| 01-VM2MG-M21-15 | 8,1 | 0,55 (100) | 0,94 | 0,27 (100) | 0,15 | 0,33 (20) |
| 02-588/1-M21-15 | 7,63 | 0,64 (100) | 4,72 | 0,98 (100) | 0,00 | 0,00 (0) |
| 03-588/1-C1-15* | 5,14 | 0,34 (100) | 3,26 | 1,05 (100) | 0,00 | 0,00 (0) |
| 04-588/1-M20-15 | 10,79 | 1,20 (100) | 7,43 | 1,78 (100) | 0,82 | 1,39 (40) |
| 05-588/1-M13-15 | 10,97 | 1,54 (100) | 7,66 | 1,33 (100) | 1,31 | 2,48 (30) |
| 06-588/1A2-M21-15 | 7,16 | 1,09 (100) | 20,73 | 4,32 (100) | 0,06 | 0,19 (10) |
| 10-781/A-M21-15 | 8,34 | 0,87 (100) | 9,03 | 3,35 (100) | 1,28 | 2,86 (30) |
| 09-781/B-M21-15** | 5,58 | 1,18 (100) | 28,83 | 5,21 (100) | 0,00 | 0,00 (0) |
| Versuchsbezeichnung | EDX-Analyse NME in Ma% | | | | Durchmesser in µm | |
| | Mg | s (n in %) | S | s (n in %) | D _{NME} | s |
| 01-VM2MG-M21-15 | 0,16 | 0,36 (20) | 1,06 | 0,88 (80) | 1,66 | 0,55 |
| 02-588/1-M21-15 | 0,00 | 0,00 (0) | 1,30 | 1,05 (70) | 1,50 | 0,50 |
| 03-588/1-C1-15* | 0,03 | 0,10 (10) | 1,26 | 0,77 (90) | 1,27 | 0,21 |
| 04-588/1-M20-15 | 0,00 | 0,00 (40) | 1,43 | 1,69 (60) | 1,51 | 0,61 |
| 05-588/1-M13-15 | 0,04 | 0,13 (30) | 1,32 | 0,75 (90) | 1,46 | 0,46 |
| 06-588/1A2-M21-15 | 0,00 | 0,00 (10) | 0,41 | 0,52 (40) | 1,62 | 0,40 |
| 10-781/A-M21-15 | 0,06 | 0,17 (30) | 1,78 | 1,26 (80) | 2,04 | 0,63 |
| 09-781/B-M21-15** | 0,00 | 0,00 (0) | 0,80 | 0,96 (50) | 1,20 | 0,15 |
| * zusätzlich Cu = 0,08 Ma%, s = 0,24, n = 10 % ** zusätzlich N = 0,89 Ma%, s = 2,68, n = 10 % | | | | | | |

Es kam vor, dass nicht in jedem untersuchtem NME alle in der Tabelle aufgeführten Elemente nachweisbar waren. Aus diesem Grund ist der prozentuale Anteil (n) der NME, welche die jeweiligen Elemente aufwiesen in der Tabelle 5.5-6 genannt worden. Abweichungen von 100 % wurden in der Tabelle, ebenso wie die Minima und Maxima, entsprechend fett markiert. Da bekanntermaßen NME je nach ihrer Entstehungsgeschichte (primär, sekundär, tertiär, quartär) bei unterschiedlichen Temperaturen und damit Ausscheidungsbedingungen gebildet werden, können deren chemische Zusammensetzung je nach Größe der Einschlüsse variieren (siehe Abschnitt 2.5). Repräsentative NME sollten demnach auch

ähnliche Größen besitzen, darauf wurde bestmöglich geachtet. Der mittlere Durchmesser der untersuchten NME betrug 1,2 bis 2,0 μm und wurde entsprechend dokumentiert. Die Streuung aller Ergebnisse befinden sich im akzeptablen Rahmen, wobei beachtet werden muss, dass Elemente die in Oxiden einer Probe nicht immer vorkamen, auch die Standardabweichung entsprechend erhöhen können (z. B. Ca aller Proben). Interessant war der Fakt, dass ein aktiver NME der Probe 09 N enthielt, offensichtlich kristallisierte ein Nitrid oder Karbonitrid an das betreffende Oxid an.

6 Diskussion

Im Abschnitt 5 wurde eine Vielzahl von Ergebnissen vorgestellt und diese hinsichtlich ihrer statistischen Sicherheit bzw. Streuung und Plausibilität beleuchtet. Nun werden Abhängigkeiten, bzw. Beziehungen der einzelnen Ergebnisse untereinander diskutiert und speziell mit der Mikrostruktur der Schweißgutmitte in Verbindung gebracht. Insbesondere sollen Abhängigkeiten der eingeführten Größen MA_5 und α_{GB} erkannt und für eine Beschreibung bzw. Bewertung des langsam abgekühlten, ferritischen Schweißguts genutzt werden.

6.1 Globale Beziehungen zwischen den Schweißguteigenschaften

Zunächst sollen die Beziehungen der durchgeführten mechanisch-technologischen Untersuchungen untereinander charakterisiert werden. Hierdurch sollen Grenzen erkannt werden, welche für eine spätere Einführung eines EGS-Schweißzusatzes gemäß Tabelle 2.2-2 wichtig sind. Wird beispielhaft ersichtlich, dass ab einem bestimmten Grenzwert einer Eigenschaft andere Eigenschaften signifikant aus der Tabelle 2.2-2 herausfallen, so muss ein späterer Schweißzusatz entsprechend eingestellt werden, bzw. es könnten die genannten Anforderungen für einen universell einsetzbaren EGW-Schweißzusatz nicht sichergestellt werden. In diesem Zusammenhang können nachfolgende Vergleiche der mechanisch-technologischen Eigenschaften mit dem jeweiligen Mikrogefüge besser gedeutet werden.

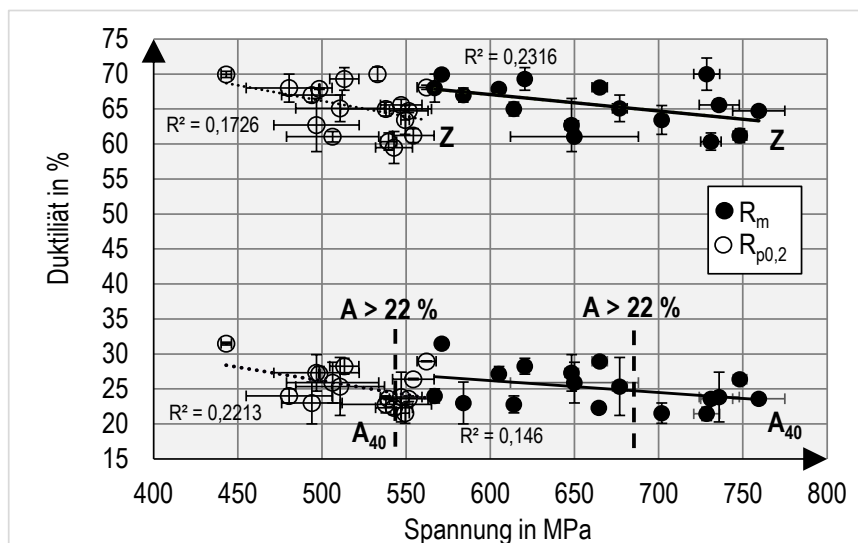


Abbildung 6.1-1 Globale Darstellung der Duktilität über den Festigkeitseigenschaften der quasistatischen Zugversuche

Zunächst wurden die erreichten Festigkeiten der Schweißgüter mit den dazugehörigen Duktilitätswerten Bruchdehnung und Brucheinschnürung verglichen (Abbildung 6.1-1). Mit steigender Zugfestigkeit nehmen die Duktilitätswerte leicht ab, wobei die Sicherheit einer Vorhersage eher gering ist. Noch weniger vorhersehbar scheint der Zusammenhang zwischen erreichter Duktilität und der Dehngrenze zu sein. Die geforderte Mindestbruchdehnung (Tabelle 2.2-2) beträgt 22 % und wird verhältnismäßig sicher (mit Streuungen) bis zu einer Zugfestigkeit von 700 MPa und einer Dehngrenze von bis zu 550 MPa erreicht. Für die Brucheinschnürung gibt es keine normativen Mindestanforderungen, diese Größe wird lediglich ergänzend zur Bruchdehnung betrachtet.

Als sehr konsistenten Zusammenhang können die ermittelten Schweißguthärten im Vergleich zu den entsprechenden Zugfestigkeiten angesehen werden (Abbildung 6.1-2). Ein linearer Zusammenhang wird hier analog der DIN EN ISO 18265 (Werte für unlegierten Stahl) angenommen, lediglich die Steigung der ermittelten Geraden unterscheidet sich leicht von der Normgeraden.

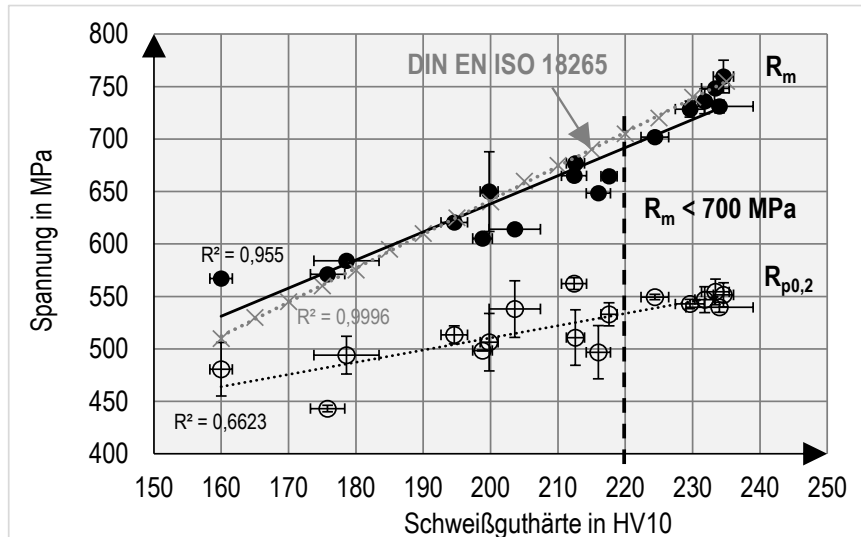


Abbildung 6.1-2 Globale Festigkeitseigenschaften im Vergleich zur Schweißguthärte, Interpolationsgerade aus DIN EN ISO 18265 ergänzend dargestellt

Zuweilen kann ein ähnliches Verhalten auch zwischen der Schweißguthärte und der Dehngrenze beobachtet werden. Allerdings ist eine Vorhersage der Werte (Bestimmtheitsmaß) weniger präzise als bei dem Zusammenhang zwischen Zugfestigkeit und der Schweißguthärte. Die genannte Grenze von ca. 700 MPa Zugfestigkeit und weniger als 550 MPa Dehngrenze für die Absicherung der Mindestdehngrenze von 22 % wird bei einer Schweißguthärte von in etwa 220 HV10 erreicht.

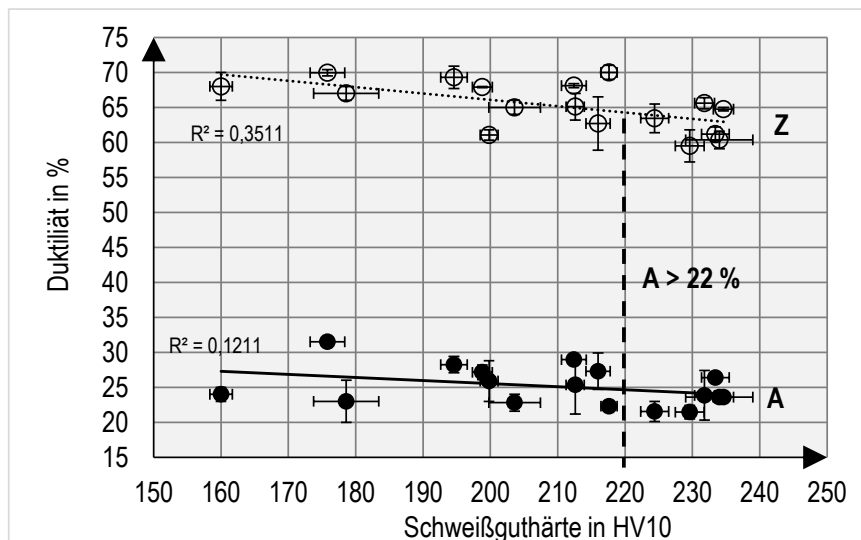


Abbildung 6.1-3 Globale Darstellung der Duktilität über die Schweißguthärte

Dieser Umstand ist ebenfalls aus der Abbildung 6.1-3 zu entnehmen, in der bei 220 HV10 noch 22 % Bruchdehnung erkennbar ist. Auch wenn es bei Härtewerten oberhalb von 220 HV10 Proben mit mehr als 22 % Bruchdehnung gibt, wird der allgemeine Trend zu geringerer Duktilität bei höheren Härtewerten bzw. Festigkeiten als Anlass genommen, die aus der Tabelle 2.2-2 geforderten Werte entsprechend auf

eine Zugfestigkeit von ca. 700 MPa, einer Dehngrenze von ca. 550 MPa und eine Härte von ca. 220 HV10 für eine praktische Anwendung der genannten Einsatzbereiche zu beschränken.

Wird die Zugfestigkeit und Dehngrenze der Versuche 01 bis 16 ($t = 15 \text{ mm}$) über die $T_{100\text{-J}}$ -Übergangstemperatur aufgetragen (Abbildung 6.1-4), ist zu konstatieren, dass tendenziell höhere Dehngrenzen geringere $T_{100\text{-J}}$ -Übergangstemperaturen provozieren. Tatsächlich weicht die Zugfestigkeit von einem solchen Zusammenhang stärker ab als die Dehngrenze. Im Bereich von ca. 550 MPa Dehngrenze werden die geringsten $T_{100\text{-J}}$ -Übergangstemperaturen erreicht, nur die Proben 09-781/B-M21-15 und 10-781/A-M21-15 halten hierbei die vorher beschriebenen Grenzen von Festigkeit, Härte und Duktilität in etwa ein. So schafft die Versuchsnummer 10 noch 22,8 % Bruchdehnung, die eine höhere Festigkeit aufweisende Probe 09 jedoch nur noch 21,6 % bei 15 mm Blechdicke und 22,3 % Bruchdehnung bei 25 mm Blechdicke (Versuch 17).

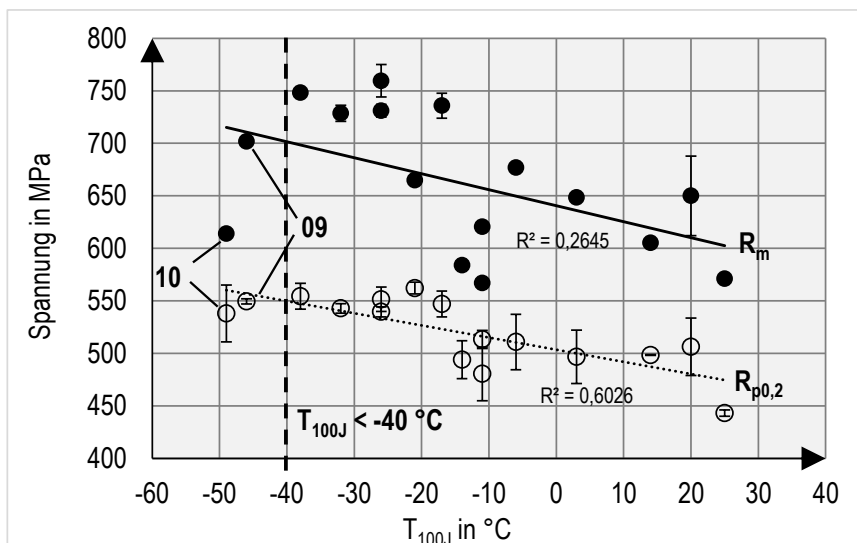


Abbildung 6.1-4 Globale Darstellung der Zugfestigkeit und Dehngrenze über die $T_{100\text{-J}}$ -Übergangstemperatur

Auch im Falle der 25 mm-Schweißung mit um 50 % erhöhter Streckenenergie konnte mit der Elektrode 781/B und M21-Schutzgas (identisch Versuch 09) ein hoch zähes Schweißgut hergestellt werden. Die $T_{100\text{-J}}$ -Übergangstemperatur konnte hierbei nicht ermittelt werden, da bei der niedrigsten Prüftemperatur (-60 °C) noch knapp 180 J von den Kerbschlagproben aufgenommen wurden.

Auffallend war, dass es zu beträchtlichen Unterschieden bei den Verläufen der Kerbschlagübergangskurven (Abbildungen 5.3-1 bis 5.3-6) kam. So besitzen die flacher verlaufenden, eine hohe Zähigkeit bei geringen Prüftemperaturen aufweisenden Proben oftmals geringere ertragbare Kerbschlagarbeiten bei Raumtemperatur als solche Proben, welche bei geringen Prüftemperaturen weniger zähere Eigenschaften aufwiesen. So konnten Proben mit mäßiger Festigkeit (R_m ca. 570 – 580 MPa) und Härte ($< 200 \text{ HV10}$) deutlich über 180 J, teils über 200 J erreichen, die bei geringer Prüftemperatur hoch zähen Proben (z. B. 09, 10) lagen hier deutlich moderater bei ca. 150 J (siehe Abbildung 6.1-5).

Im Falle einer auf den hier vorliegenden Daten basierenden Entscheidung zur Auswahl einer geeigneten Elektrodenanalyse unter dem Schutzgas M21 sind mehrere Varianten gemäß Tabelle 2.2-2 denkbar. Betrachtet man ausschließlich die mechanisch-technologischen Eigenschaften, sollte die Elektrode 781/A

(10) für den Schiffbau und Stahlbau, sowie bei moderater Blechdicke sehr ausgewogene Eigenschaften besitzen. Im Falle dickerer Bleche ($t > 25$ mm) wird die Elektrode 781/B (09) höchsten Ansprüchen gerecht. Sollten weniger hohe Festigkeits- und Zähigkeitsanforderungen bestehen, kann auch auf die übrigen Elektrodenanalysen, mit teils deutlich über 22 % Bruchdehnung zurückgegriffen werden.

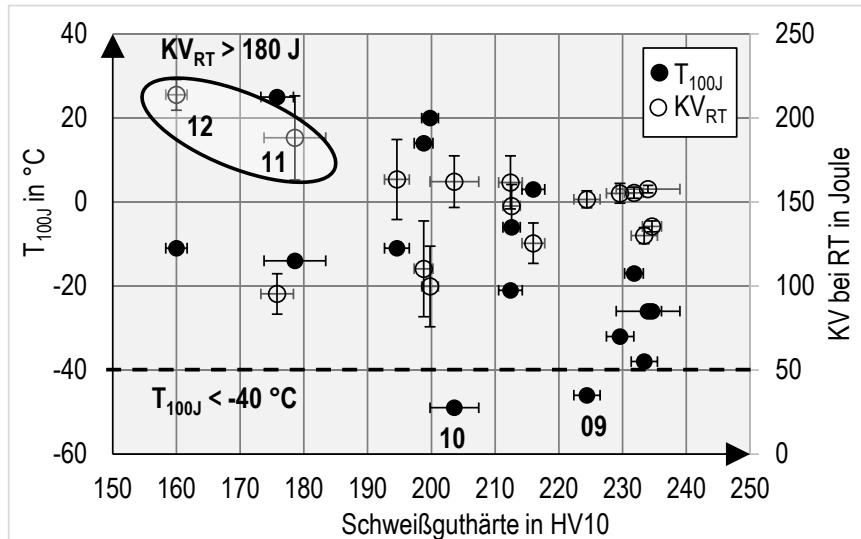


Abbildung 6.1-5 Globale Darstellung der T_{100J} -Übergangstemperatur, ertragbare Kerbschlagarbeit bei Raumtemperatur (KV_{RT}) über die Schweißguthärte

6.2 Beziehungen zwischen dem Mikrogefüge und den Schweißguteigenschaften

In diesem Kapitel wird beleuchtet, ob es allgemein gültige Zusammenhänge bezüglich der Gefügemorphologie und den erreichten mechanisch-technologischen Eigenschaften langsam abkühlender, ferritischer Schweißgüter gibt. Es werden zunächst keine zusammenhängenden Versuchsreihen (z. B. schrittweise Legierungsveränderung) bewertet, sondern alle Daten in der nachfolgenden Auswertung gleichermaßen berücksichtigt. Die hier ausgewerteten morphologischen Unterschiede der Mikrostruktur können Vorgänge im Metallgitter wie z. B. Steigerung der Mischkristallverfestigung, Teilchenverfestigung u. a. nicht wiedergeben und können demzufolge nachfolgend nicht mit bewertet werden.

Anfänglich wird sich auf die ferritische Matrixstruktur der Schweißgüter fokussiert. Neben den aus der Literatur bekannten Ferritarten wie z. B. AF, wird die neu eingeführte Größe der Korngrenzenaktivität (α_{GB}) auf ihre allgemein gültige Aussagekraft hin überprüft. Später wird der Ansatz auch auf die MA-Partikelparameter übertragen und neben den Flächenanteilen und Flächendichten auch die korngrenzenaktiven MA-Partikel (MA_5) bzgl. ihrer Normativität betrachtet.

Setzt man die ermittelten Dehngrenzen- und Zugfestigkeitswerte mit dem AF-Anteil der Mikrogefüge ins Verhältnis, ergibt sich ein Bild wie es in der Abbildung 6.2-1 zu erkennen ist. Beide Parameter des Zugversuches weisen eine mehr oder weniger starke Abhängigkeit vom AF auf. Es ist auffällig, dass mit steigenden AF-Anteil auch die Dehngrenze bzw. Zugfestigkeit steigt. Die Streuung im Bereich um 70 % AF ist besonders erwähnenswert, da offensichtlich sehr unterschiedliche Werte, besonders bei der Zugfestigkeit (614 – 760 MPa) mit ähnlichen AF-Gehalten (63 - 75 %) erzeugbar sind. Die Probe 17 wird aufgrund der gänzlich abweichenden Randbedingungen (erhöhte Streckenenergie) hiervon ausgenommen. Dehngrenzen von ca. 500 - 550 MPa sind in dem beschriebenen AF-Gehalt (ab 63 %)

bis zum Maximalwert von 83 % AF erreicht worden. Diese Auffälligkeit im Bereich von ca. 70 % AF kommt auch bei anderen Eigenschaften vor und wird aus diesem Grund später näher betrachtet werden (Abschnitt 6.3).

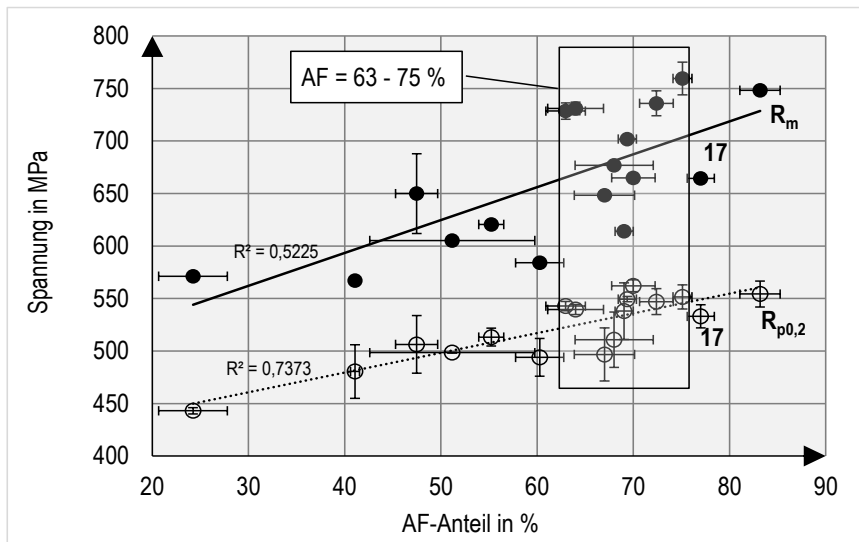


Abbildung 6.2-1 Globale Darstellung der Zugfestigkeit und Dehngrenze über den vorliegenden AF-Anteil

Ein umgekehrt proportionaler Zusammenhang zwischen den erreichten Dehngrenzen und Zugfestigkeitswerten des Schweißgutes kann mit der auftretenden Korngrenzenaktivität des Ferrits α_{GB} konstatiert werden (Abbildung 6.2-2). Insbesondere die Dehngrenze steigt mit geringeren α_{GB} ab unter 12 % auf 550 MPa valide an und erreicht damit ihren höchsten Wert. Das Zusammenspiel zwischen der intragranularen (AF-Gehalt) und intergranularen (α_{GB}) Mikrostruktur auf die Dehngrenze und Zugfestigkeit ist aufgrund der vorliegenden Daten erkennbar. Hohe AF-Gehalte (ab 63 %) und eine geringe Korngrenzenaktivität (unter 12 %) erzeugen die höchsten Festigkeiten und Dehngrenzen im EGS-schweißgut.

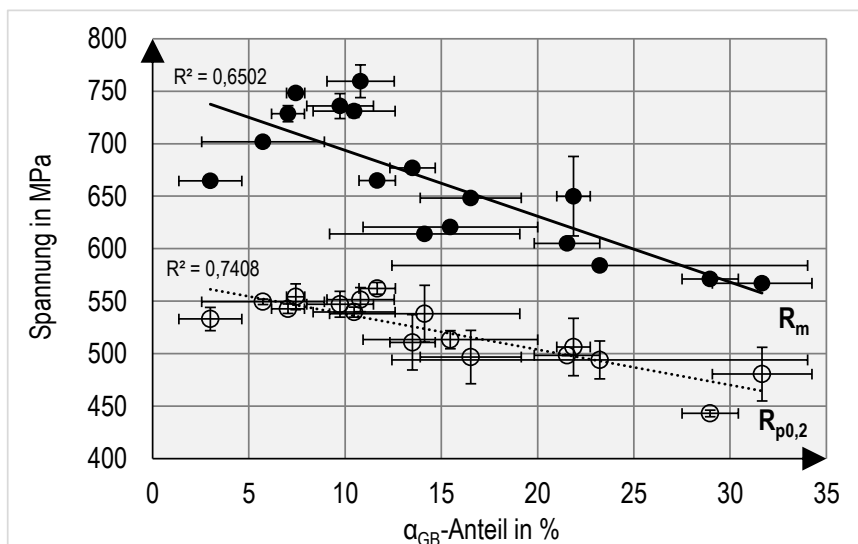


Abbildung 6.2-2 Globale Darstellung der Zugfestigkeit und Dehngrenze über den vorliegenden α_{GB} -Anteil

Da der AF und die Korngrenzenaktivität einen Einfluss auf die Zugfestigkeit ausüben und die Schweißguthärte direkt proportional mit der Zugfestigkeit korreliert (Abbildung 6.1-2), ist die Schweißguthärte ähnlich der Zugfestigkeit von der Korngrenzenaktivität und vom AF-Gehalt abhängig

(Abbildung 6.2-3). Ebenso wie aus den Zugversuchen ermittelten Daten besteht eine signifikante Streuung der Schweißguthärte im Bereich von 63 bis 75 % AF-Gehalt. Die betreffenden Proben sind identisch zu den in der Abbildung 6.2-1 markierten.

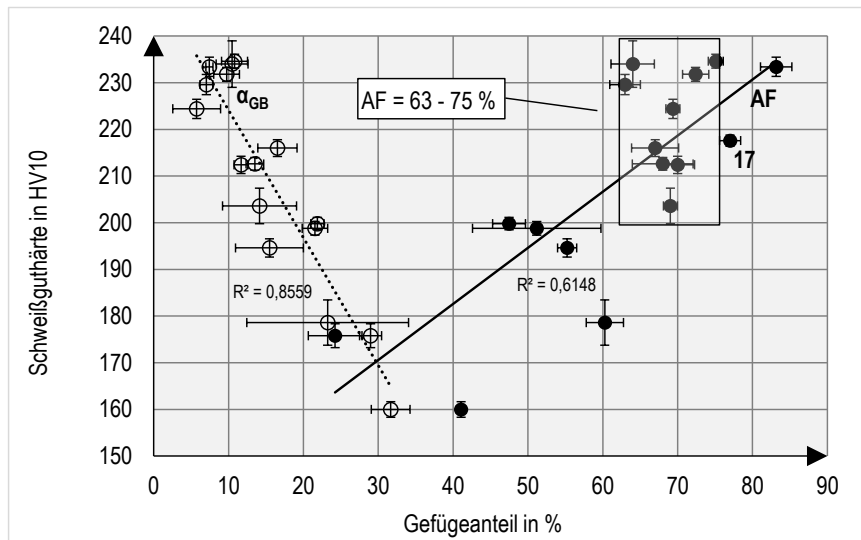


Abbildung 6.2-3 Globale Darstellung der Schweißguthärte über den α_{GB} - und AF-Anteil, auffällige Streuung der Schweißguthärte im Bereich 63 bis 75 % AF-Anteil markiert

Es ist logisch, dass aufgrund der erkannten Zusammenhänge von Festigkeit und Duktilität (Abschnitt 6.1) erhöhte AF-Anteile, zu mindestens tendenziell, die Duktilitätswerte der untersuchten Schweißgüter absinken lassen (Abbildung 6.2-4).

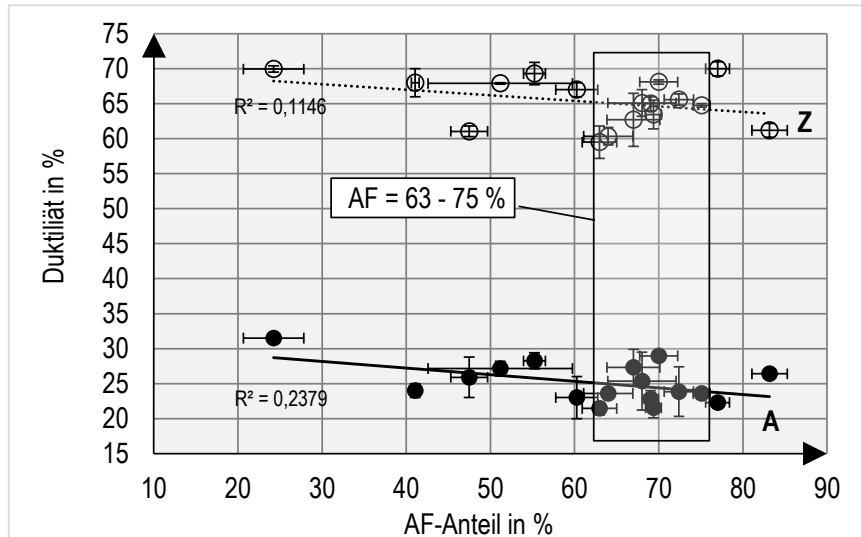


Abbildung 6.2-4 Globale Darstellung der Duktilität über dem AF-Anteil, auffällige Streuung der Duktilität im Bereich 63 bis 75 % AF-Anteil markiert

Es wird zwar im Wesentlichen davon ausgegangen, dass eine Festigkeitssteigerung durch AF auf der Korngrenzenverfestigung beruht und somit die Duktilität nicht übermäßig reduziert wird, jedoch ist ein Abfall an Duktilität mit steigendem AF-Gehalt deutlich erkennbar. Im Bereich von 70 % AF sind erneut die bekannten Streuungen ersichtlich. Somit ist es möglich, dass neben dem AF noch andere morphologische Eigenschaften zu mindestens teilweise die Duktilität beeinflusst haben könnten. Zusätzlich zum Verhältnis zwischen der Korngrenzenaktivität mit der Duktilität (Abbildung 6.2-5) kam es noch zur Beschreibung der

Beziehung zwischen dem gesamten polygonalen Ferrit (PF), inter- und intragranular, mit der Schweißgutduktilität in der Abbildung 6.2-6.

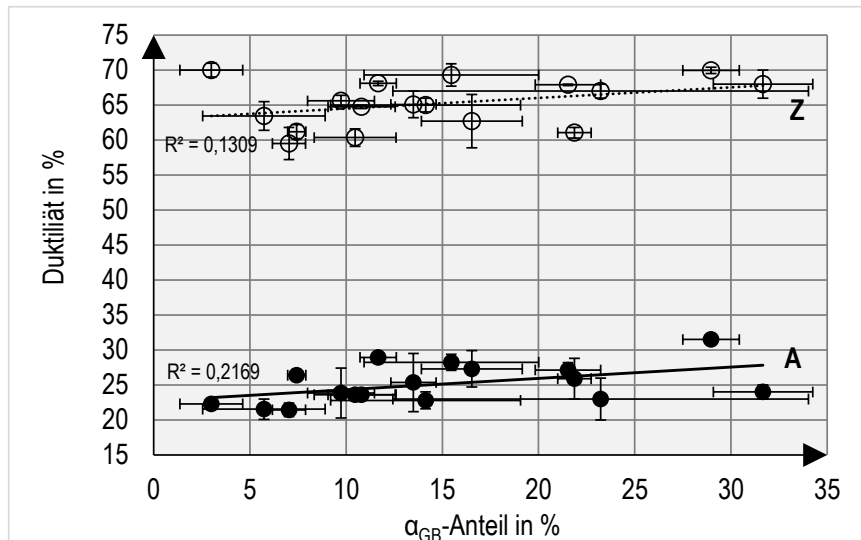


Abbildung 6.2-5 Globale Darstellung der Duktilität über den α_{GB} -Anteil

Beide Parameter erhöhen mit steigendem Anteil auch die Duktilität, wobei die Regressionsgerade der Bruchdehnung A eine stärkere Steigung aufweist als die der Brucheinschnürung Z und somit ein Zusammenhang für diese Eigenschaft sicherer erscheint.

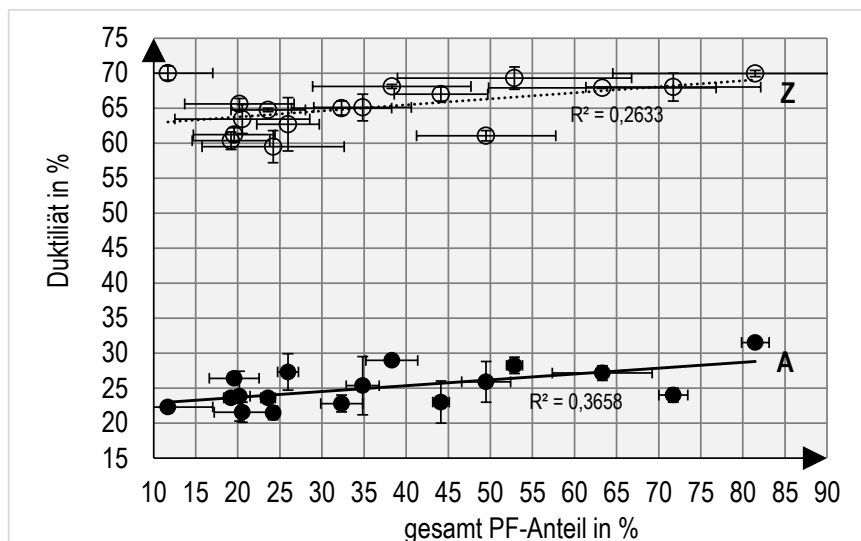


Abbildung 6.2-6 Globale Darstellung der Duktilität über den gesamt PF-Anteil

Da bei α_{GB} nicht nur der Korngrenzenferrit PF(GB) sondern auch FS(GB) wie z. B. der WF oder die obere Zwischenstufe mit einfließt, liegt die Vermutung nahe, dass das Auftreten großflächiger Ferritstrukturen an der ehemaligen Austenitkorngrenze eine gewisse Voraussetzung für das Erreichen erhöhter Duktilitätsreserven sein kann. Beide Darstellungen (Abbildung 6.2-5 und 6.2-6) unterliegen Streuungen in nicht unerheblicher Größe, wobei die Korrelation des gesamten PF-Gehaltes mit der Duktilität sicherer erscheint.

Eine äußerst wichtige Eigenschaft von Schweißgütern stellt die Zähigkeit da, sie wird in der vorliegenden Arbeit durch die Energie-Aufnahmefähigkeit des Materials im Kerbschlagversuch bzw. durch die ermittelte

Übergangstemperatur T_{100J} stellvertretend bewertet. Elementar bestehen Zusammenhänge der erreichten T_{100J} -Übergangstemperaturen mit den ermittelten AF-Gehalten und der Korngrenzenaktivität (Abbildung 6.2-7).

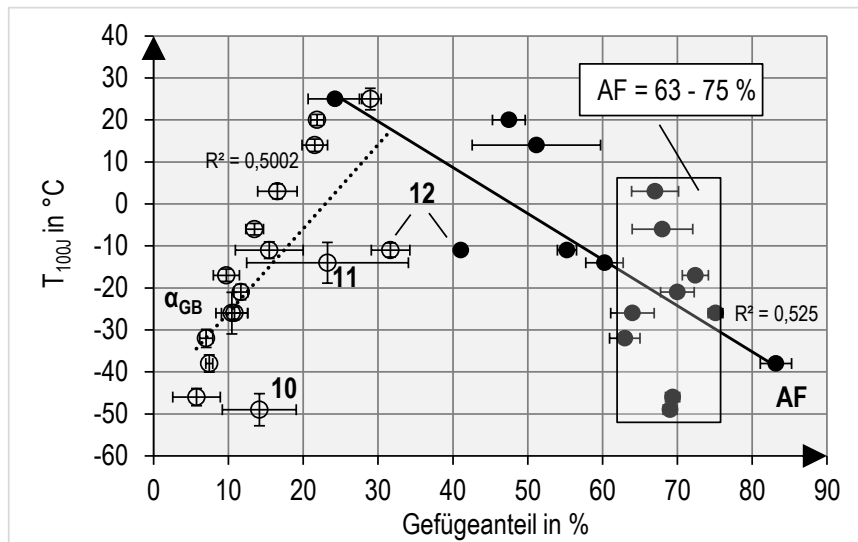


Abbildung 6.2-7 Globale Darstellung der T_{100J} -Übergangstemperatur über den α_{GB} - und AF-Anteil, auffällige Streuung der T_{100J} -Übergangstemperatur im Bereich 63 bis 75 % AF-Anteil markiert

Im Falle der AF-Betrachtung kommen erneut die bekannten Streuungen im 63 bis 75 % Spektrum vor. Die Probe 17 kann in dieser Auswertung nicht mit einbezogen werden, da ihre T_{100J} -Übergangstemperatur bekanntermaßen nicht ermittelbar war (Abschnitt 5.3). Wie bei der Diskussion zu den Härtewerten und den Zugversuchen, ist eine Auswertung gemäß der 63 bis 75 % AF-Gehalte auch bei den Kerbschlagversuchen sinnvoll. Eine rein globale Betrachtung der Ergebnisse erscheint nicht zielführend, auch wenn offensichtlich wird, dass sehr große Zähigkeiten (geringe T_{100J}) nur mit AF-Gehalten größer 60 % erreichbar sind.

Auffällig ist der Zusammenhang, dass die Korngrenzenaktivität für die globale Beschreibung der erreichbaren T_{100J} -Übergangstemperatur geeignet erscheint. Einzig die Ergebnisse der Versuche 10, 11 und 12 treten etwas aus der Regressionsgeraden heraus und verschieben die Gerade damit mehr oder weniger stark. Alle diese Proben gehören zu einer Versuchsreihe, in welcher der Ni-Gehalt bei fast identischer Restchemie geändert wurde. Insbesondere wurde bei der Probe 12 komplett auf Ni verzichtet, was ausschließlich bei dieser Probe vorkam. Dieser Umstand könnte zu den erkennbaren Streuungen geführt haben und wird in einem späteren Abschnitt erneut aufgegriffen werden.

Eine globale Betrachtung der Versuchsergebnisse wurde ebenso für die MA-Partikelparameter erhoben. Zu diesem Zweck wurden die Parameter MA₅ und MA-FA, sowie MA-FD mit den aufgenommenen mechanisch-technologischen Eigenschaften diskutiert. Im Falle des MA₅-Anteils konnte kein Zusammenhang zwischen gemessenen MA₅ (absolut und relativ) und den Härtewerten in der Schweißgutmitte erkannt werden (Abbildung 6.2-8). In Summa ergeben die Datenpunkte eher eine Wolke ohne erkennbares, korrelationsfähiges Muster, als einen linear beschreibbaren Zusammenhang. Durchweg stehen die Datenpunkte der MA_{5abs}-Partikel sehr eng beisammen und erschweren eine verlässliche Auswertung.

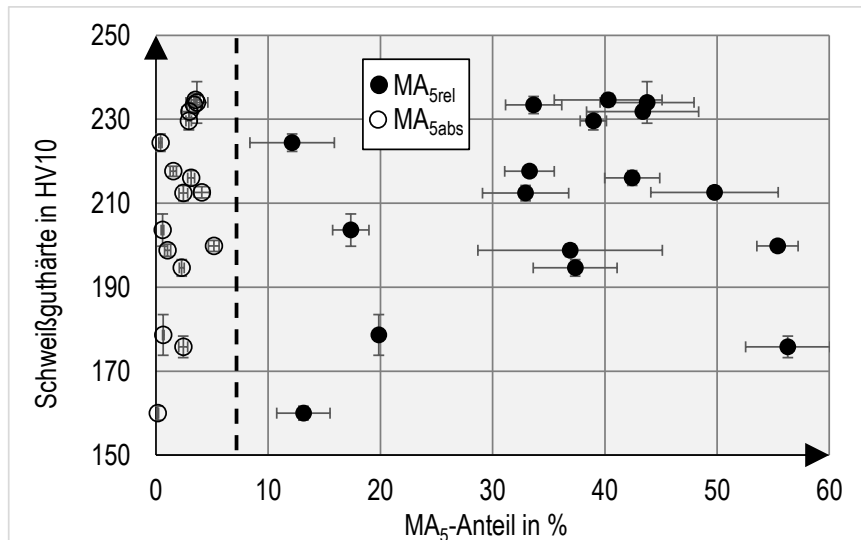


Abbildung 6.2-8 Globale Darstellung der Schweißgüthärte über den MA₅-Anteil

Im Falle der erreichten Schweißgüthärte scheint eine hohe Partikeldispersität (MA-FD) zu erhöhten Härtewerten zu führen (Abbildung 6.2-9), fein verteilte MA-Partikel könnten damit gemäß der Ausscheidungshärtung die Festigkeit steigern. Dies wird bei der Gegenüberstellung MA-FD zur Dehngrenze und Zugfestigkeit bestätigt (Abbildung 6.2-11).

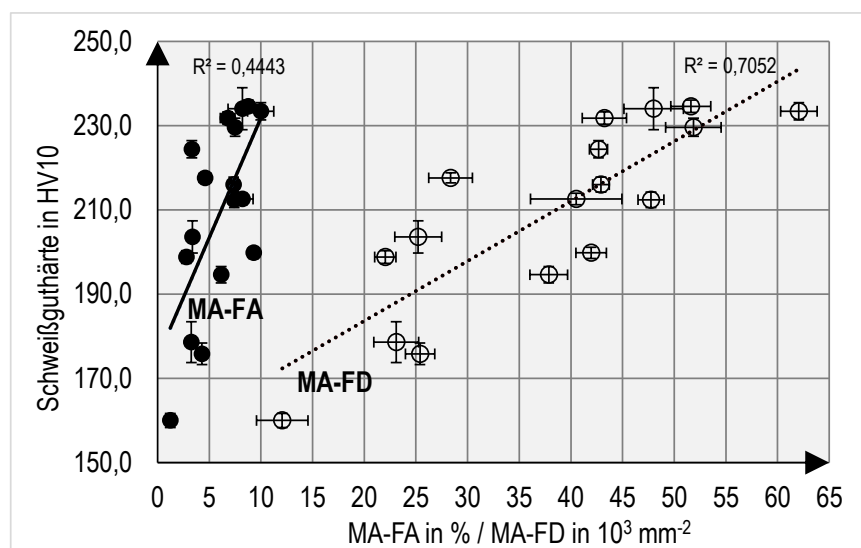


Abbildung 6.2-9 Globale Darstellung der Schweißgüthärte über den MA-Flächenanteil und der MA-Dispersität

Wie bei der Härte ist bei der Dehngrenze und Zugfestigkeit keine eindeutige Beziehung zum MA-Flächenanteil erkennbar. Vielmehr liegen die Datenpunkte verhältnismäßig dicht zusammen und erlauben eine breite Varianz bezüglich den erreichten MA-FA und ermittelten Härte bzw. Festigkeitswerten. Es könnte sein, dass in diesem Fall die Datenmenge für eine sichere Aussage nicht ausreichte und ggf. Zusammenhänge aus diesem Grund nicht erkennbar sind. Ebenso unsicher scheint das Verhältnis zwischen MA₅ (absolut und relativ) und den erreichten Dehngrenzen und Zugfestigkeiten zu sein (Abbildung 6.2-10). Erneut wird ein globaler Zusammenhang zwischen MA₅ und den mechanisch-technologischen Eigenschaften eher unwahrscheinlich.

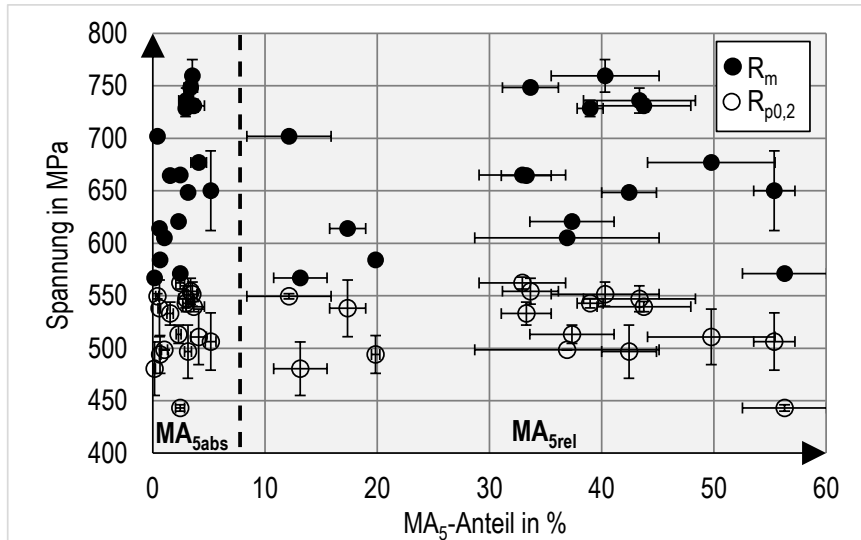


Abbildung 6.2-10 Globale Darstellung der Zugfestigkeit und Dehngrenze über das relative und absolute MA₅-Kriterium

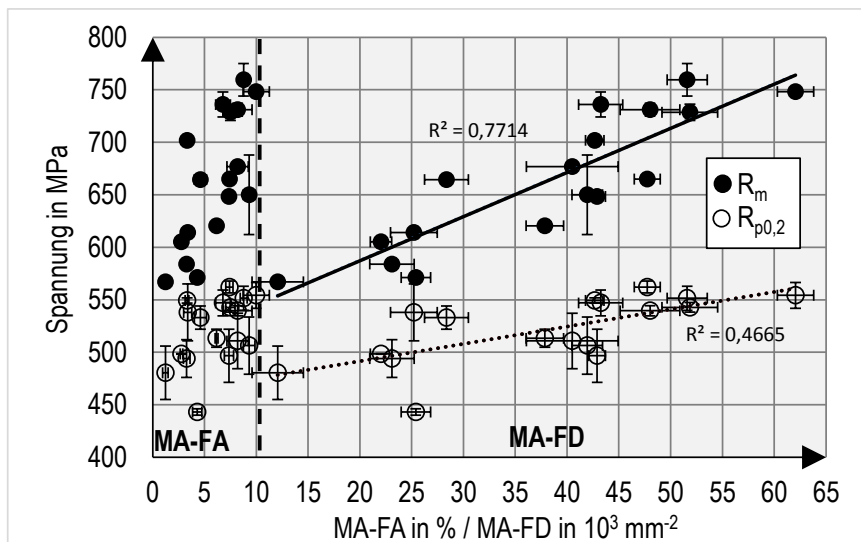


Abbildung 6.2-11 Globale Darstellung der Zugfestigkeit und Dehngrenze über den MA-Flächenanteil und der MA-Dispersität

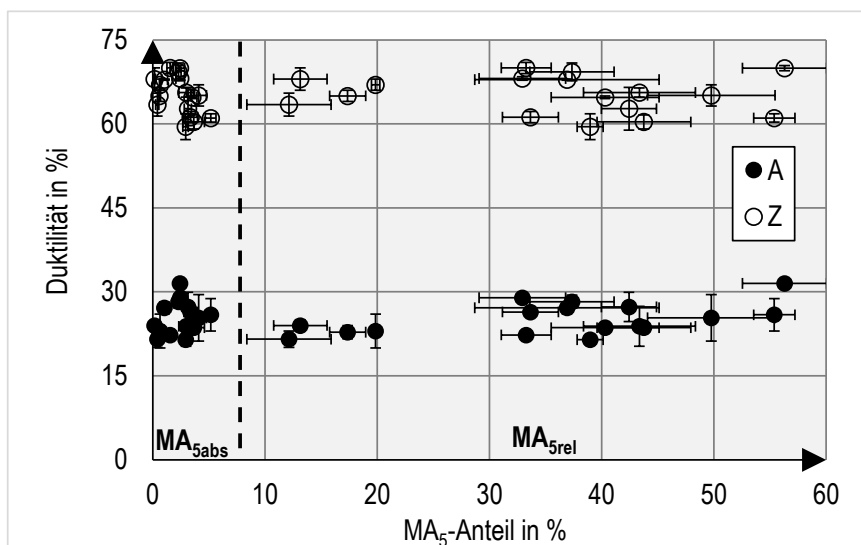


Abbildung 6.2-12 Globale Darstellung der Duktilität über das relative und absolute MA₅-Kriterium

Es stellt sich die Frage, ob eine auf wenige Versuche beschränkte Betrachtung, z. B. innerhalb von Versuchsreihen, eher zu einem Ergebnis führen könnte. Weiterhin erlaubt es die Datenlage nicht, mit den Parametern MA₅ oder MA-FA bzw. MA-FD Rückschlüsse auf die erreichten Duktilitätswerte Bruchdehnung und Brucheinschnürung zu ziehen (Abbildungen 6.2-12 und 6.2-13). Die Lage der Datenpunkte ist fast konstant horizontal angeordnet und erlaubt keine Interpretation bzw. Korrelation mit den Duktilitätskennwerten.

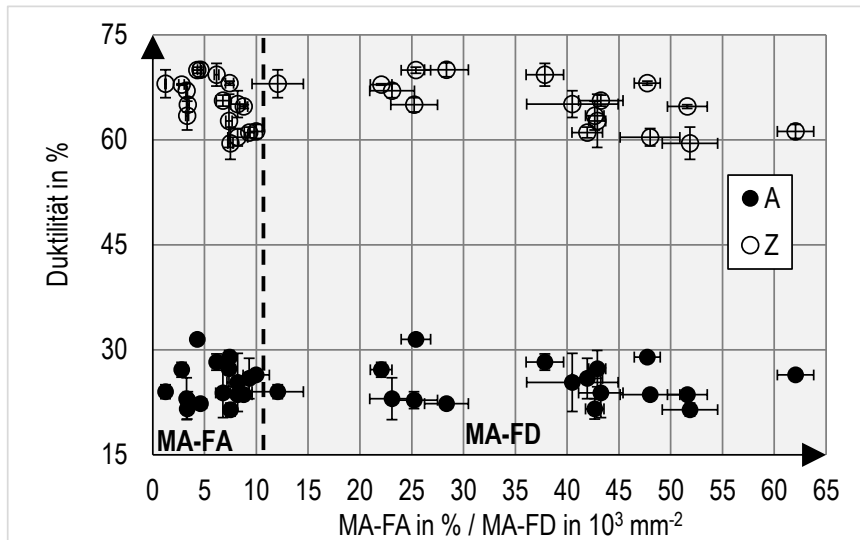


Abbildung 6.2-13 Globale Darstellung der Duktilität über den MA-Flächenanteil und der MA-Dispersität

Zusätzlich besteht der bekannte Sachverhalt ebenso im Zusammenhang der aufnehmbaren Kerbschlagarbeit in der Schweißgutmitte, bzw. dem Erreichen der T_{100J}-Übergangstemperatur (Abbildungen 6.2-14 und 6.2-15).

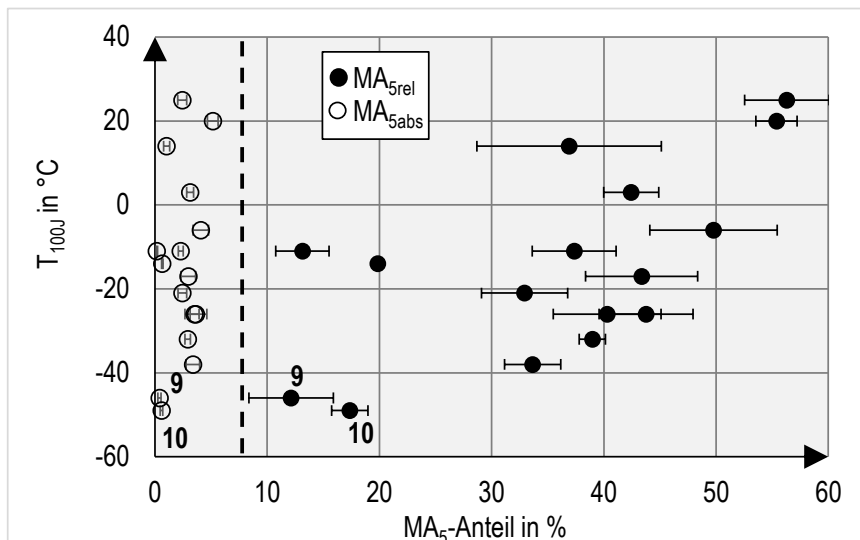


Abbildung 6.2-14 Globale Darstellung der T_{100J}-Übergangstemperatur über das relative und absolute MA₅-Kriterium

Dennoch besitzen die Proben mit der höchsten Zähigkeit (geringste T_{100J}-Übergangstemperatur) die wenigsten Anteile an MA₅ und zwar sowohl absolut wie relativ und ebenso die geringsten Flächenanteile an MA-Partikel (MA-FA) überhaupt. Im Fall der MA-Flächendichte können ausgesprochen geringe T_{100J} sowohl bei vergleichsweise geringen, mittleren und hohen Dispersitäten erreicht werden, was eine allgemeine Aussage dieses Parameters bezüglich der T_{100J} verhindert. Entsprechend der hier

vorgestellten Tatsachen wird eine weitere Beleuchtung der Mikrostruktur z. B. innerhalb eines fest gewählten AF-Spektrums oder innerhalb von Versuchsreihen mit möglichst wenigen, besser einer veränderlichen Größe nötig, um die Bedeutung besonders der MA-Partikel besser zu verstehen.

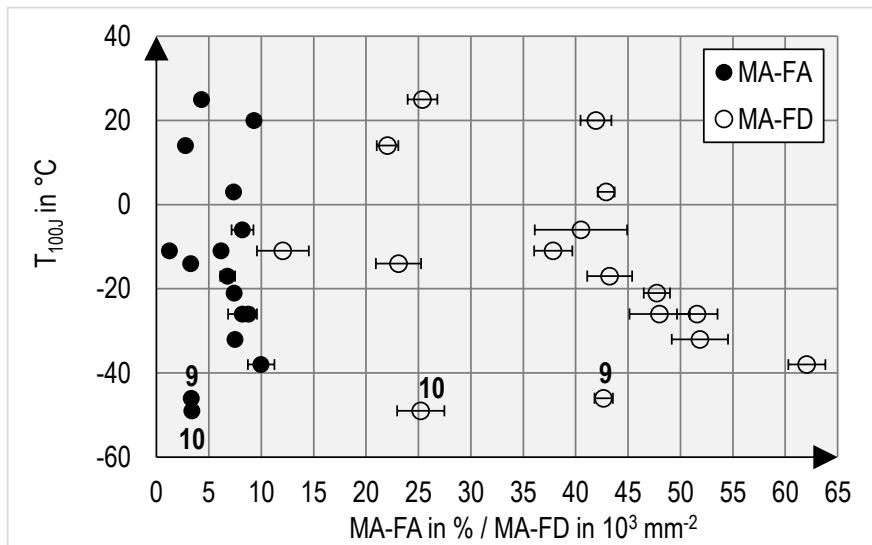


Abbildung 6.2-15 Globale Darstellung der T_{100J} -Übergangstemperatur über den MA-Flächenanteil und der MA-Dispersität

Der neu eingeführten Parameter α_{GB} ergänzt die klassische, zu meist intragranulare Mikrostrukturbetrachtung der Matrixstruktur (AF) angemessen. Ebenso wie die MA-Partikelparameter sollte die Aussagekraft in Versuchsreihen mit stufenweise veränderten Mikrostrukturen ergänzend überprüft werden.

6.3 Mikrogefüge und Eigenschaften bei AF-Gehalten von ca. 70 %

Im Falle der globalen Bewertung des EGS-Schweißgutmikrogefüges hinsichtlich der mechanisch-technologischen Eigenschaften sind Auffälligkeiten festzustellen (siehe Abschnitt 6.2). AF-Gehalte um 70 % (63 bis 75 %) ließen in Punkto Festigkeit, Duktilität und Zähigkeit erhebliche Eigenschaftsvariationen zu.

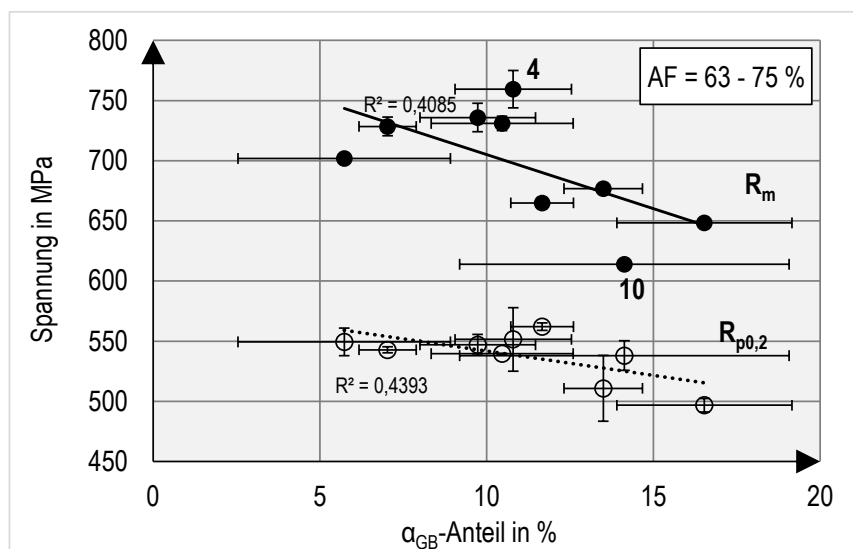


Abbildung 6.3-1 Darstellung der Zugfestigkeit und Dehngrenze über den α_{GB} -Anteil bei AF-Anteilen von 63 bis 75 %

Als mögliche Ursache könnten Effekte wie die nicht berücksichtigte Mischkristall- und Teilchenverfestigung ursächlich sein aber auch starke Unterschiede der restlichen Gefügemorphologie könnten diese Eigenschaftsstreuungen bei verhältnismäßig ähnlichen AF-Anteilen erzeugt haben. Der zweite genannte Ansatz wird in diesem Kapitel näher beleuchtet. Im auffälligen AF-Spektrum sind insgesamt 9 Proben einzuordnen, diese Anzahl lässt eine erneute statistische Überprüfung anderer Einflussfaktoren hinreichend zu. Aufgrund der Fülle an auswertbaren Parametern werden nachfolgend nur Parameter betrachtet, welche mit hoher Wahrscheinlichkeit eine Relevanz für Eigenschaftsänderungen im Mikrogefüge aufweisen.

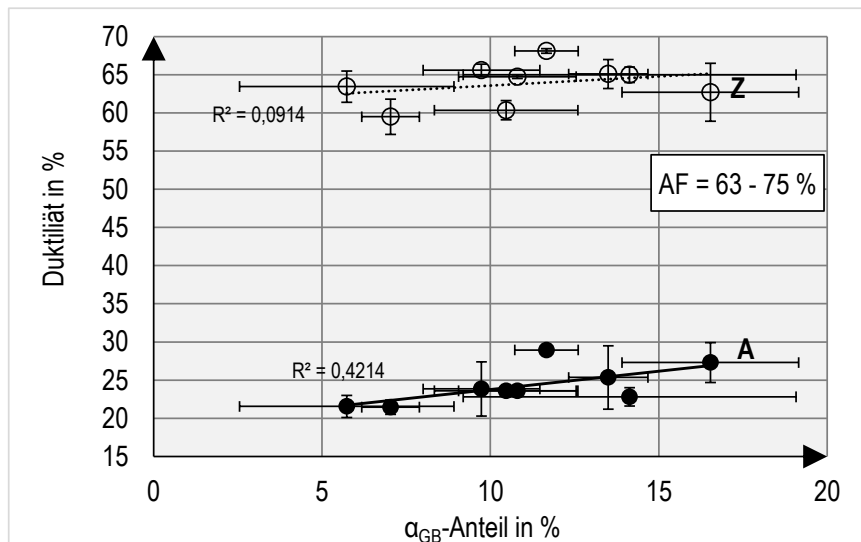


Abbildung 6.3-2 Darstellung der Duktilität über den α_{GB} -Anteil bei AF-Anteilen von 63 bis 75 %

In der Abbildung 6.3-1 sind die Dehngrenzen und Zugfestigkeiten der Proben im Bereich von 70 % AF über die Korngrenzenaktivität α_{GB} aufgetragen worden. Äquivalent der globalen Betrachtung ist zu erkennen, dass mit steigendem α_{GB} die Dehngrenze und Zugfestigkeit abnimmt. Etwas weiter von der Regressionsgeraden (R_m) entfernt sind die Proben 4 und 10, was sich bei einer umfangreicheren Datenlagen jedoch anders darstellen könnte. Speziell bei der Probe 4 kam ein Schutzgas mit geringerem Aktivgasanteil zur Anwendung, was die Anzahl, Größe und Verteilung der NME so stark gegenüber den vorwiegend mit M21-Schutzgas geschweißten Proben verändert haben könnte, dass eine zusätzliche Festigkeitssteigerung (Teilchenverfestigung) erklärbar wäre und nicht mit der Gefügemorphologie korrelieren muss. Ein erhöhter α_{GB} -Wert führt überdies, auch bei der 70 % AF-Betrachtung, zu einer erkennbar gesteigerten Duktilität (A, Z) im einlagig erzeugten EGS-Schweißgut (Abbildung 6.3-2). Hierbei ist eine lineare Abhängigkeit zur Korngrenzenaktivität des Ferrits deutlicher bei der Bruchdehnung als bei der Brucheinschnürung erkennbar. Ähnlich plausibel erscheint die Beeinflussung von α_{GB} auf die T_{100J} -Übergangstemperatur zu sein (Abbildung 6.3-3). Die vergleichsweise grobkörnigen Ferritarten scheinen bei vermehrtem Auftreten an der ehemaligen Austenitkorngrenze zur Versprödung der Mikrostruktur in erheblichen Maßen beizutragen. Bemerkenswert ist bei dieser Betrachtung die Probe 10, welche die geringste T_{100J} -Übergangstemperatur (-49 °C) besitzt jedoch auch vergleichsweise hohe α_{GB} -Anteile. Die lediglich 3 K höhere T_{100J} -Übergangstemperatur aufweisende Probe 9 hat die geringsten α_{GB} Gehalte (5,7 %) überhaupt bei den Versuchen mit 15 mm Blechdicke.

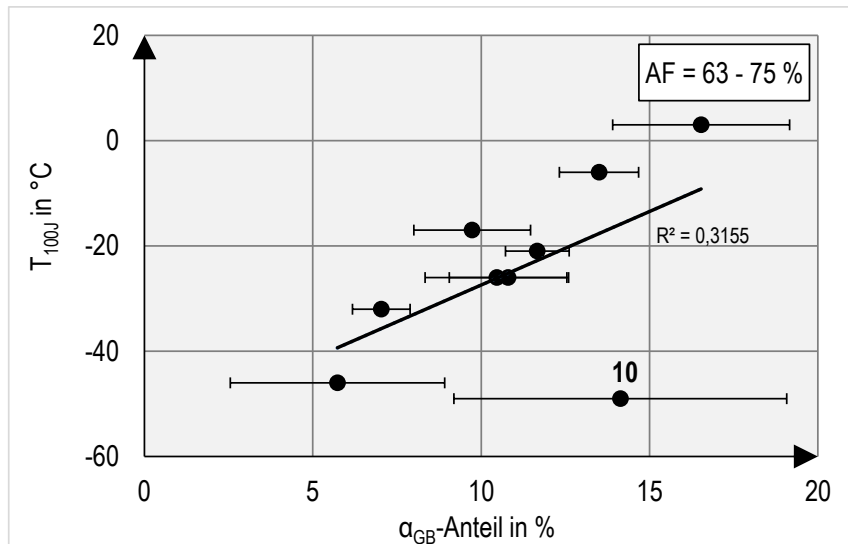


Abbildung 6.3-3 Darstellung der T_{100J} -Übergangstemperatur über den α_{GB} -Anteil bei AF-Anteilen von 63 bis 75 %

Die mit identischer Drahtelektrode-Gas-Kombination geschweißte Probe 17 (25 mm Blechdicke) konnte aufgrund ihrer sehr großen Zähigkeit nicht in die T_{100J} -Statistik mit aufgenommen werden (siehe Abschnitt 5.3). Sie besitzt lediglich 3,0 % α_{GB} im Mikrogefüge und bestätigt damit den in der Abbildung 6.3-3 erkannten Trend eindrucksvoll auch bei erhöhter Streckenenergie.

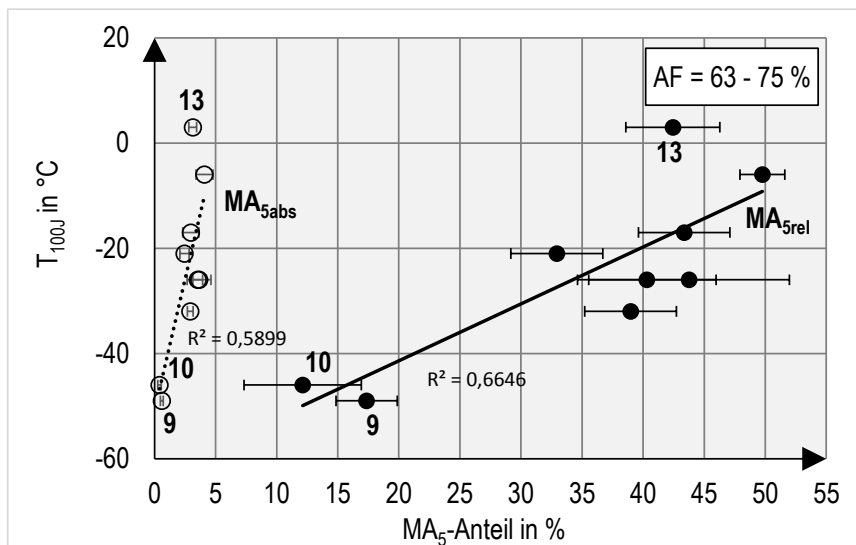


Abbildung 6.3-4 Darstellung der T_{100J} -Übergangstemperatur über den relativen und absoluten MA_5 -Anteil bei AF-Anteilen von 63 bis 75 %

Eine mögliche Erklärung, weshalb die Probe 10 unter den „70 % AF-Proben“ die geringste T_{100J} -Übergangstemperatur aufweisen könnte gibt die Abbildung 6.3-4 wieder. Die exorbitant geringen MA_{5abs} und MA_{5rel} -Anteile (niedrigste Werte aller Proben) könnten die Ursache für die sehr hohe Zähigkeit der Probe 10 sein. Im Allgemeinen scheint es bei den „70 % AF-Proben“ einen Zusammenhang zwischen erreichter T_{100J} und dem MA_5 -Anteil zu geben, weniger MA_5 bedeutet auch geringere T_{100J} .

Die Gründe für das Vorkommen unterschiedlicher Eigenschaften korrelieren mit dem Mikrogefüge. Es sieht danach aus, dass Maxima Werte jedoch durch unterschiedliche Morphologieausprägungen gleichermaßen erreicht werden können. So sind beispielsweise sehr geringe T_{100J} -Werte mit Proben möglich, die geringe MA_{5abs} Anteile (Probe 9 = 0,59 %) aufweisen oder eben sehr geringe α_{GB} -Werte

(Probe 17 = 3 %) bei fast dreifachem MA_{5abs}-Gehalt (1,55 %). Diese Zusammenhänge legen den Schluss nahe, dass z. B. MA-Partikelparameter besser in Versuchsreihen untereinander zu vergleichen sind und einen präziseren Einblick für die Gründe der erreichten Eigenschaftsveränderungen des EGS-Schweißgutes geben können. Globale Vergleiche sind zwar durchaus möglich, erlauben aber nur eingeschränkte Vorhersagen.

6.4 Versuche auf Basis der Referenzlegierung

Im Abschnitt 3.2 wurde das legierungstechnische Versuchskonzept vorgestellt (Tabelle 3.2-1), mit dessen Hilfe möglichst unterschiedliche Gefügeausprägungen erzeugt werden sollten. Die Auswahl der hierfür geeigneten chemischen Zielanalysen beruht auf einer gründlichen Literaturrecherche und hierauf abgestimmte Versuchsreihen, sowie dazwischen liegende Einzelversuche.

Eine Versuchsreihe hatte zum Ziel, das Referenzschweißgut (Versuch 01) schrittweise feinkörniger zu gestalten (AF steigern, MA-Partikel reduzieren). Hierzu ergab die Quellenlage, dass die Hauptlegierungselemente Mn, Ni und Mo des Referenzschweißgutes gemäß Tabelle 6.4-1 (Zielanalyse 02, 06, 09) angepasst werden sollten. Im nächsten Schritt wurden die Gehalte an C, Ti, B und Si in verhältnismäßig geringen Mengen verändert, hierzu sind alle Ergebnisse der Versuche 01, 02, 06 und 09 aus dem Abschnitt 5 zu entnehmen, übersichtshalber wurde die wesentliche Schweißgutchemie in der Tabelle 6.4-1 aufgeführt. Trotz identischer Rezeptur der Elemente Mn, Ni und Mo bei den Versuchen 02, 06, 09 kam es zu Varianzen bei allen drei Elementen. Gründe hierfür werden in der veränderten Desoxidation aufgrund der unterschiedlichen Ti- und Si-Gehalte gesehen, wobei Mn (8,5 % max. Abweichung) und Ni (13 % max. Abweichung) noch moderat streuen. Mo fällt bei der Probe 06 um 25 % aus der Zielvorgabe raus, dies muss bei späteren Vergleichen berücksichtigt werden. Der für die Ferritkeimbildung essentielle O-Gehalt liegt bei allen Proben auf ähnlich hohem Niveau von rund 0,04 Ma%.

Tabelle 6.4-1 Wesentliche Schweißgutchemie der Proben 01; 02; 06 und 09

| Element im Schweißgut | Versuchsbezeichnung | | | | |
|-----------------------|---------------------|------------------------|--------|--------|--------|
| | 01 | Zielanalyse 02, 06, 09 | 02 | 06 | 09 |
| Mn in Ma% | 1,48 | 1,5 | 1,53 | 1,57 | 1,66 |
| Ni in Ma% | 0,59 | 0,7 | 0,68 | 0,73 | 0,77 |
| Mo in Ma% | 0,126 | 0,15 | 0,14 | 0,175 | 0,147 |
| Si in Ma% | 0,51 | | 0,55 | 0,60 | 0,281 |
| C in Ma% | 0,086 | | 0,077 | 0,059 | 0,065 |
| Ti in Ma% | 0,0038 | | 0,013 | 0,026 | 0,059 |
| B in Ma% | 0,0010 | | 0,0022 | 0,0027 | 0,0037 |
| O in Ma% | 0,0433 | | 0,0411 | 0,0406 | 0,0391 |

Trotz der genannten Abweichung der Schweißgutchemie von der Zielanalyse konnte erreicht werden, dass von Versuch 01 schrittweise bis Versuch 09 die mechanisch-Technologischen Eigenschaften wie Härte, Festigkeit und Kerbschlagarbeit gesteigert werden konnten, entsprechend wurde nachfolgend das Schweißgutmikrogefüge ausgewertet. Es wurde sich darauf beschränkt, lediglich vermeintlich erkannte Zusammenhänge zwischen dem Mikrogefüge und den mechanisch-technologischen Eigenschaften zu diskutieren.

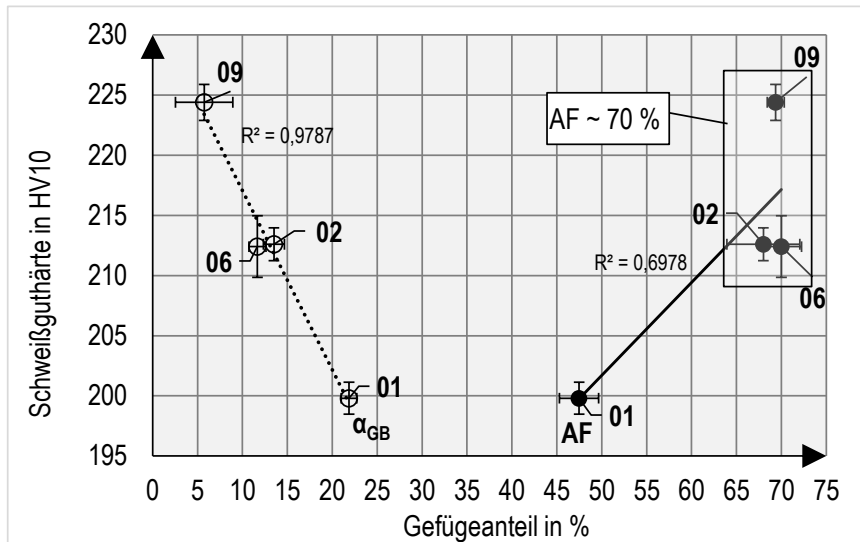


Abbildung 6.4-1 Darstellung der Schweißguthärte über den α_{GB} - und AF-Anteil, Versuche 01; 02; 06; 09

Wie bereits aus der globalen Betrachtung bekannt, steigt mit fallendem α_{GB} die Schweißguthärte signifikant an (Abbildung 6.4-1). Gleichzeitig steigt mit sinkendem α_{GB} auch der AF-Gehalt bis auf ein Maximum von ca. 70 % an. Wiederkehrend zu früheren Beobachtungen können bei ca. 70 % AF-Gehalt sehr unterschiedliche mechanisch-technologische Werte vorliegen. Auch im Falle der hier vorgestellten Versuchsreihe ist dies der Fall. Neben der Schweißguthärte ist dies auch bei den Werten aus den Zugversuchen (Abbildung 6.4-2) gut zu erkennen. Auffällig ist, dass die Schweißguthärte und auch die Zugfestigkeit mit α_{GB} besser korrelieren als mit AF.

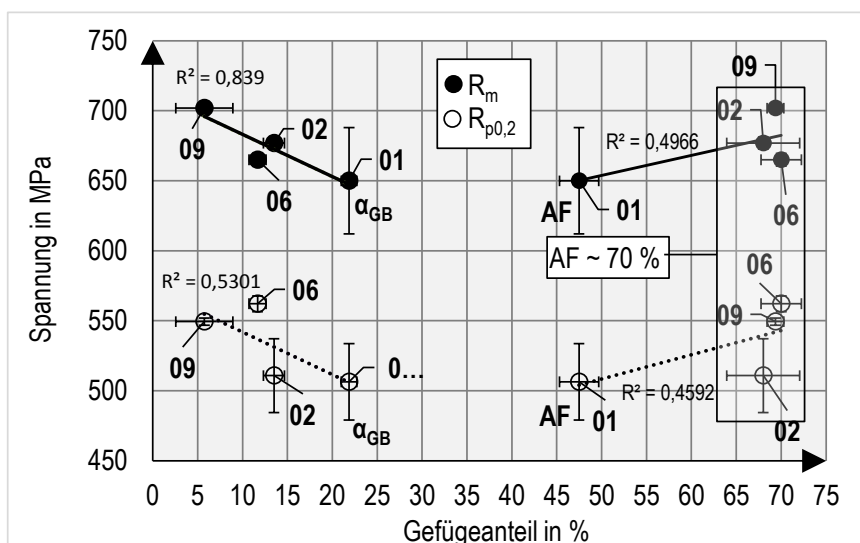


Abbildung 6.4-2 Darstellung der Zugfestigkeit und Dehngrenze über den α_{GB} - und AF-Anteil, Versuche 01; 02; 06; 09

Als valide ist der Zusammenhang zwischen der erreichten T_{100J} -Übergangstemperatur und der Korngrenzenaktivität des Ferrits (α_{GB}) zu bezeichnen (Abbildung 6.4-3). Innerhalb dieser Versuchsreihe ist der erkannte Zusammenhang, ähnlich der globalen Vergleiche, eindeutiger als es der Vergleich zwischen AF und der T_{100J} -Übergangstemperatur zeigen würde. Erneut bestätigt sich das Verhalten der breiten Eigenschaftsstreuung von EGS-Schweißgütern innerhalb von ca. 70 % AF im Schweißgutmikrogefüge, eine alleinige Auswertung des AF ist für eine schlüssige Ursachenermittlung ungenügend.

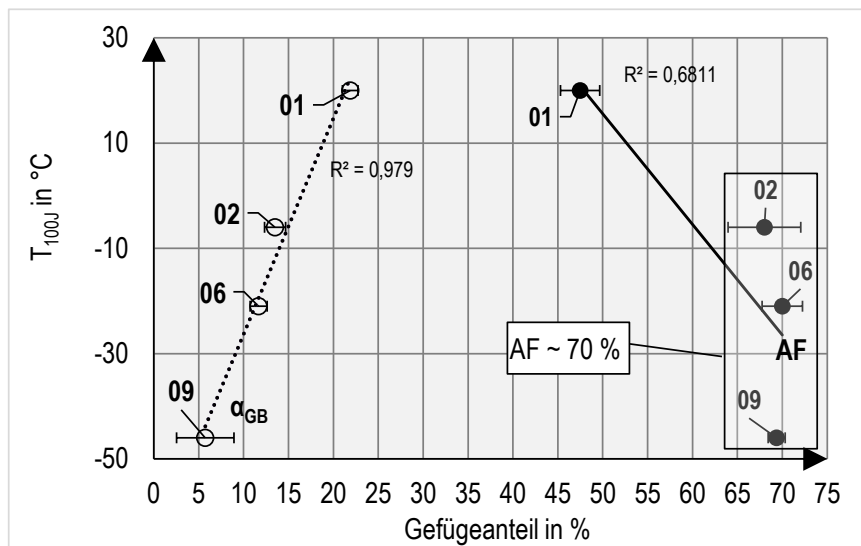


Abbildung 6.4-3 Darstellung der T_{100J} -Übergangstemperatur über den α_{GB} - und AF-Anteil, Versuche 01; 02; 06; 09

Im Falle der MA-Partikelauswertung ist mit Hilfe des MA_5 -Kriteriums, sowie der Flächendichte und des Flächenanteils eine rechnergestützte Auswertung des Mikrogefüges verhältnismäßig einfach möglich. So kann dann auch in dieser Versuchsreihe ein Zusammenhang zwischen MA_5 und der erreichten Schweißguthärte aufgezeigt werden (Abbildung 6.4-4).

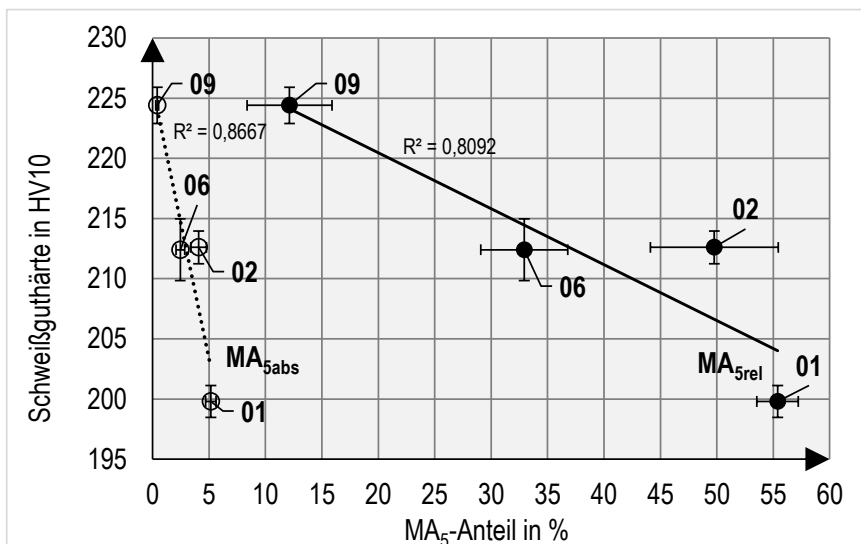


Abbildung 6.4-4 Darstellung der Schweißguthärte über den relativen und absoluten MA_5 -Anteil, Versuche 01; 02; 06; 09

Erwartungsgemäß setzt sich dieser Zusammenhang auch bei den ermittelten Festigkeitswerten des Längszugversuchs im Schweißgut fort (Abbildung 6.4-5). Allerdings führte die eingesetzte Legierungstechnik bzw. Strategie zur Veränderung des Mikrogefüges, ähnlich wie beim Matrixgefüge

(Steigerung AF, Verringerung α_{GB}), zu einer stufenweisen Verringerung des MA₅-Anteils. Besonders gut korreliert MA₅ mit der T_{100J}-Übergangstemperatur des Kerbschlagversuches (Abbildung 6.4-6) und zwar sowohl als absolutem Wert, wie auch als relativen Wert. Es wird ersichtlich, dass sich in dieser Versuchsreihe die beiden Parameter zur Beschreibung der Integrität der ehemaligen Austenitkorngrenze (α_{GB} und MA₅) sehr ähnlich verhalten. Explizit die Kerbschlagarbeit lässt sich mit den beiden Größen sehr gut in Zusammenhang bringen.

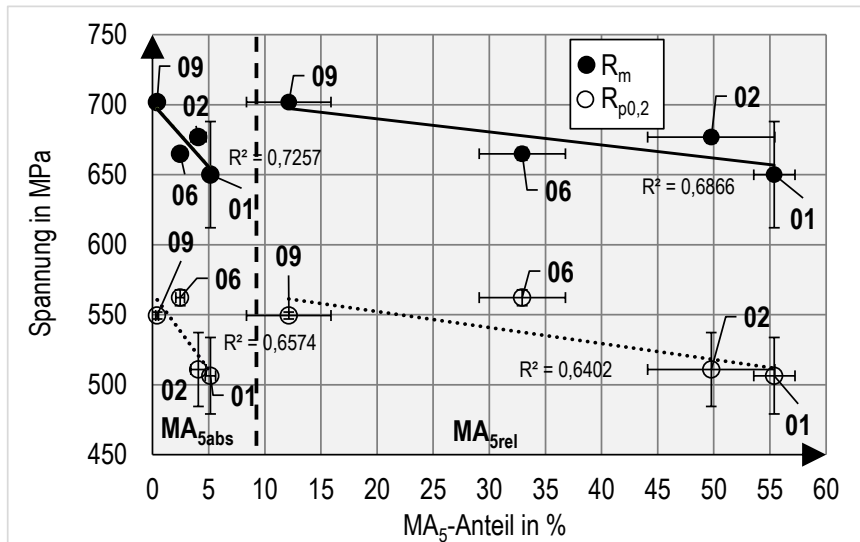


Abbildung 6.4-5 Darstellung der Zugfestigkeit und Dehngrenze über den relativen und absoluten MA₅-Anteil, Versuche 01; 02; 06; 09

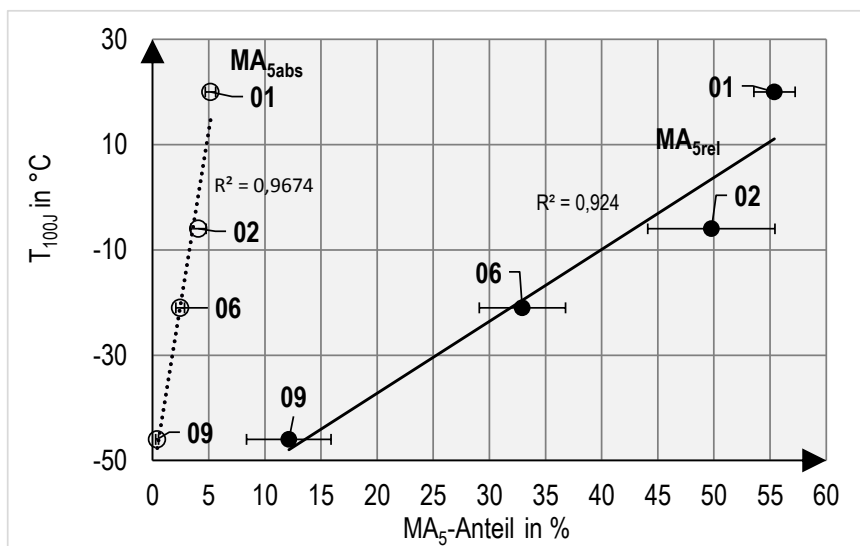


Abbildung 6.4-6 Darstellung der T_{100J}-Übergangstemperatur über den relativen und absoluten MA₅-Anteil, Versuche 01; 02; 06; 09

Hingegen findet man bei den Größen MA-FA und MA-FD weniger wahrscheinliche Korrelationen mit den ermittelten mechanisch-technologischen Größen, als bei den bisher vorgestellten Parametern der Matrix und kritischen MA-Partikelgröße. Im Falle der Schweißguthärte ist der Trend zu verzeichnen, dass mit sinkendem Flächenanteil die Härte ansteigt (Abbildung 6.4-7), was wahrscheinlich damit zusammenhängt, dass die Korngrenzenverfestigung durch AF in diesem Fall parallel zunimmt. In diesem Zusammenhang kann mit der Flächendichte keine Aussage getroffen werden. Ein vergleichbares Bild wird ersichtlich, wenn die Größen des Zugversuches mit MA-FA und MA-FD verglichen werden (Abbildung 6.4-8). Es sind mindestens ähnliche Verläufe der Zugfestigkeit bei dem MA-Flächenanteil wie

bei den Härtewerten zu verzeichnen, die übrigen Parameter korrelieren weniger sicher mit den aufgenommenen Werten des Zugversuches.

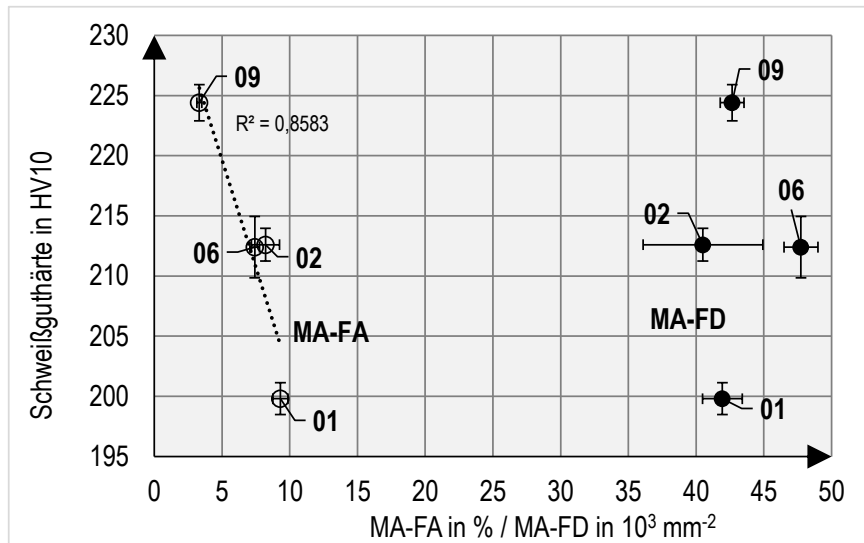


Abbildung 6.4-7 Darstellung der Schweißguthärte über den MA-Flächenanteil und MA-Dispersion, Versuche 01; 02; 06; 09

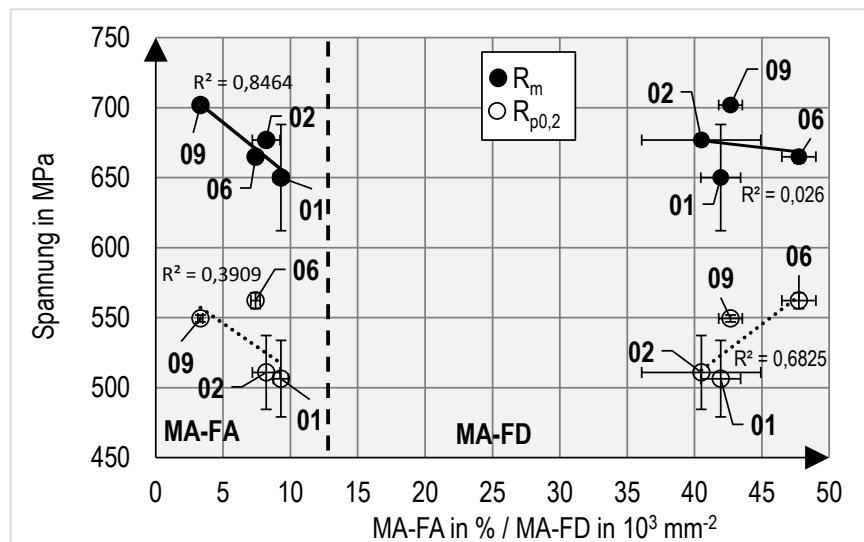


Abbildung 6.4-8 Darstellung der Zugfestigkeit und Dehngrenze über den MA-Flächenanteil und MA-Dispersion, Versuche 01; 02; 06; 09

Eine wiederum sehr eindeutige Aussage bzgl. der T_{100J} -Übergangstemperatur und des MA-Flächenanteils ist der Abbildung 6.4-9 zu entnehmen. Die hier vorgestellte Versuchsreihe reagiert empfindlich auf die Erhöhung des MA-Flächenanteils, mit steigendem Gehalt wird die T_{100J} -Übergangstemperatur auffallend höher, die Kerbschlagarbeit nimmt demnach signifikant ab. Abermals sind die für MA-FA beschriebenen Zusammenhänge innerhalb dieser Versuchsreihe nicht bei der Dispersion (MA-FD) der MA-Partikel nachweisbar. Bei fast identischen MA-FD Werten ist eine enorme Streuung der T_{100J} -Übergangstemperatur möglich, die Dispersion scheint eine geringe Einflussnahme auf die Eigenschaften der hier vorgestellten Versuchsreihe auszuüben.

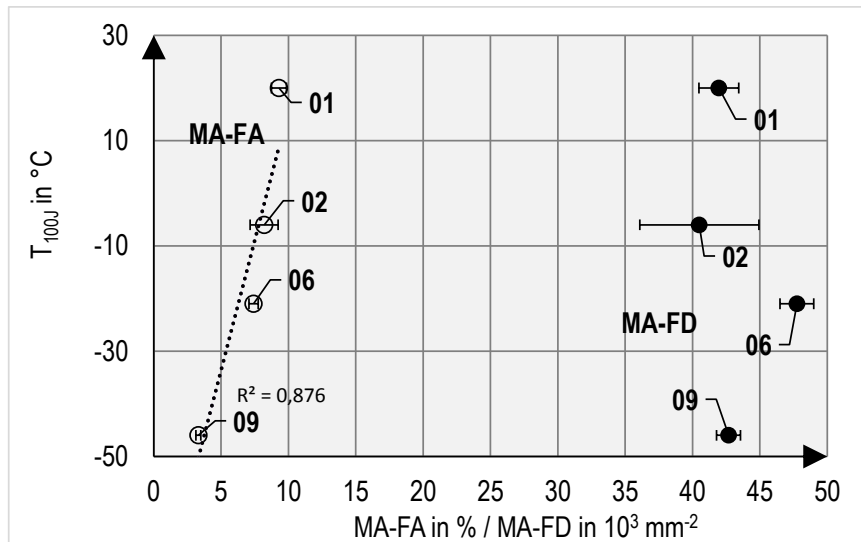


Abbildung 6.4-9 Darstellung der T_{100J} -Übergangstemperatur über den MA-Flächenanteil und MA-Dispersität, Versuche 01; 02; 06; 09

Die diskutierten Zusammenhänge sind für diese Versuchsreihe deutlich erkennbar (Abbildung 6.4-10). Aufgrund der veränderten Legierung sinkt der MA-Flächenanteil ab und die Anhäufungen von kritischen MA-Partikeln (MA_{5rel}) an den ehemaligen Austenitkorngrenzen reduzieren sich. Gleichzeitig verringert sich die Anwesenheit von groben, intergranularen Ferritkörnern (α_{GB}) an der besagten Lokalität. Dieser intergranulare Effekt führt, innerhalb der Versuchsreihe, zu einer massiven Steigerung der Härte, Festigkeit und Kerbschlagarbeit. Weniger eindeutig ist eine rein intragranulare Herangehensweise, wie sie oft in einschlägiger Literatur zu finden ist. Beschränkt man sich auf die Auswertung des AF zur Beschreibung der mechanisch-technologischen Eigenschaften, sind die Ergebnisse weniger gut deutbar. AF-Gehalte von ca. 70 % sind notwendig, um höchste Festigkeits- und Zähigkeitswerte zu erreichen. Nur wenn die ehemalige Austenitkorngrenze frei von massiven MA-Partikeln und groben Ferritarten ist, kann der Nadelferrit entsprechende Schweißguteigenschaften erzeugen. Die Streuung der Eigenschaften bei ca. 70 % AF-Gehalt ist durch die beschriebene Faktenlage gut erklärbar. Weiterhin ist festzustellen, dass es zum Verlust der Duktilitätsreserve (A, Z) mit Absenken der T_{100J} -Übergangstemperatur, bzw. Steigerung von Zugfestigkeit, bzw. Dehngrenze kommt.

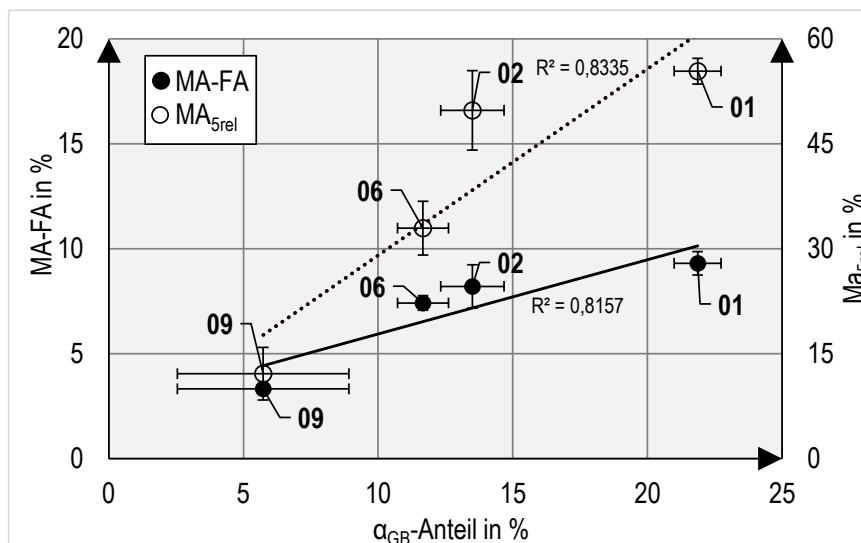


Abbildung 6.4-10 Übersicht zu den wesentlichen morphologischen Merkmalen im Schweißgutmikrogefüge der Schweißversuche 01; 02; 06; 09

6.5 Versuche mit variierendem Ni-Gehalt bei konstanter Restchemie

Im Gegensatz zu der in Abschnitt 6.4 vorgestellten Versuchsreihe zur Optimierung der intra- und intergranularen Mikrostruktur des Referenzschweißgutes kam es in der 2. Versuchsreihe lediglich zur Variation eines Elementes (Ni) bei konstanter Restchemie. Es sollte hiermit erreicht werden, die Sensitivität der neu betrachteten Parameter α_{GB} und MA_5 hinsichtlich der mechanisch-technologischen Eigenschaften des Schweißgutes weiter untersuchen zu können. Es sollten Störgrößen (Beeinflussung der Legierungselemente untereinander) weitestgehend ausgeschlossen werden. Ein zusätzliches Ziel war es zu eruieren, in welcher Art und Weise und wie stark das Element Ni im Ti-B mikrolegiertem MnNiMo-Legierungssystem die Mikrostruktur verändert.

Tabelle 6.5-1 Wesentliche Schweißgutchemie der Proben 01; 10; 11 und 12

| Element im Schweißgut | Versuchsbezeichnung | | | | |
|-----------------------|---------------------|---------------------------|--------|--------|--------|
| | 01 | Zielanalyse 10, 11, 12 | 10 | 11 | 12 |
| Mn in Ma% | 1,48 | 1,7 | 1,64 | 1,68 | 1,68 |
| Ni in Ma% | 0,59 | 0,7/0,35/0,0 | 0,72 | 0,42 | 0,02 |
| Mo in Ma% | 0,126 | 0,15 | 0,158 | 0,169 | 0,156 |
| Si in Ma% | 0,51 | 0,25 | 0,25 | 0,236 | 0,248 |
| C in Ma% | 0,086 | 0,05 | 0,054 | 0,053 | 0,049 |
| Ti in Ma% | 0,0038 | 0,020 | 0,019 | 0,019 | 0,018 |
| B in Ma% | 0,0010 | 0,0025 | 0,0026 | 0,0028 | 0,0026 |
| O in Ma% | 0,0433 | 0,0400 | 0,0402 | 0,0482 | 0,0444 |

Es erfolgte eine Festlegung der Zielanalyse gemäß Tabelle 3.2-2 mit schrittweisen, abfallenden Ni-Gehalten von 0,7 zu 0,5 zu 0,0 Ma%. Si sollte aufgrund der MA-fördernden Wirkung (siehe Abschnitt 6.4, Versuch 09) verhältnismäßig gering eingestellt werden. Um weiterhin die Anwesenheit genügend aktiver Oxide als AF-Keimstellen bei noch moderaten O-Gehalten gewährleisten zu können, wurde statt der konventionellen Desoxidation mit Si intensiver mit Mn und Ti desoxidiert (Vergleich Referenz). Die Ist-Analyse entsprach weitestgehend den Vorgaben (Tabelle 6.5-1). Ein Vergleich der drei Schweißgüter ohne den übermäßigen Einfluss stark variierender Schweißgutchemie konnte gewährleistet werden. Es ist zu erwähnen, dass wie bei den Schweißgütern aus Abschnitt 3.5 die größte Schwierigkeit bestand, das Element Mo gleichmäßig einzustellen. Bis auf die Abweichung der Probe 11 sind keine gravierenden Auffälligkeiten in diesem Zusammenhang zu verzeichnen.

Nach der Datenauswertung ist zu konstatieren, dass der variierende Ni-Gehalt bedeutende mikrostrukturelle Veränderungen mit sich bringt (Abbildung 6.5-1). Mit steigendem Ni-Gehalt kommt es zur Zunahme des AF-Gehalts von 41,1 auf 69,0 % und zum Absenken der Korngrenzenaktivität grober Ferritarten (α_{GB}), welche von knapp 32 % auf rund 14 % absank. Auffällig ist, dass mit steigendem Ni-Gehalt der MA-Flächenanteil wie auch die MA-Flächendichte ansteigen. Ähnliches ist bereits im Stand

der Technik diskutiert worden. Nickel gilt deshalb als MA-Partikel förderndes Element (Absenkung A_1 , A_3 -Temperatur - Restaustenitstabilisierung). Wobei der MA-FA Anteil der Proben mit 1,23 bis 3,32 % als allgemein gering einzustufen ist.

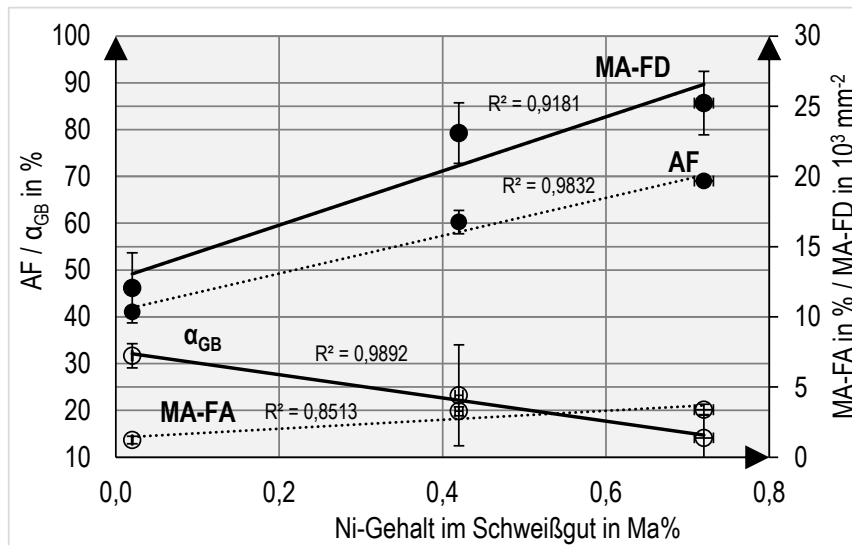


Abbildung 6.5-1 Übersicht zu den Veränderungen der Mikrostruktur im Zusammenhang des Ni-Gehaltes im Schweißgut

Bei der nachfolgenden Diskussion der Ergebnisse wurde anstatt der Versuchsnummern (10, 11, 12) der gemessene Ni-Gehalt der Schweißgüter in die Diagramme eingetragen. Da die restliche chemische Zusammensetzung der Schweißgüter annähernd identisch ist, kann eine alleinige Veränderung im Gefüge, bzw. bei den Schweißgütereigenschaften dem Ni-Gehalt denkbar einfach zugeordnet werden. Die Schweißgüthärte ist erwartungsgemäß gut mit α_{GB} nachzuvollziehen, in dieser Versuchsreihe ist die gemeinsame Abhängigkeit außergewöhnlich gut ausgeprägt (Abbildung 6.5-2). Auch der AF-Anteil kann mit der Schweißgüthärte gut in Zusammenhang gebracht werden. Es gibt jedoch nur eine Probe mit ca. 70 % AF, die bekannte Eigenschaftsstreuung in diesem Bereich können somit nicht berücksichtigt werden.

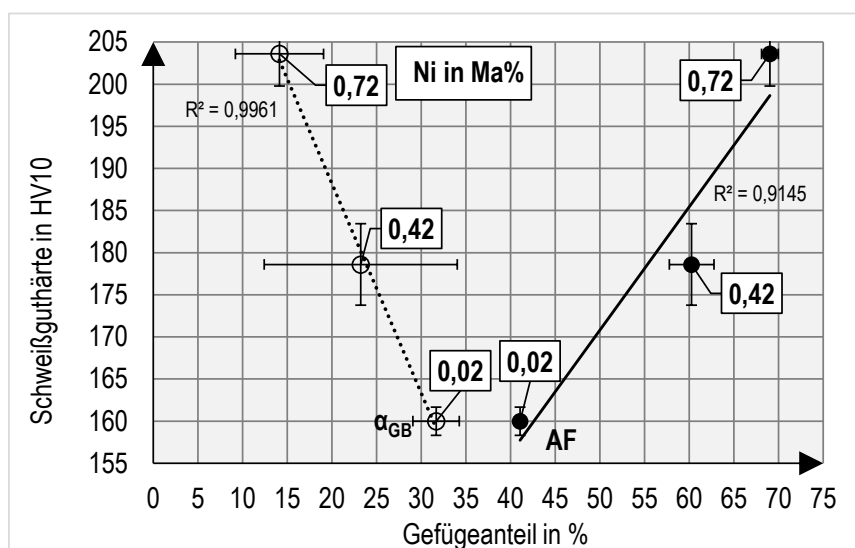


Abbildung 6.5-2 Darstellung der Schweißgüthärte über den α_{GB} - und AF-Anteil bei Ni-Gehalten von 0,02 bis 0,72 Ma% im Schweißgut

Konstant ist die wiederkehrende Beziehung zwischen der Härte und Zugfestigkeit (Abbildung 6.5-3) des ferritischen Schweißgutes (Abbildung 6.5-3). Nickel führt hierbei zu einer linearen Zugfestigkeitssteigerung von 65,8 MPa x Ni in Ma%, bzw. zu einer linearen Dehngrenzenerhöhung von 71,9 MPa x Ni in Ma%. Diese Festigkeitssteigerung wird vermutlich an dem schrittweise erhöhten AF-Gehalt, bzw. abgesenktem Auftreten grober Ferritarten (α_{GB}) festgemacht werden können. In welchem Maße Ni durch Mischkristallverfestigung das Schweißgut beeinträchtigt kann, konnte bei den aufgezeigten Versuchen nicht geklärt werden. Es ist jedoch aus der Literatur bekannt, dass Ni nur eine geringe Mischkristallverfestigung im Ferrit provozieren soll.

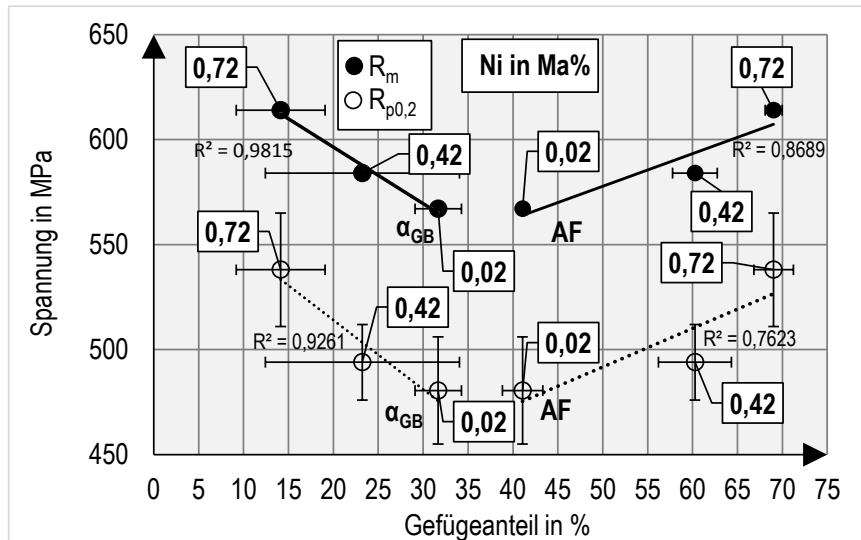


Abbildung 6.5-3 Darstellung der Zugfestigkeit und Dehngrenze über den α_{GB} - und AF-Anteil bei Ni-Gehalten von 0,02 bis 0,72 Ma% im Schweißgut

Im Zuge der signifikanten Festigkeitssteigerung nimmt mit erhöhtem Ni-Gehalt die Duktilität (A, Z) etwas ab, auch hier folgen die ermittelten Eigenschaften des Zugversuches der Korngrenzenaktivität des Ferrits und dem AF-Gehalt trefflich (Abbildung 6.5-4). Beim höchsten Ni-Gehalt von 0,72 % werden noch 22,8 % Bruchdehnung gegenüber 24,0 % Bruchdehnung bei 0,02 Ma% Ni erreicht.

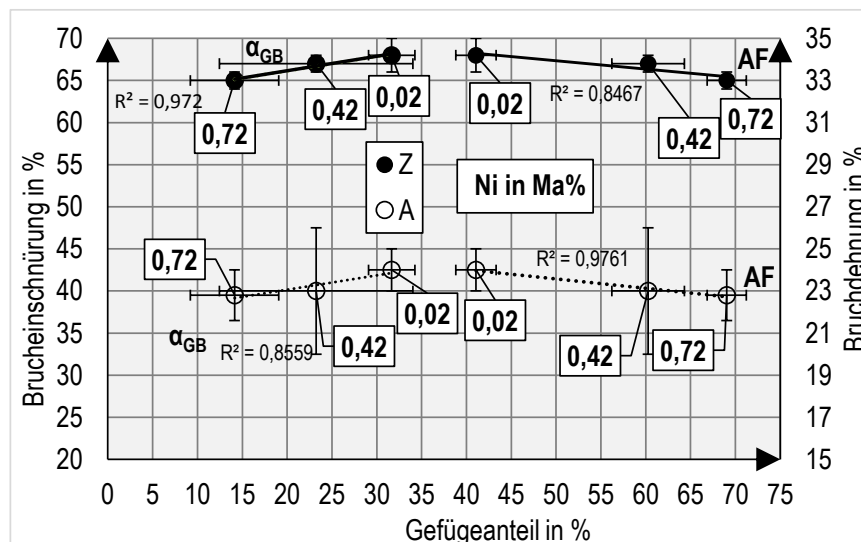


Abbildung 6.5-4 Darstellung der Duktilität über den α_{GB} - und AF-Anteil bei Ni-Gehalten von 0,02 bis 0,72 Ma% im Schweißgut

Die in der Tabelle 2.2-2 aufgestellte Anforderung von mindestens 22 % Bruchdehnung wird somit, wenn auch knapp, bei 0,72 Ma% Ni im Schweißgut erfüllt. Erkennbare Wirkung erzielt die Erhöhung des Ni-Gehaltes im Schweißgut hinsichtlich der T_{100J} -Übergangstempeartur (Abbildung 6.5-5). Nickel steigert die Kerbschlagarbeit in dieser Versuchsreihe erheblich, es wird jedoch von einem nicht-linearen Zusammenhang zwischen Ni-Gehalt und der erreichbaren T_{100J} -Übergangstemperatur ausgegangen. Die Datenlage ist für eine nähere mathematische Beschreibung zu gering. Sowohl der AF-Gehalt als auch die Korngrenzenaktivität eignen sich um die gesteigerte T_{100J} -Übergangstemperatur mit erhöhtem Ni-Gehalt zu erklären.

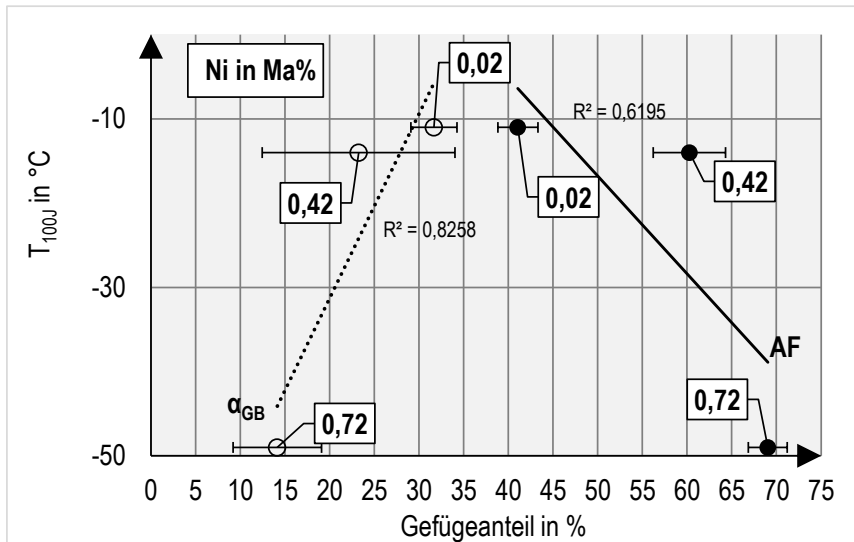


Abbildung 6.5-5 Darstellung der T_{100J} -Übergangstemperatur über den α_{GB} - und AF-Anteil bei Ni-Gehalten von 0,02 bis 0,72 Ma% im Schweißgut

Wertet man die MA-Parameter dieser Versuchsreihe aus, stellt man fest, dass keine belastbaren Zusammenhänge zwischen MA_5 und den Schweißguteigenschaften nachweisbar sind. In einem gewissen Rahmen können dafür mit Hilfe von MA-FA und MA-FD Aussagen bzgl. des Einflusses des Ni-Gehaltes auf die MA-Partikel getroffen werden, wobei die Flächenanteile recht eng beisammen liegen.

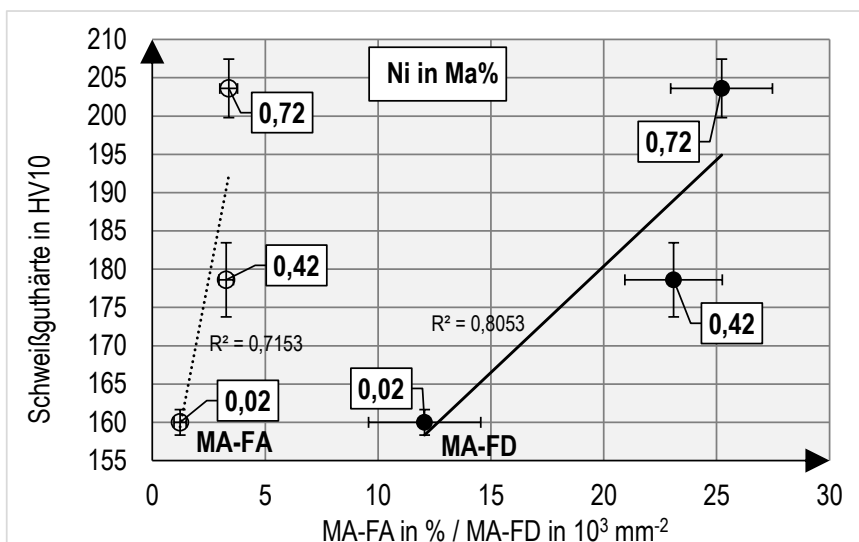


Abbildung 6.5-6 Darstellung der Schweißguthärte über den MA-Flächenanteil und MA-Dispersität bei Ni-Gehalten von 0,02 bis 0,72 Ma% im Schweißgut

So steigt beispielsweise die Schweißguthärte mit MA-FA und MA-FD zusammen an (Abbildung 6.5-6), was sich bei den Werten aus den Zugversuchen (Abbildung 6.5-7) im ähnlichen Maß wiederholt.

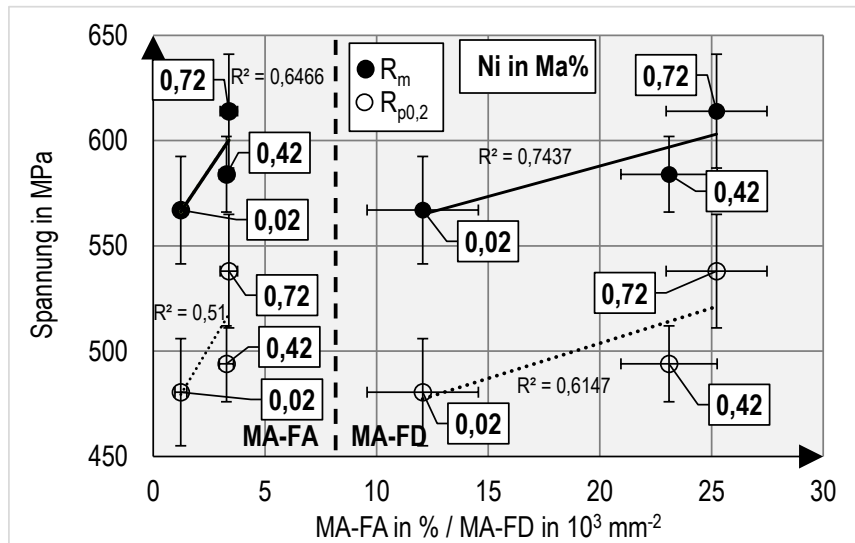


Abbildung 6.5-7 Darstellung der Zugfestigkeit und Dehngrenze über den MA-Flächenanteil und MA-Dispersion bei Ni-Gehalten von 0,02 bis 0,72 Ma% im Schweißgut

Als belastbar können die Beziehungen zwischen den Duktilitätswerten des Zugversuches und den Flächenanteilen bzw. Flächendichten der MA-Partikel bezeichnet werden (Abbildung 6.5-8). Insbesondere der Bruchdehnungsverlauf mit steigendem Ni-Anteil im Schweißgut kann sich in diesem Fall sehr gut durch MA-FA wie auch mit MA-FD erklären lassen.

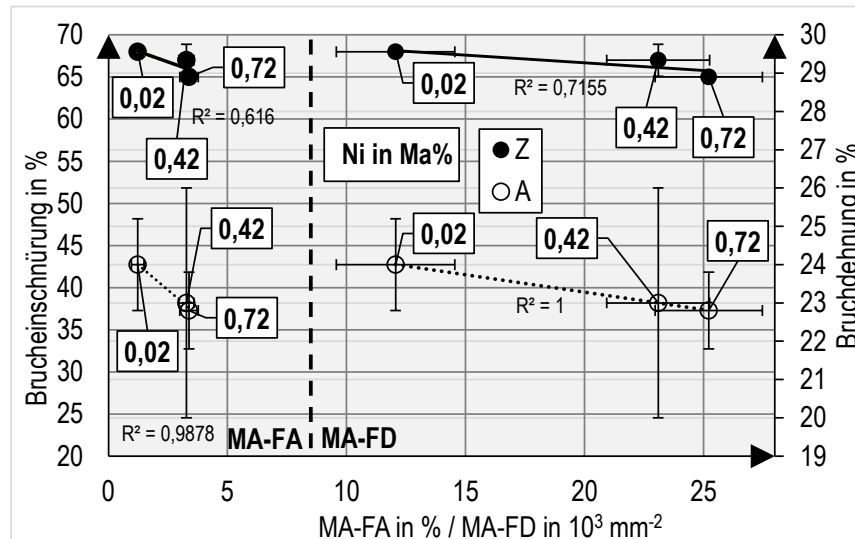


Abbildung 6.5-8 Darstellung der Duktilität über den MA-Flächenanteil und MA-Dispersion bei Ni-Gehalten von 0,02 bis 0,72 Ma% im Schweißgut

Erhöhte Ni-Gehalte steigern in dieser Versuchsreihe den MA-Anteil ebenso wie den AF-Gehalt, was zu einer Verringerung der Duktilität im Schweißgut führt. Vergleichbar mit dem Verlauf des AF-Anteils zur Kerbschlagarbeit bzw. T_{100J} -Übergangstemperatur verhält sich auch der MA-FA-, bzw. MA-FD-Gehalt. Ohne Ni bzw. mit 0,42 Ma% Ni ergeben sich vergleichbare T_{100J} -Übergangstemperaturen was sich bei 0,72 Ma% sprunghaft ändert (Abbildung 6.5-9). Die Kerbschlagproben des Versuches 10 (0,72 Ma% Nickel) weisen die geringste T_{100J} -Übergangstemperatur aller Versuche dieser Versuchsreihe und gesamten Arbeit auf (15 mm-Bleche).

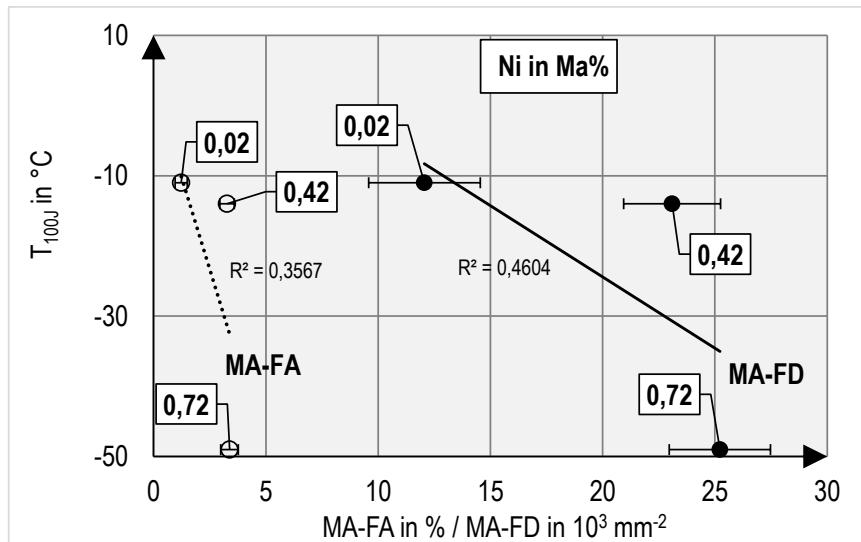


Abbildung 6.5-9 Darstellung der T_{1000} -Übergangstemperatur über den MA-Flächenanteil und MA-Dispersität bei Ni-Gehalten von 0,02 bis 0,72 Ma% im Schweißgut

6.6 Versuche mit variierenden Sauerstoffangeboten und Desoxidationen

In diesem Kapitel soll aufgezeigt werden, inwiefern sich die Schweißgutchemie und die daraus resultierenden Keimbedingungen im Mikrogefüge verändern, wenn man gezielt das O-Angebot bzw. die Desoxidationsart der Schmelze verändert. Interessant sind solche Betrachtungen, um abschätzen zu können in wie weit die in Europa sehr gängigen Mischgase (Ar-CO₂) Vorteile gegenüber des überwiegend in Asien beim EGS verwendeten reinen Kohlendioxids bringen könnten. Im ersten Schritt kam es zur Herstellung von vier Schweißproben (03, 02, 04, 05), welche allesamt mit der Elektrode 588/1 unter Nutzung unterschiedlicher Schweiß-Schutzgase entstanden.

Tabelle 6.6 1 Wesentliche Schweißgutchemie der Proben 01; 02; 03; 04 und 05

| Element im Schweißgut | Versuchsbezeichnung | | | | | |
|-----------------------|---------------------|-------------------|----------------------|------------------------|------------------------|------------------------|
| | 01 | Zielanalyse 02 | 03 C1 0 Vol.-% Ar | 02 M21 82 Vol.-% Ar | 04 M20 90 Vol.-% Ar | 05 M13 97 Vol.-% Ar |
| Mn in Ma% | 1,48 | 1,5 | 1,1 | 1,53 | 1,62 | 1,64 |
| Ni in Ma% | 0,59 | 0,7 | 0,61 | 0,68 | 0,70 | 0,73 |
| Mo in Ma% | 0,126 | 0,15 | 0,131 | 0,14 | 0,141 | 0,163 |
| Si in Ma% | 0,51 | 0,50 | 0,372 | 0,55 | 0,58 | 0,67 |
| C in Ma% | 0,086 | 0,09 | 0,073 | 0,077 | 0,091 | 0,092 |
| Ti in Ma% | 0,0038 | 0,015 | 0,0097 | 0,013 | 0,015 | 0,016 |
| B in Ma% | 0,0010 | 0,002 | 0,0018 | 0,0022 | 0,0029 | 0,0034 |
| O in Ma% | 0,0433 | 0,04 | 0,0433 | 0,0411 | 0,0304 | 0,0252 |

Es wurde der Argon-Anteil im Schweiß-Schutzgas schrittweise von 0 Vol.-% bis hin zu 93 Vol.-% gesteigert (siehe Tabelle 3.2-3), die Aktivgaskomponenten CO₂ bzw. O wurden entsprechend verringert, was eine mögliche Oxidation O-affiner Elemente in der Schweißschmelze bzw. Schweißgut reduzieren sollte.

Die Ergebnisse der chemischen Analyse, der Schutzgasvariation sind in der Tabelle 6.6-1 zusammengefasst worden. Bemerkenswert ist unter anderem, dass der O-Gehalt im Schweißgut bei 0 Vol% Argon sich auf einem ähnlichen Niveau (ca. 0,04 Ma%) befindet wie bei 82 Vol.-% Argon. Erst mit einem Argon-Anteil von mehr als 82 Vol.-% beginnt der O-Gehalt merklich zu fallen (Abbildung 6.6-1)

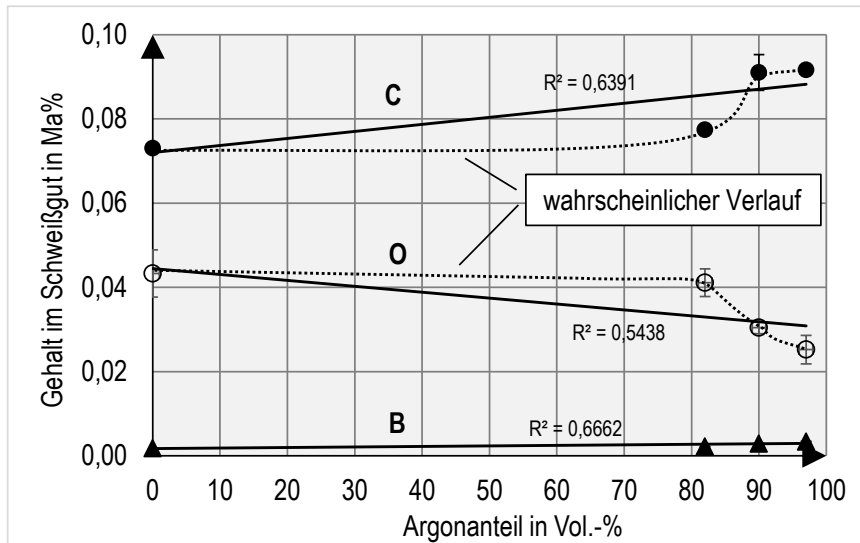


Abbildung 6.6-1 Gehalt der Elemente C, O und B im Schweißgut unter Nutzung von 0 bis 97 Vol.-% Argon im Schweiß-Schutzgas

Hoch O-affine Elemente wie C und B steigen dem gegenüber mit verringertem O-Gehalt im Schweißgut an, wobei hier von einem nichtlinearen Zusammenhang ausgegangen wird (Sprung bei 90 Vol.-% Argon). Der höhere C-Gehalt stellt ein gesteigertes Potenzial für eine MA-Partikelbildung zwischen den Ferritkörnern dar.

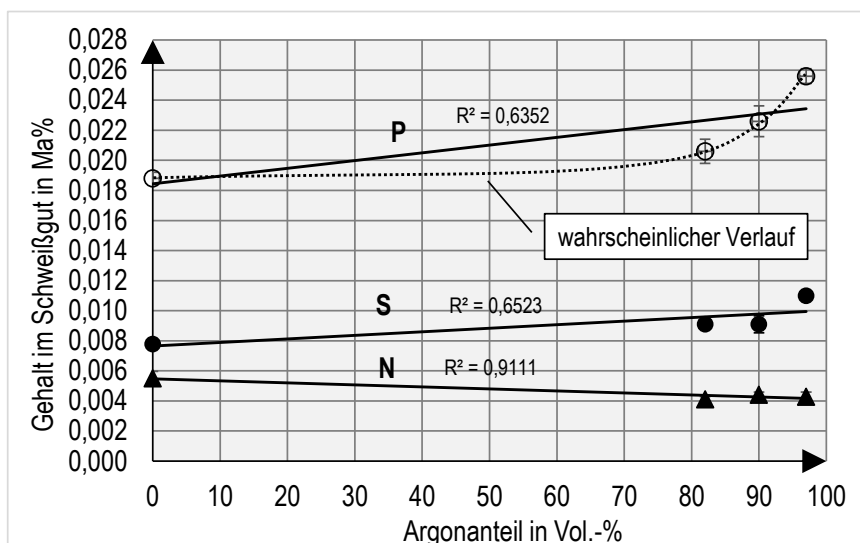


Abbildung 6.6-2 Gehalt der Elemente P, S und N im Schweißgut unter Nutzung von 0 bis 97 Vol.-% Argon im Schweiß-Schutzgas

Analog der Stahlherstellung, exakter dem Frischen, erhöht das geringere O-Angebot die Anteile von S und P im Schweißgut nachweislich (Abbildung 6.6-2). Das Verschlacken dieser Elemente zu Oxiden mit anschließender Abscheidung zur Schmelzenoberfläche und Entfernung aus dem späteren Schweißgut wird mit geringerem O-Angebot zunehmend weniger wahrscheinlich. Mit abfallendem O-Gehalt sinkt auch der Gehalt an N, was mit der geringen Bildungsenthalpie von Stickoxiden begründet werden kann und in der Literatur hinreichend beschrieben ist.

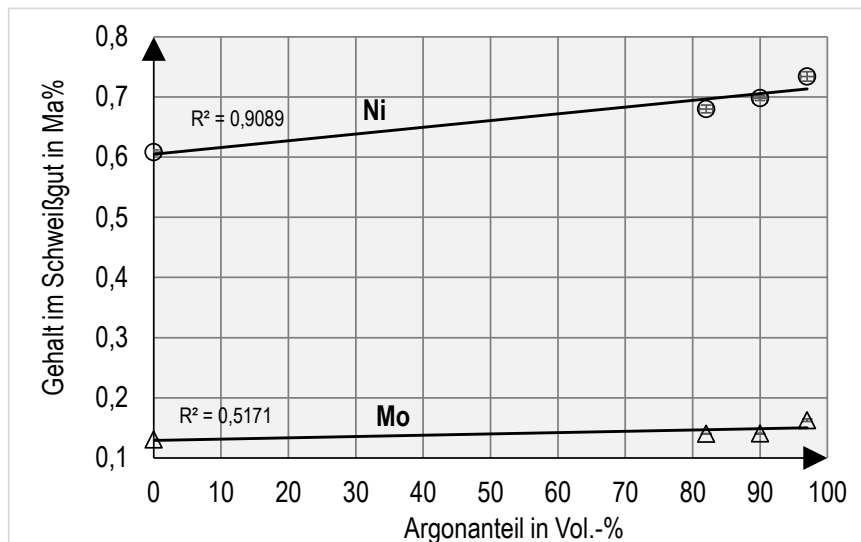


Abbildung 6.6-3 Gehalt der Elemente Ni und Mo im Schweißgut unter Nutzung von 0 bis 97 Vol.-% Argon im Schweiß-Schutzgas

Eine Verschlackung und Abscheidung der Elemente Ni- und Mo durch O ist weniger zu erwarten (Abbildung 6.6-3). So kann ihnen bei den hier vorliegenden Untersuchungen ein leichter Trend zur O-Affinität nachgewiesen werden, welcher wahrscheinlich keinen bedeutenden Effekt auf die Mikrostruktur haben wird.

Elemente besonders hoher O-Affinität lassen sich mit Hilfe der EDX komfortabel in den NME des Schweißgutes nachweisen. Nachfolgende Abbildungen vergleichen die globalen Gehalte einiger Elemente im Schweißgut (ermittelt mit OES und TSE) zu den EDX gemessenem Gehalten in für aktive NME (gemäß Abschnitt 4.4.5 und 5.5.2). Für das Element Ti ist der Abbildung 6.6-4 zu entnehmen, dass sich mit steigendem globalem Gehalt auch der Anteil in aktiven NME vergrößert. Der Sprung, welcher z. B. im globalen Gehalt der Elemente O und C ab ca. 90 Vol.-% Argon auftritt, ist bei dem Element Ti im Schweißgut, wie auch in den aktiven NME erkennbar. Ein von dem Ti-Anteil in den NME differenziertes Bild muss den Elementen Mn und Si bescheinigt werden (Abbildungen 6.6-5 und 6.6-6). Mit erhöhtem Argon-Gehalt im Schweiß-Schutzgas steigt zwar ihr Gehalt im Schweißgut, in den NME verringert er sich jedoch ab 90 Vol.-% Argon sprunghaft. Al steigt auf ein Niveau, welches ab ca. 80 Vol.-% Argon im Schweißgut stabil bleibt, ist ab 90 Vol.-% jedoch mit einem ähnlich sprunghaften Verlauf wie Ti in den aktiven NME nachweisbar (Abbildung 6.6-7).

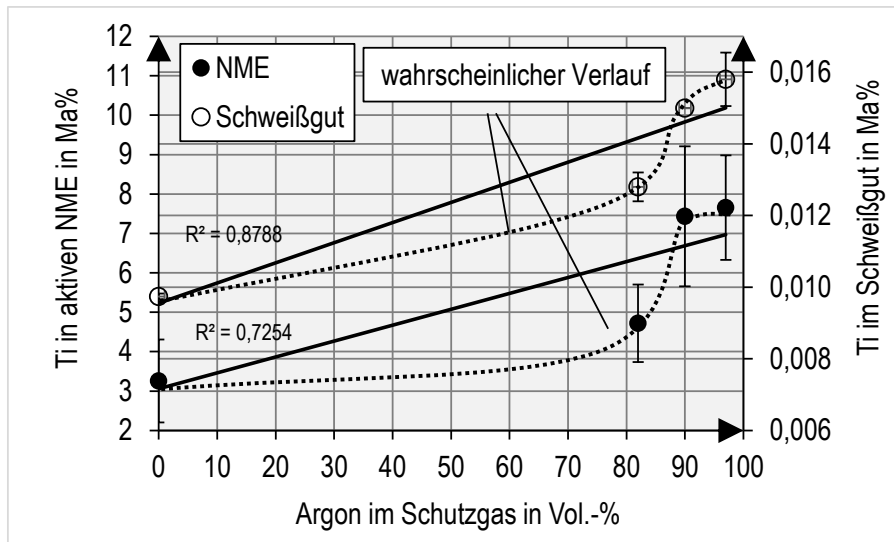


Abbildung 6.6-4 Zusammenhang zwischen dem Vorkommen von Ti in aktiven NME und dem Gehalt von Ti im Schweißgut durch schrittweises Erhöhen des Argon-Anteils im Schweiß-Schutzgas

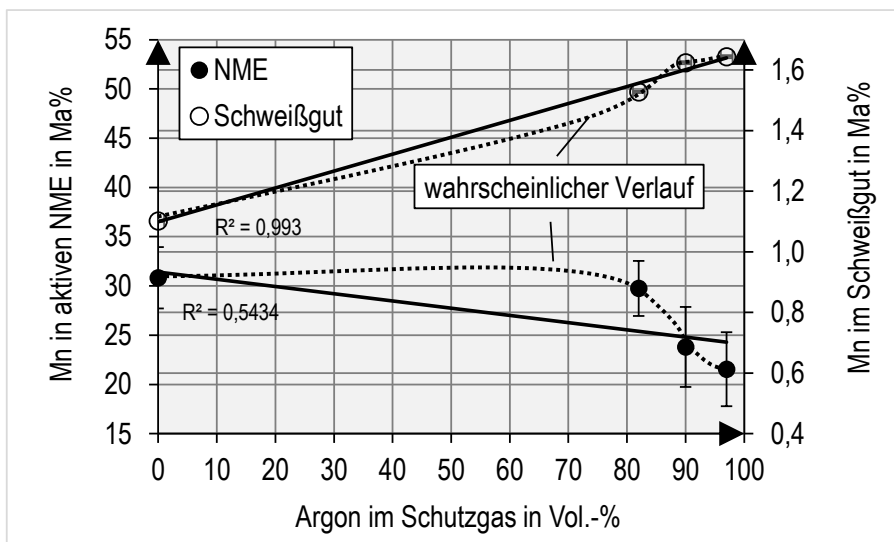


Abbildung 6.6-5 Zusammenhang zwischen dem Vorkommen von Mn in aktiven NME und dem Gehalt von Mn im Schweißgut durch schrittweises Erhöhen des Argon-Anteils im Schweiß-Schutzgas

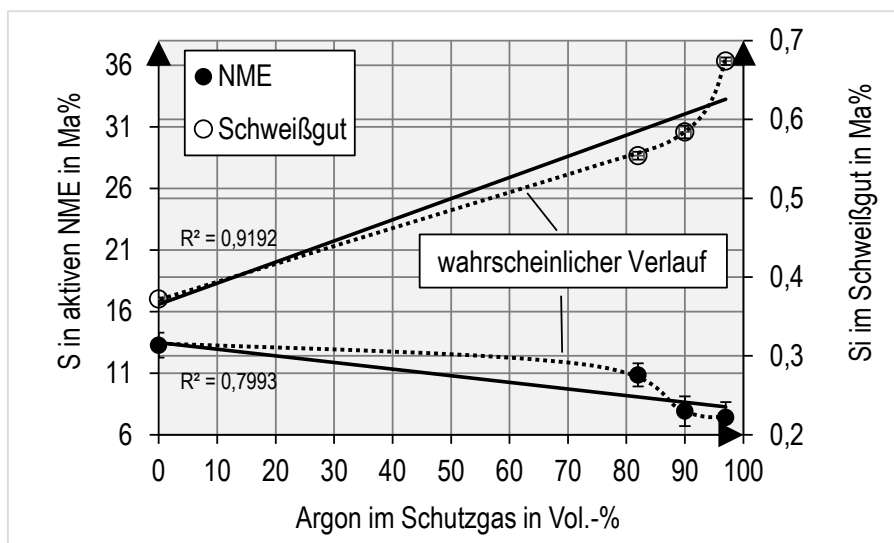


Abbildung 6.6-6 Zusammenhang zwischen dem Vorkommen von Si in aktiven NME und dem Gehalt von Si im Schweißgut durch schrittweises Erhöhen des Argon-Anteils im Schweiß-Schutzgas

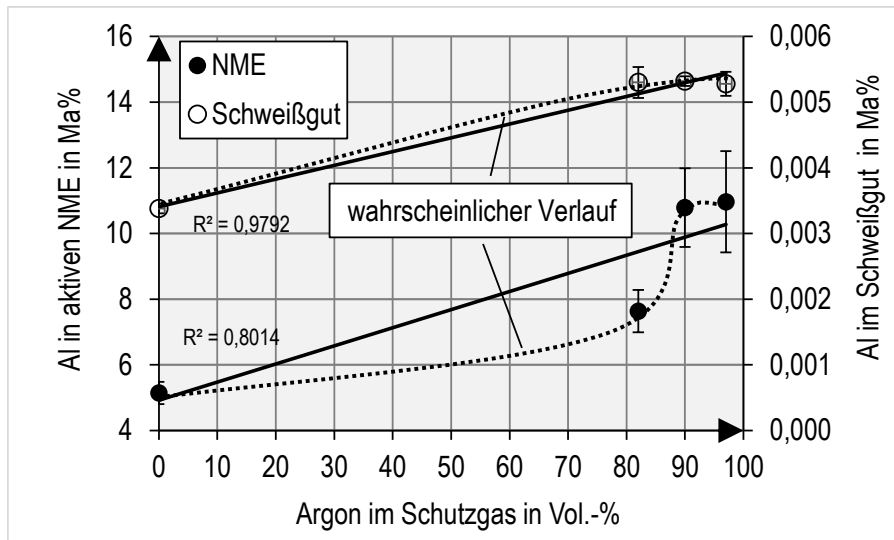


Abbildung 6.6-7 Zusammenhang zwischen dem Vorkommen von Al in aktiven NME und dem Gehalt von Al im Schweißgut durch schrittweises Erhöhen des Argon-Anteils im Schweiß-Schutzgas

Die vorgestellten Ergebnisse lassen den Schluss zu, dass sowohl Ti als auch Al aufgrund ihrer stärkeren Affinität zu O als Mn und Si bei sinkendem O-Angebot eher in den aktiven NME verbleiben. Si und Mn müssen mit sinkendem Anteil in den aktiven NME in anderen Verbindungen oder als Substitutionsatome im Metallgitter vermehrt vorkommen. Beide Elemente beeinflussen die MA-Partikelbildung (Abschnitt 2.7) teils erheblich. Eine nähere Untersuchung der MA-Partikel, auch aufgrund des gesteigerten C-Anteils im Schweißgut mit geringen O-Gehalten, wird darüber später Auskunft geben können.

Aufgrund der beschriebenen Zusammenhänge über die Bedeutung der NME auf die Keimbedingungen des Ferrits (Abschnitt 2.5.2 und 2.6) kam es zur lichtmikroskopischen Auswertung gemäß Abschnitt 4.4.5, bzw. der Ergebnisdarstellung in Abschnitt 5.5.1. Sowohl der Flächenanteil (NME-FA), als auch die Anzahl der NME je mm^2 sinken mit fallendem O-Gehalt im Schweißgut signifikant ab (Abbildung 6.6-8). Auch der gemessene mittlere Durchmesser der NME fällt mit sinkendem O-Anteil, wenn auch nur leicht ab (Abbildung 6.6-9).

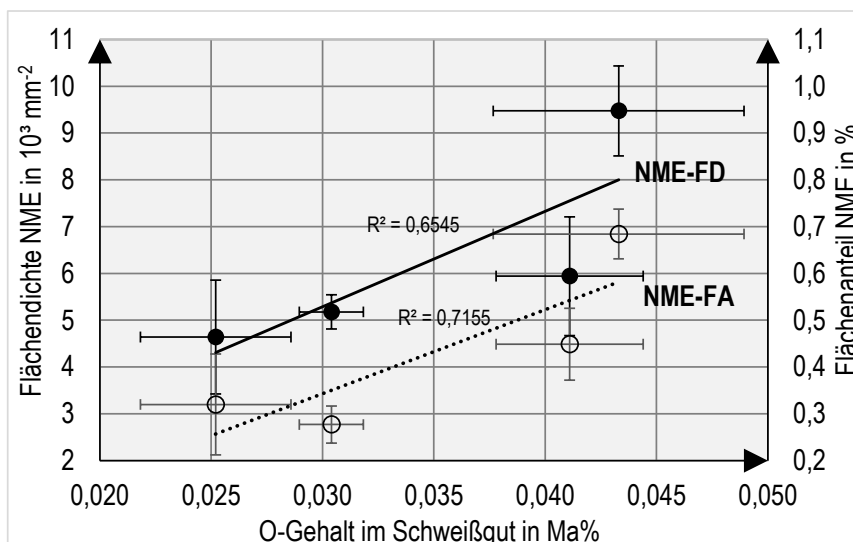


Abbildung 6.6-8 Dispersität und Flächenanteil der NME über den O-Gehalt im Schweißgut

Diese Beobachtungen decken sich mit dem Stand der Technik bzgl. dem MSG-Schweißgut, jedoch sind die aufgezeichneten Verläufe beim EGS-Schweißgut etwas anders. Außerdem sind die NME des EGS-Schweißgutes im Allgemeinen größer, was sich ebenso durch eine geringere Flächendichte gegenüber dem MSG-Schweißgut darstellt. Weniger NME könnte beim EGS Schweißgut bedeuten, dass eine AF-Bildung weniger dispers möglich ist. Dem gegenüber stellen größere NME eine wahrscheinlichere Keimstelle für AF dar und die sympathetische Keimbildung ist von der Anzahl der Keimbildungsorte unberührt, sodass die geringere Flächendichte nicht unbedingt eine AF-Keimbildung negativ beeinflussen muss (siehe Abschnitt 2). Nicht außer Acht gelassen werden darf, dass die nachweislich kleineren NME der argonreichen Proben zur einer zusätzlichen Festigkeitssteigerung führen könnten (Abschnitt 2.5.2).

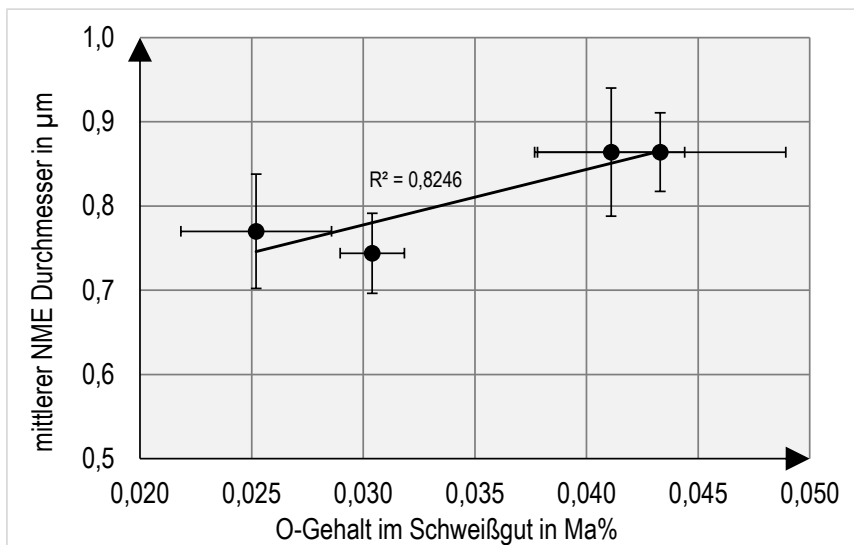


Abbildung 6.6-9 Darstellung des mittleren NME Durchmessers über den O-Gehalt im Schweißgut

Betrachtet man die Versuchsergebnisse, wird klar, dass das Schutzgas C1 (100 Vol.-% CO₂) identische O-Gehalte wie das europäische Standard-Schweiß-Schutzgas M21 (18 Vol.-% CO₂, Rest Ar) erzeugen kann, die Abbrandverluste unter C1 könnte man durch eine erhöhte Zugabe der Legierung ausgleichen. Höhere Argon-Anteile als beim Schutzgas M21 ergeben Vorteile bei dem O-Gehalt bzw. Abbrandverlusten (wirtschaftlicher Legierungseinsatz), welche jedoch praktisch nur bei ca. 90 Vol.-% Argon (M20) ausgenutzt werden können, da es bei höheren Argon-Anteilen zu negativen Prozessbeeinflussungen kommen kann (siehe Abschnitt 4.3).

Eine zweite Versuchsreihe (ausschließlich M21-Schutzgas) sollte beleuchten, inwieweit die Desoxidation mittels Mn und Si durch Ti ersetzt werden kann, bzw. wie sich die Chemie der NME bei höheren Ti-Gehalten ändert. Zu diesem Zweck wurden Versuche (Versuche: 01, 02, 06) mit verhältnismäßig hohen Si-Gehalten (0,51 - 0,60 Ma%) ausgewählt bei denen Ti und B schrittweise gesteigert wurden. Ebenso wurde dies mit zwei Proben mit relativ geringen Si-Gehalten (ca. 0,25 - 0,281 Ma%) getan (versuche: 09, 10). Der Übersichtlichkeit halber sind die entsprechenden chemischen Analysen in der Tabelle 6.6-2 aufgeführt worden.

Die Si-reichen Versuche weisen Ti-Gehalte von 0,0038 bis 0,026 Ma% auf, die Ti-Gehalte der Si-armen Proben von 0,019 bis 0,059 Ma%, sodass eine gewisse Überschneidung besteht. Bemerkenswerterweise beträgt der O-Gehalt aller Proben in etwa 0,04 Ma%. Trotz der Desoxidationsintensivierung bleibt der O-

Gehalt konstant, dafür steigen mit erhöhten Ti-Gehalten die klassischen Desoxidationselemente Si und Mn im Schweißgut an.

Tabelle 6.6 2 Wesentliche Schweißgutchemie der Proben 01; 02; 06; 10 und 09

| Element im Schweißgut | Versuchsbezeichnung | | | | |
|-----------------------|---------------------|--------|--------|--------|--------|
| | 01 | 02 | 06 | 10 | 09 |
| Mn in Ma% | 1,48 | 1,53 | 1,57 | 1,64 | 1,66 |
| Ni in Ma% | 0,59 | 0,68 | 0,73 | 0,72 | 0,77 |
| Mo in Ma% | 0,126 | 0,14 | 0,175 | 0,158 | 0,147 |
| Si in Ma% | 0,51 | 0,55 | 0,60 | 0,25 | 0,281 |
| C in Ma% | 0,086 | 0,077 | 0,059 | 0,054 | 0,065 |
| Ti in Ma% | 0,0038 | 0,013 | 0,026 | 0,019 | 0,059 |
| B in Ma% | 0,0010 | 0,0022 | 0,0027 | 0,0026 | 0,0037 |
| O in Ma% | 0,0433 | 0,0411 | 0,0406 | 0,0402 | 0,0391 |

Inwieweit die chemische Zusammensetzung in den NME durch die schrittweise Intensivierung der Desoxidation verändert wird, wird nachfolgend diskutiert. Sowohl bei den hoch Si-haltigen wie auch bei den gering mit Si desoxidierten Proben führt eine Erhöhung des Ti-Gehaltes im Schweißgut zu einer Konzentrationssteigerung des Titans in den aktiven NME (Abbildung 6.6-10).

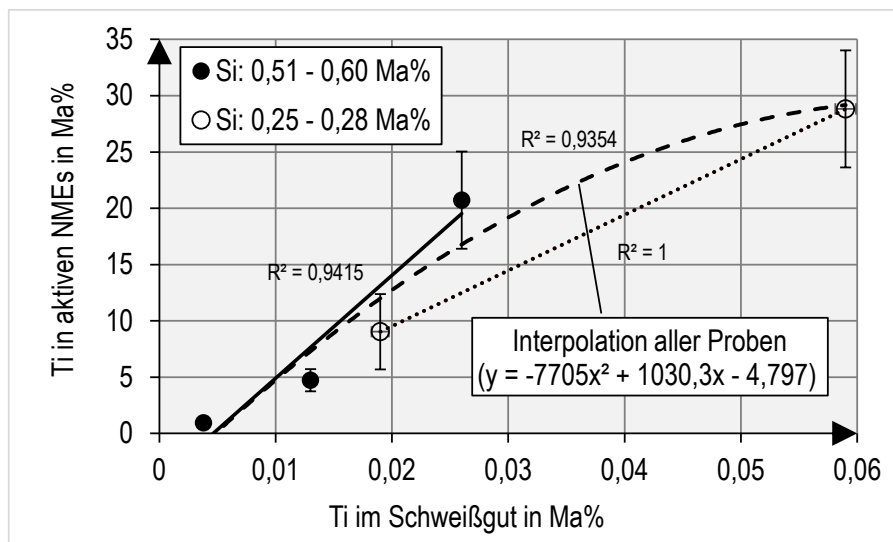


Abbildung 6.6-10 Ti in aktiven NME über den Ti-Gehalt im Schweißgut unter Nutzung unterschiedlicher Si-Gehalte zur Desoxidation

Auffällig ist weiterhin, dass die „Überlappungsprobe (10)“ mit 0,019 Ma% Ti trotz ihres geringen Si-Gehaltes sehr gut in die Interpolation der Proben mit hohem Si-Gehalt passt. Unter der Annahme, dass der Ti-Gehalt in den aktiven NME unabhängig vom Si-Gehalt ist, wurde eine Interpolationskurve aller Proben in der Abbildung 6.6-10 ergänzt. Bei der Betrachtung der Abhängigkeit zwischen Ti im Schweißgut und dem Mn-Gehalt in den aktiven NME scheint es keinen Einfluss zu geben, ob mit geringem oder hohem Si desoxidiert wurde (Abbildung 6.6-11). Der Mn-Gehalt sinkt mit gesteigerter Desoxidation durch

Ti linear ab. Bis knapp 0,06 Ma% Ti halbiert sich der Mn-Gehalt in den aktiven NME von knapp 30 Ma% auf etwas unter 15 Ma%.

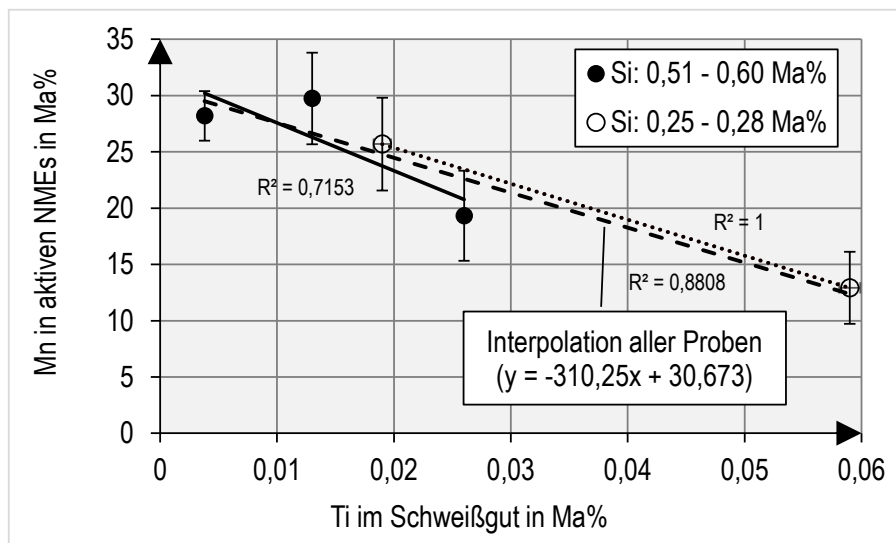


Abbildung 6.6-11 Mn in aktiven NME über den Ti-Gehalt im Schweißgut unter Nutzung unterschiedlicher Si-Gehalte zur Desoxidation

Der Si-Anteil in den NME fällt durch die gesteigerte Desoxidation mit Ti rapide ab. Erneut liegt die Probe 10 (hoher Si-Gehalt) dicht in der Interpolationsgerade der gering Si-haltigen Proben (Abbildung 6.6-12). Der Verlauf aller Proben konvergiert nahezu gegen 0 Ma% Si bei 0,06 Ma% Ti und Si ist quasi nicht mehr in den aktiven NME präsent. Ein ähnliches Bild stellt sich dar, wenn man den Al-Gehalt in den NME mit steigender Titandesoxidation verfolgt (Abbildung 6.6-13).

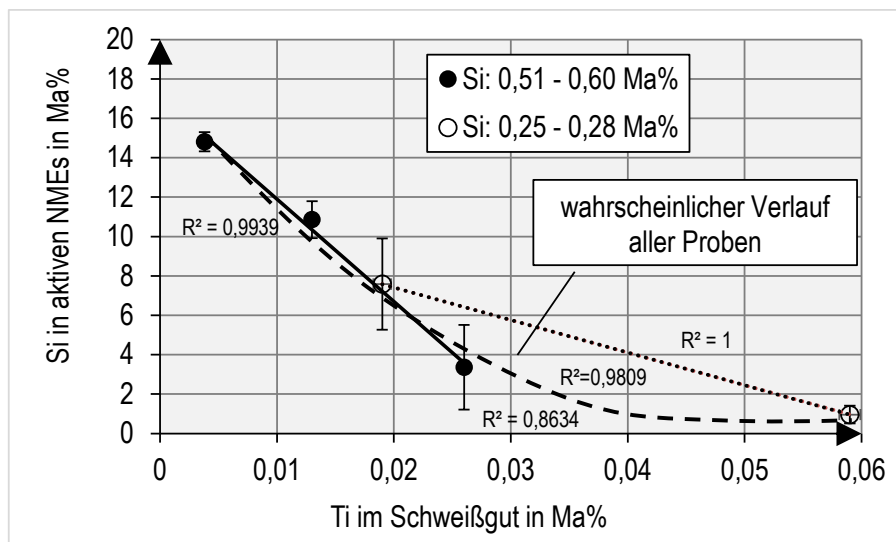


Abbildung 6.6-12 Si in aktiven NME über den Ti-Gehalt im Schweißgut unter Nutzung unterschiedlicher Si-Gehalte zur Desoxidation

Die Interpolationsgeraden der gering und hoch Si-haltigen Proben verlaufen in diesem Fall fast identisch. Aufgrund der sehr hohen Affinität von Al gegenüber O ist dieses Element auch bei sehr hohen Ti-Gehalten von 0,059 Ma% in den NME nachweisbar. Der Al-Gehalt beträgt in diesem Fall lediglich 0,0031 Ma% im Schweißgut und es kann davon ausgegangen werden, dass der überwiegende Al-Anteil in den NME (aktive und inaktive) gebunden vorliegt.

Das Verhalten der NME-Chemie unter gesteigerter Titandesoxidation und konstanter Schweiß-Schutzgaszusammensetzung, sowie sehr ähnlicher Schweißgutchemie folgt grundlegend den Gesetzmäßigkeiten, wie sie bei verringerten O-Angebot im Schweiß-Schutzgas beobachtet wurden (siehe Versuche 02 bis 05). Titan substituiert die restlichen Desoxidationselemente in dem aktiven NME, sodass besonders Mn und Si in anderer Form im Schweißgut vorliegen müssen, auch wenn die Schweißgutchemie hinreichend konstant ist.

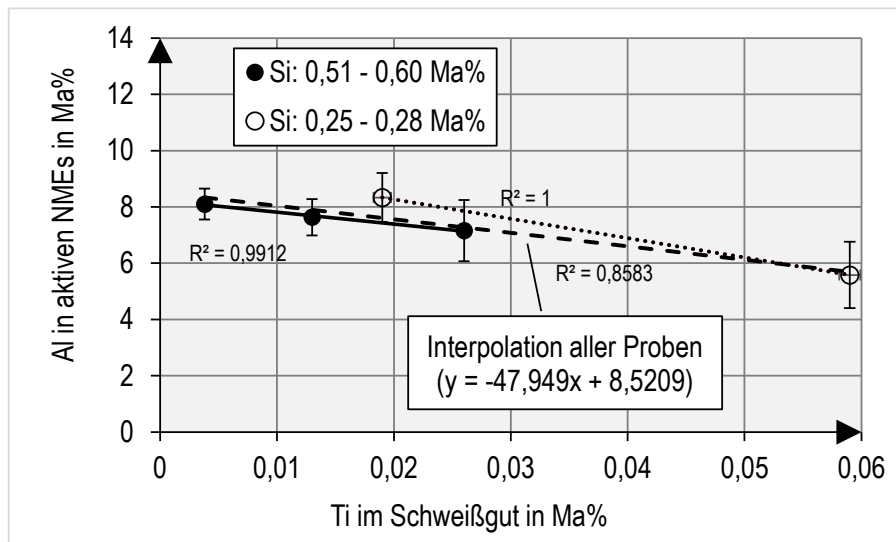


Abbildung 6.6-13 Al in aktiven NME über den Ti-Gehalt im Schweißgut unter Nutzung unterschiedlicher Si-Gehalte zur Desoxidation

Entweder könnten Mn und Si in inaktiven NME oder als Substitutionsatom im Metallgitter vorliegen und somit die MA-Partikel Anhäufung und Ausbildung möglicherweise beeinflussen. Die hier vorgestellten gering Si-haltigen Proben weisen gegenüber den hoch-Si-haltigen Proben sehr geringe MA-Flächenanteile auf (Abbildung 6.6-14). Es scheint, dass die im Schweißgut vorkommenden Si- und Mn-Gehalte generell den MA-FA Anteil festlegen. Ob zusätzliche Anteile an Si und Mn als Substitutionsatom durch eine veränderte Desoxidation (z. B. durch Ti) in der Matrix vorliegen, scheint keinen Einfluss auf die MA-Partikel zu haben. Möglicherweise ist der in NME gebundene Mn- und Si-Anteil zu klein, um in diesem Fall eine Veränderung der MA-Partikel bei hinreichend konstanter Schweißgutzusammensetzung zu bewirken. Bei den hoch-Si-haltigen Proben ist dies ebenfalls zu erwarten. Der leichte Anstieg der Trendlinien, der mit 0,51 bis 0,60 Ma% Si gemessenen Proben, könnte auf den sehr geringen C-Gehalts der Probe 06 von lediglich 0,059 Ma% (0,026 Ma% Ti) zurückzuführen sein (geringeres MA-Partikel-Potential). Bereits vorgestellt wurden die aufgrund der Schutzgasvariation (Argon-Anteile) veränderten, chemischen Zusammensetzungen der Schweißgüter und NME der Proben 02 bis 06. Trägt man die MA-FA über den Si- und Mn-Gehalt in den aktiven NME auf, so ist ein anderer Trend gegenüber einer veränderten Desoxidation bei konstanter Schweiß-Schutzgasart festzustellen (Vergleich Abbildung 6.6-14 zu Abbildung 6.6-15).

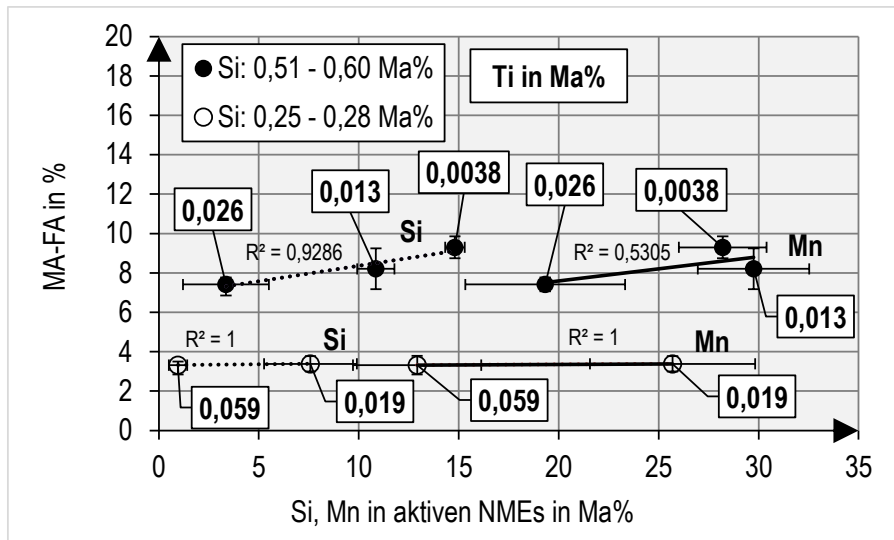


Abbildung 6.6-14 Flächenanteil der MA-Partikel über den Si- und Mn-Gehalt in aktiven NME infolge gesteigerter Ti-Gehalte (0,0038 bis 0,059 Ma%) und unterschiedlicher Si-Gehalte zur Desoxidation

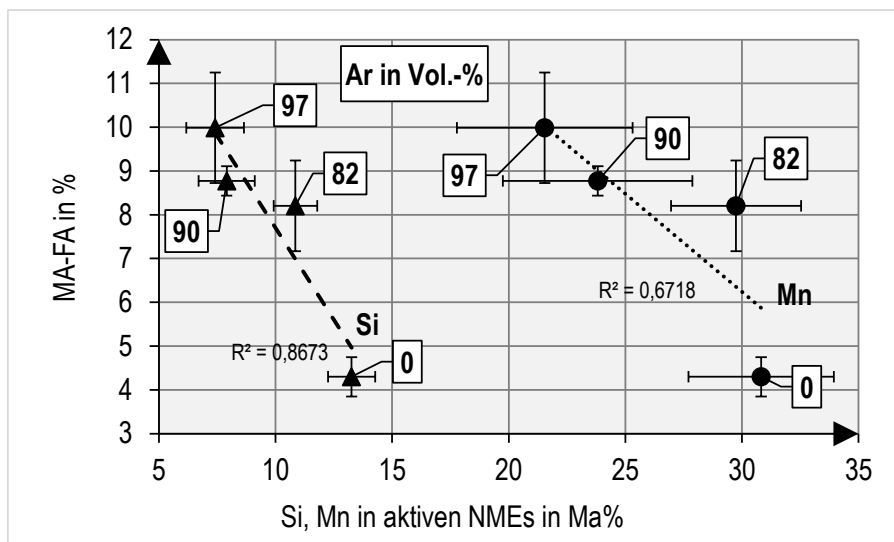


Abbildung 6.6-15 Flächenanteil der MA-Partikel über den Si- und Mn-Gehalt in aktiven NME infolge gesteigerter Argon-Gehalte (0 bis 97 Vol.-%) im Schweiß-Schutzgas

Mit steigendem Argon-Anteil sinkt bekanntermaßen der Si- und Mn-Anteil in aktiven NME ab, gleichzeitig steigt der MA-FA-Anteil erheblich an. Aufgrund der äußerst geringen NME-Flächenanteile (wenige 0,1 %) wird auch bei dieser Versuchsreihe nicht von einem erheblichen Einfluss der aus den NME freiwerdende Mn- und Si-Anteile ausgegangen. Viel mehr wird angenommen, dass die in Schritten gestiegenen C-Gehalte (max. + 26 %), Mn-Gehalte (max. + 49 %) und Si-Gehalte (max. + 80 %) des Schweißgutes hierfür maßgeblich sind

Die beiden im Stand der Technik diskutierten Theorien zur Bildung des AF (Abschnitt 2.6.4) an Ti-reichen NME lassen sich auf langsam abkühlende, ferritische Schweißgüter übertragen. So ist es möglich, dass bei geringen Ti-Gehalten im NME und dem entsprechend hohen Mn-Gehalten im NME eine an Mn-verarmte Zone um das NME entsteht. Dieser Zustand könnte das NME-umliegende Metallgitter weniger intensiv verzerren als in der restlichen Matrix. Eine Gamma- zu Alphaumwandlung am NME könnte zusätzlich zur Epitaxie gefördert werden. Bei hohen Ti-Gehalten im NME könnte die durch TiO sehr intensive epitaktische Keimbildung einen energetisch optimalen AF-Keimzustand der NME-Oberfläche

einstellen (Abbildung 6.6-16). Es sind hohe AF-Gehalte von 70 % schon mit 0,130 Ma% Ti im Schweißgut, bzw. ca. 5 Ma% Ti im NME unter Verwendung des Schutzgases M21 erzielbar. Bekannt ist aus den mechanisch-technologischen Untersuchungen und den bisher vorgestellten Zusammenhängen zu den entsprechenden Mikrogefügen, dass mit ca. 70 % AF sehr ausgewogene Schweißguteigenschaften erzielbar sind. Weiterhin ist bekannt, dass mit steigender Streckenenergie (Vergleich Probe 09 zu 17) der Ti-Verlust durch möglicherweise andere Abbrandverhältnisse (längere Schmelzenstandzeit, andere Volumen/Fläche Verhältnisse) signifikant wird. Eine Steigerung der Streckenenergie von ca. 61 % verringerte den Ti-Gehalt der Probe 09 von 0,059 Ma% auf 0,045 Ma% unter der Nutzung identischer Elektrode-Schweiß-Schutzgas-Kombination. Je nach geforderten Einsatzgebiet bzw. Blechdicke sollte die Elektrode-Schutzgas Kombination darauf ausgelegt werden, da bei höheren Streckenenergien ansonsten weniger als 5 % Ti in den NME verbleiben könnten.

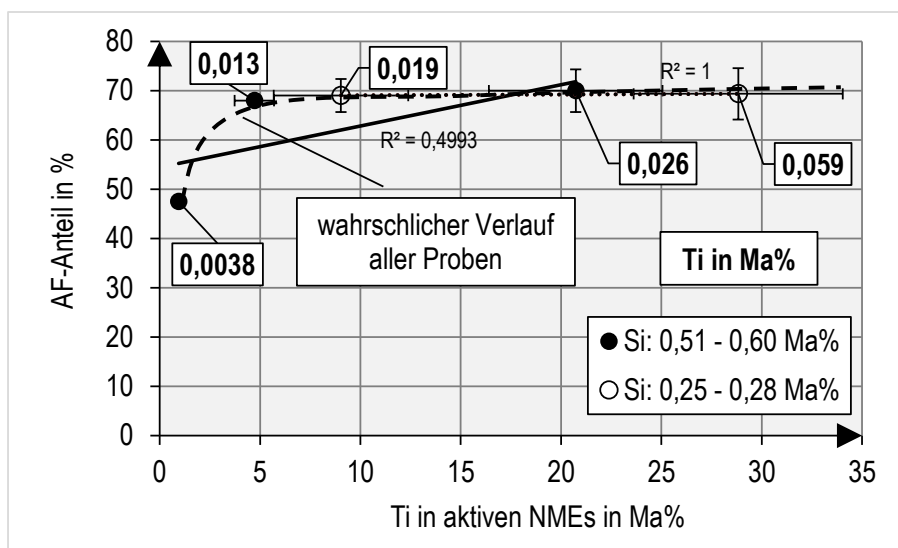


Abbildung 6.6-16 AF-Anteil über den Ti-Gehalt in aktiven NME infolge gesteigerter Ti-Gehalte (0,0038 bis 0,059 Ma%) und unterschiedlicher Si-Gehalte zur Desoxidation

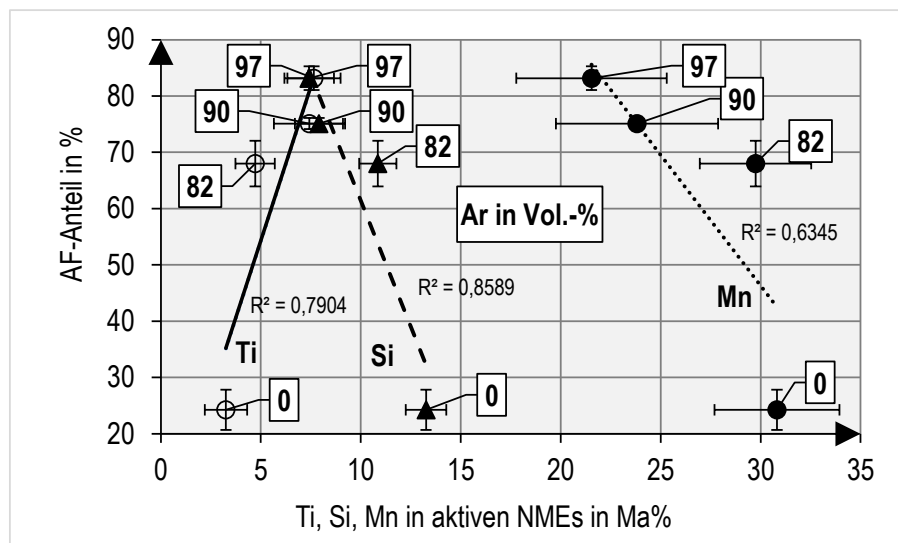


Abbildung 6.6-17 AF-Anteil über den Ti-, Si- und Mn-Gehalt in aktiven NME infolge gesteigerter Argon-Gehalte (0 bis 97 Vol.-%) im Schweiß-Schutzgas

Vergleichbare Ergebnisse bzgl. des Mindestgehaltes an Ti in aktiven NME zur Erzeugung von mindestens 70 % AF ergaben die Auswertungen der Schutzgasvariationen (Abbildung 6-6-17). Ab ca. 5 Ma% Ti in

den aktiven NME und ca. 0,04 Ma% O im Schweißgut sind ca. 70 % AF im Gefüge erzielbar, über 80 % AF sind mit ca. 8 Ma% Ti im NME und 0,025 Ma% O im Schweißgut erzielbar. Von allen vorgestellten Proben weist die Probe 05 (97 Vol.-% Ar) die höchsten AF-Gehalte (83 %) auf. Ein Überblick der mit steigendem Argon-Anteil veränderten Gefügeausbildung gibt die Abbildung 6.6-18 wieder. Neben dem AF-Gehalt steigt auch der Flächenanteil aller MA-Partikel (MA-FA) mit gesteigerten Argon-Anteil im Schutzgas an. Gleichzeitig steigt aber auch die Dispersität der MA-Partikel (MA-FD) signifikant an und es kommt zu einer Entlastung der kritischen MA₅-Partikelanhäufung (MA_{5rel}), sowie Ferritaktivität (α_{GB}) an den ehemaligen Austenitkorngrenzen.

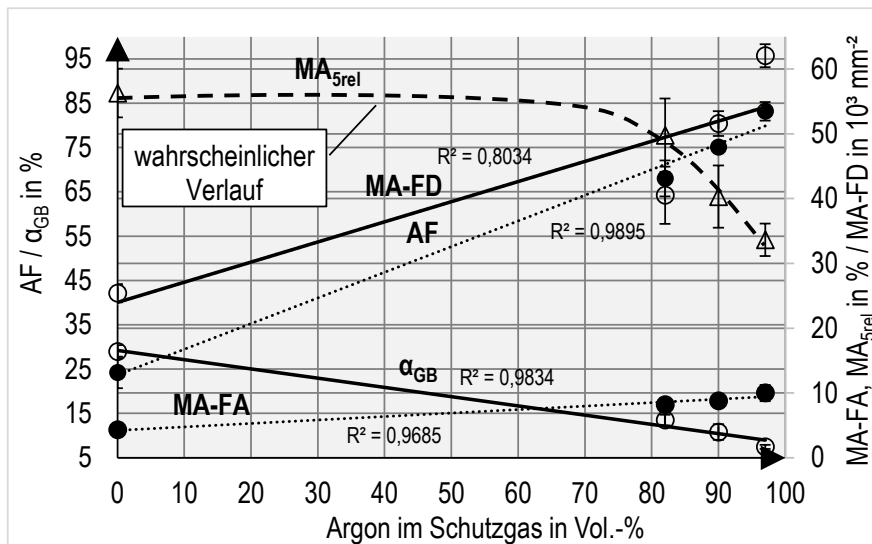


Abbildung 6.6-18 Übersicht zu den Veränderungen der Mikrostruktur im Zusammenhang des Argon-Gehaltes im Schweiß-Schutzgas

Die gestiegenen MA-FA-Gehalte könnten die mechanisch-technologischen Werte durchaus negativ beeinflussen. Aufgrund der nun erhöhten Dispersität (MA-FD) und günstigeren Morphologie (MA_{5rel}) wird der negative Einfluss des höheren Aufkommens der MA-Partikel abgemindert. Eine genaue Betrachtung dieser Vermutung wird anschließend vorgenommen werden. Erwartungsgemäß steigt die Schweißgut-härte mit steigendem AF bzw. sinkendem α_{GB} (Abbildung 6.6-19). Die Differenz der Härtewerte ist bei dieser Versuchsreihe sehr groß (57 HV10), was sich auch bei den restlichen Werten so durchzieht und aus der breiten Mikrostrukturänderung resultiert. Die bekannte Abhängigkeit der Zugfestigkeit von der Härte spiegelt sich in den Zugversuchen der Schutzgasvariation wider (Abbildung 6.6-20). Sowohl AF als auch α_{GB} können mit den Ergebnissen aus den Zugversuchen sehr gut in Zusammenhang gebracht werden. Der gesteigerte AF-Gehalt, bzw. die abfallende Korngrenzenaktivität des Ferrits führen zur massiven Festigkeitssteigerung im EGS-Schweißgut.

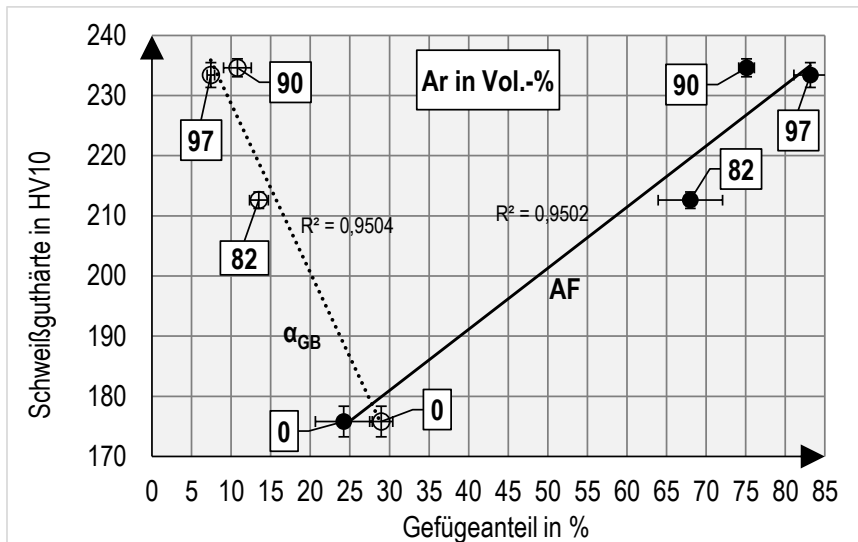


Abbildung 6.6-19 Darstellung der Schweißguthärte über den α_{GB} - und AF-Anteil bei Argon-Gehalten von 0 bis 97 Vol.-% im Schweiß-Schutzgas

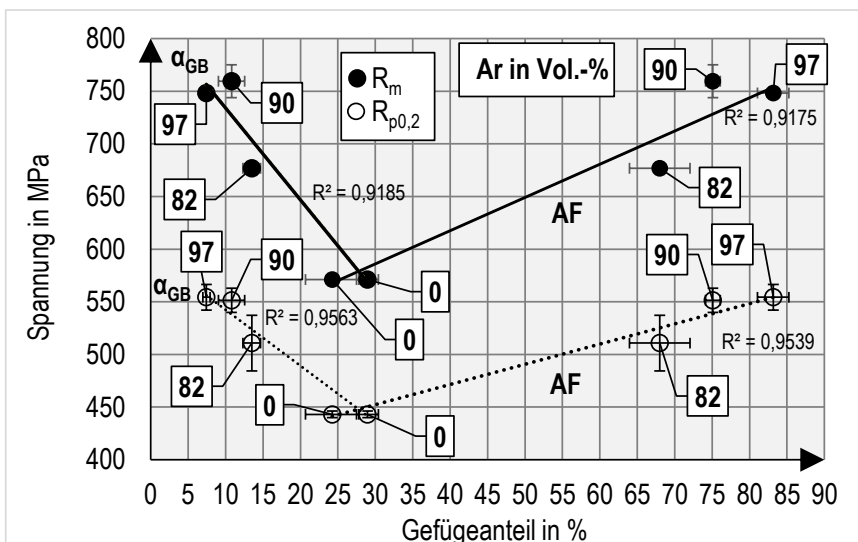


Abbildung 6.6-20 Darstellung der Zugfestigkeit und Dehngrenze über den α_{GB} - und AF-Anteil bei Argon-Gehalten von 0 bis 97 Vol.-% im Schweiß-Schutzgas

Zugunsten der Festigkeit verringern sich die Duktilitätswerte im Schweißgut (Abbildung 6.6-21). Dies ist ein allgemein gültiger Zusammenhang, welcher bei allen bisherigen Betrachtungen immer wieder bestätigt wurde.

Eine Ausnahme besteht in dieser Versuchsreihe bei der Probe 05 (97 Vol.-% Ar), sie weist eine verhältnismäßig hohe Bruchdehnung gegenüber den anderen Proben mit geringerer Festigkeit auf. Gleichzeitig hat sie mit deutlich über 80 % AF und $62 \cdot 10^3 \text{ mm}^{-2}$ MA-FD das wohl feinkörnigste Mikrogefüge aller untersuchten Proben, dies könnte möglicherweise das sehr duktile Verhalten des Schweißversuches 05 erklären. Außerdem sind die NME der Probe 05 verhältnismäßig klein und kommen weniger häufig vor, als bei den restlichen Proben (Abbildungen 6.6.8 und 6.6.9). Neben den beschriebenen hohen Anteilen an AF und der großen MA-Partikeldispersität könnte dies ein weiterer Grund für die hohe Festigkeit sein, trotz relativ geringem Legierungsgehalt.

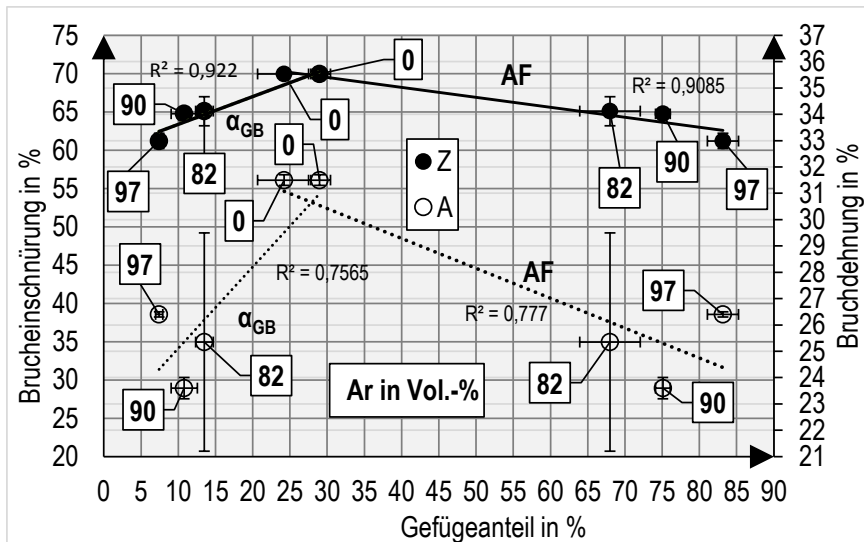


Abbildung 6.6-21 Darstellung der Duktilität über den α_{GB} - und AF-Anteil bei Argon-Gehalten von 0 bis 9 Vol.-% im Schweiß-Schutzgas

Obligatorisch ist die Darstellung der T_{100J} -Übergangstemperatur im Verhältnis zur veränderten Mikrostruktur mittels erhöhtem Argon-Gehalt im Schweiß-Schutzgas (Abbildung 6.6-22). Es konnte das hier gewählte Maß (100 J) für die Kerbschlagarbeit des Schweißgutes um maximal 63 K hin zu tieferer Temperatur verschoben werden (0 Vol% Ar zu 97 Vol% Ar). Hierbei sind die Abhängigkeiten zur Ausbildung der ferritischen Matrix (AF, α_{GB}) erneut nachvollziehbar.

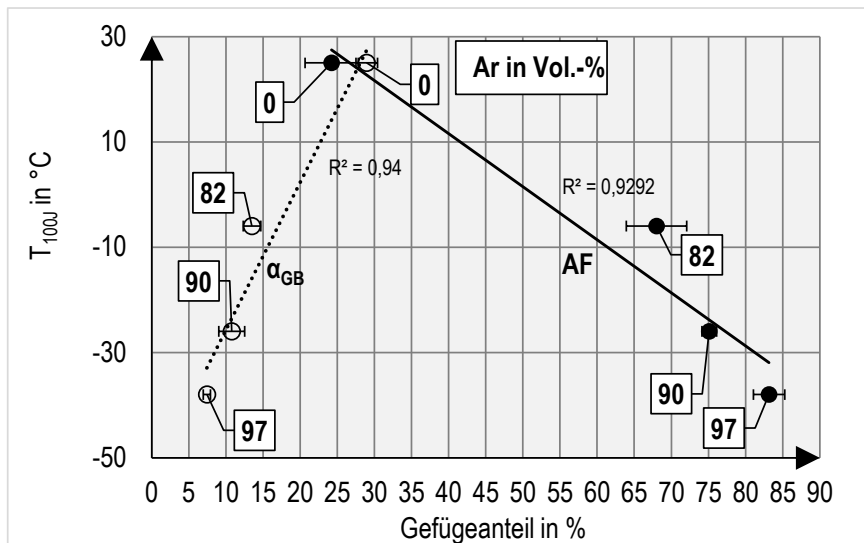


Abbildung 6.6-22 Darstellung der T_{100J} -Übergangstemperatur über den α_{GB} - und AF-Anteil bei Argon-Gehalten von 0 bis 97 Vol.-% im Schweiß-Schutzgas

Nachvollziehbar, wenn auch weniger valide als bei dem Vergleich der ferritischen Matrix zur Härte, gestaltet sich der Zusammenhang zwischen dem Auftreten der kritischen MA-Partikelgröße und der ermittelten Schweißguthärte (Abbildung 6.6-23). Wie schon bei den Diskussionen zu vorherigen Versuchsreihen, bzw. bei der globalen Betrachtung festgestellt wurde, kann mit dem relativen MA_{5rel} Wert häufig ein besserer Zusammenhang zu den ausgebildeten Schweißguteigenschaften aufgestellt werden, als dies mit dem absoluten Gehalten MA_{5abs} möglich wäre. Dies trifft bei dieser Versuchsreihe sowohl bei der Schweißguthärte als auch bei den Werten aus dem quasistatischen Zugversuch zu (Abbildung 6.6-24).

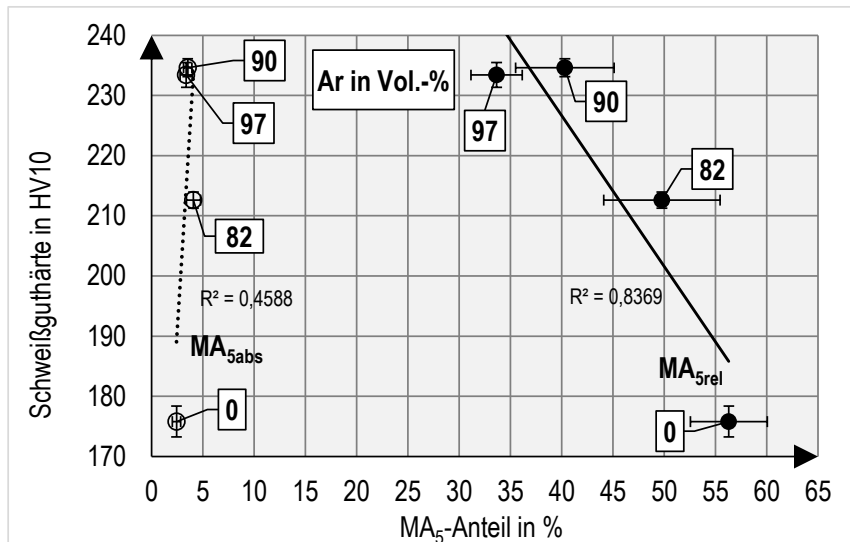


Abbildung 6.6-23 Darstellung der Schweißguthärte über den relativen und absoluten MA₅-Anteil bei Argon-Gehalten von 0 bis 97 Vol.-% im Schweiß-Schutzgas

Die Absolutgehalte liegen oftmals innerhalb der Versuchsreihen sehr eng beisammen, der relative Anteil zum gesamten MA-Partikelgehalt (MA-FA) unterscheidet sich innerhalb einer Versuchsreihe stärker und lässt eine Korrelation zu bestimmten Schweißguteigenschaften einfacher zu. Eine Auffälligkeit stellt der Umstand dar, dass mit steigendem MA_{5abs}-Gehalt die Festigkeit und Dehngrenzen der Schutzgasvariation-Proben ansteigen, die Relativwerte MA_{5rel} jedoch absinken. Dies ist insofern logisch, da bei der vorliegenden Versuchsreihe die MA-FA Gehalte wahrscheinlich durch die erhöhten C-, Mn- und Si-Gehalte von 0 bis 97 Vol% Argon im Schutzgas angestiegen sind, die Morphologie der MA-Partikel sich jedoch disperser darstellen. Bereits im Abschnitt 6.4 konnte dies an einer anderen Versuchsreihe bei den MA_{5rel}-Werten beobachtet werden, die MA_{5abs}-Werte sanken jedoch hier ab was den Schluss zulassen könnte, dass der MA_{5rel}-Wert eher eine allgemein gültige Materialabhängigkeit darstellt als der MA_{5abs}-Wert.

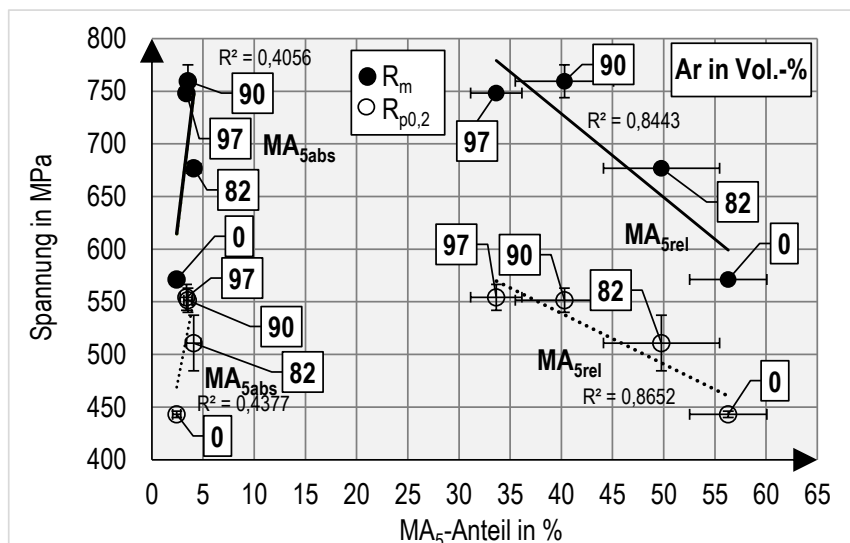


Abbildung 6.6-24 Darstellung der Zugfestigkeit und Dehngrenze über den relativen und absoluten MA₅-Anteil bei Argon-Gehalten von 0 bis 97 Vol.-% im Schweiß-Schutzgas

Aus den Duktilitätswerten des quasistatischen Zugversuchs lässt sich ein zweigeteiltes Bild bezüglich der MA₅ Anteile zeichnen. Die Bruchdehnung korreliert eher mit dem MA_{5abs} Gehalten der Proben, die Brucheinschnürung hingegen eher mit dem relativen MA₅ Gehalten (Abbildung 6.6-25).

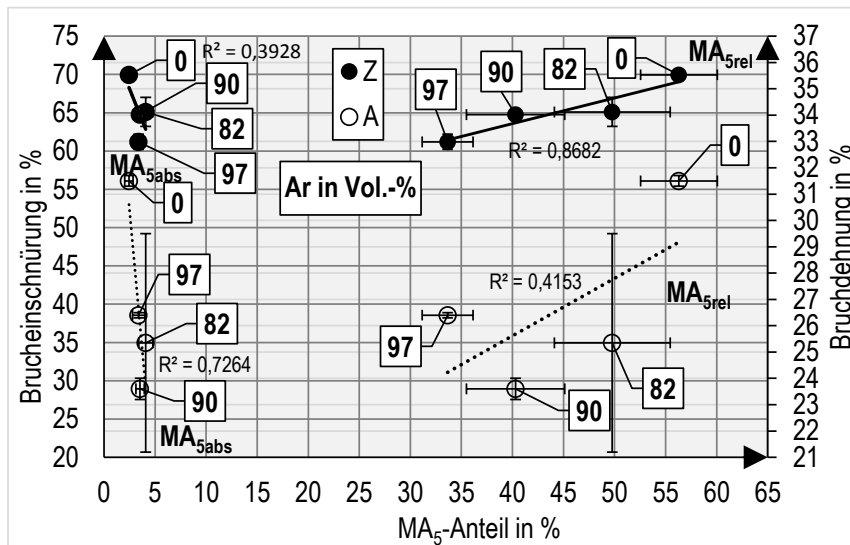


Abbildung 6.6-25 Darstellung der Duktilität über den relativen und absoluten MA₅-Anteil bei Argon-Gehalten von 0 bis 97 Vol.-% im Schweiß-Schutzgas

Ähnlich der Schweißguthärte stellen sich die Verhältnisse der T_{100J}-Übergangstemperatur zu MA_{5abs}, bzw. MA_{5rel} dar. Entgegengesetzt der Versuchsreihe aus Abschnitt 6.4 sinkt die T_{100J}-Übergangstemperatur mit steigenden MA_{5abs}-Gehalten. Die T_{100J}-Übergangstemperatur sinkt jedoch proportional zu kleiner werdenden MA_{5rel}-Gehalten ab, was im Hinblick der Versuchsreihe auch als absolut schlüssig erscheint. Möglicherweise reicht die MA_{5rel} Betrachtung aus, um werkstoffwissenschaftliche Zusammenhänge im Schweißgutmikrogefüge beschreiben und rückverfolgen zu können.

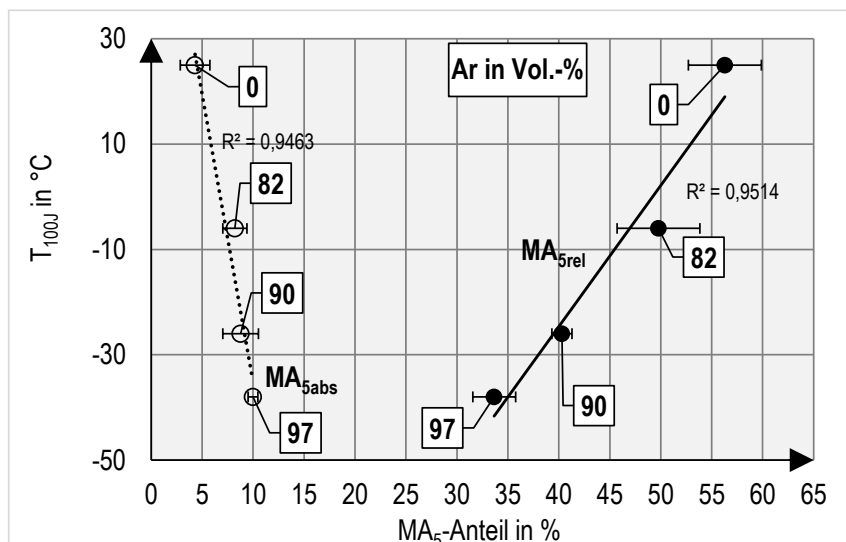


Abbildung 6.6-26 Darstellung der T_{100J}-Übergangstemperatur über den relativen und absoluten MA₅-Anteil bei Argon-Gehalten von 0 bis 97 Vol.-% im Schweiß-Schutzgas

Unter Betrachtung der reinen MA-Partikelanteile (MA-FA) und deren Dispersität (MA-FD) kann der im Vorfeld beschriebene Zusammenhang am Beispiel der Schweißguthärte gut nachvollzogen werden (Abbildung 6.6-27). Steigende MA-FA Anteile könnten den vermeintlichen Anstieg der Härtewerte im Schweißgut erklären, gleichzeitig erhöht sich jedoch die Dispersität der Partikel signifikant was hier

unbedingt im Zusammenhang zur Härtesteigerung gesehen werden muss. Soll heißen, dass eine reine Steigerung der MA-Partikelfläche (MA-FA) nicht unbedingt zur Steigerung der Härte führen muss (siehe Abschnitt 6.4, Abbildung 6.4-7), sondern zusätzlich von anderen Parametern wie z. B. von MA-FD oder MA₅ oder der Matrix (insbesondere AF, α_{GB}) abhängig sein wird.

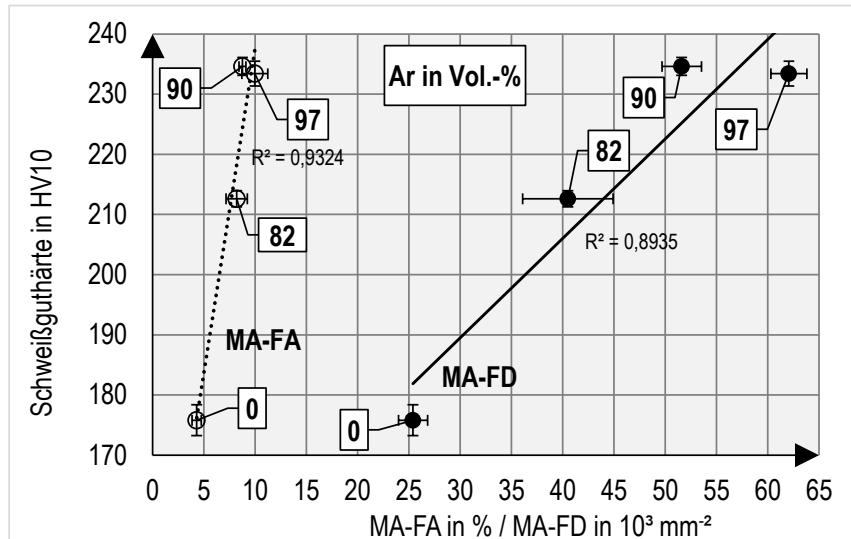


Abbildung 6.6-27 Darstellung der Schweißguthärte über den MA-Flächenanteil und MA-Dispersität bei Argon-Gehalten von 0 bis 99 Vol.-% im Schweiß-Schutzgas

Wie bei der Härte gilt dies auch für andere Werkstoffkennwerte, wie z. B. die Werte aus den Längszugversuchen der reinen Schweißgüter, welche unter unterschiedlichen Argon-Anteilen im Schweiß-Schutzgas hergestellt worden sind (Abbildung 6.6-28). Auch hier steigt die Festigkeit mit steigendem MA-FA (entgegen Abschnitt 6.4) an, wobei die Verteilung der MA-Partikel mit steigenden MA-Partikelanteilen immer feiner wird (MA-FD steigt an).

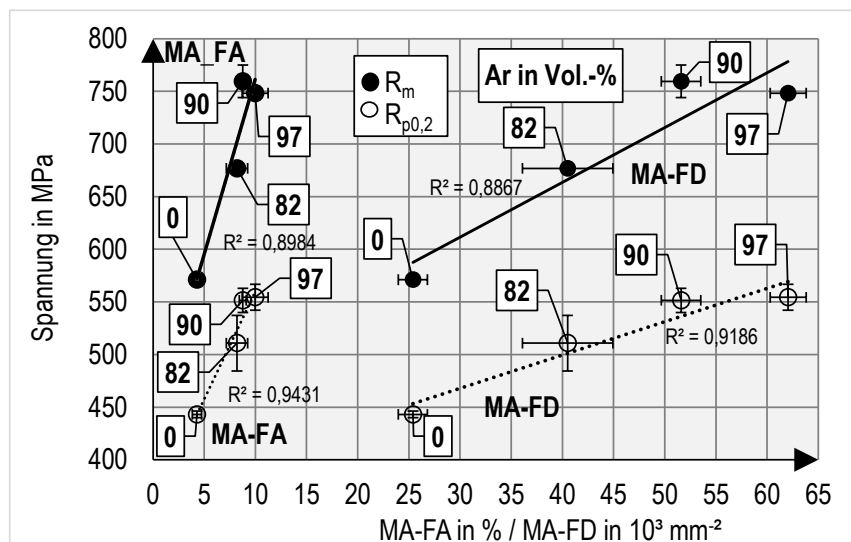


Abbildung 6.6-28 Darstellung der Zugfestigkeit und Dehngrenze über den MA-Flächenanteil und MA-Dispersität bei Argon-Gehalten von 0 bis 97 Vol.-% im Schweiß-Schutzgas

Im Gleichklang befinden sich MA-FA und MA-FD bei der vorstelligten Versuchsreihe auch im Bezug zur Brucheinschnürung (Abbildung 6.6-29). Wie so oft ist eine sichere Vorhersage der Brucheinschnürung im Schweißgut durch MA-Partikelparameter nur bedingt möglich. Hier empfiehlt es sich umso mehr auf die

Gefügebestandteile der ferritischen Matrix acht zu geben, besonders α_{GB} hat sich hier als valider Parameter erwiesen.

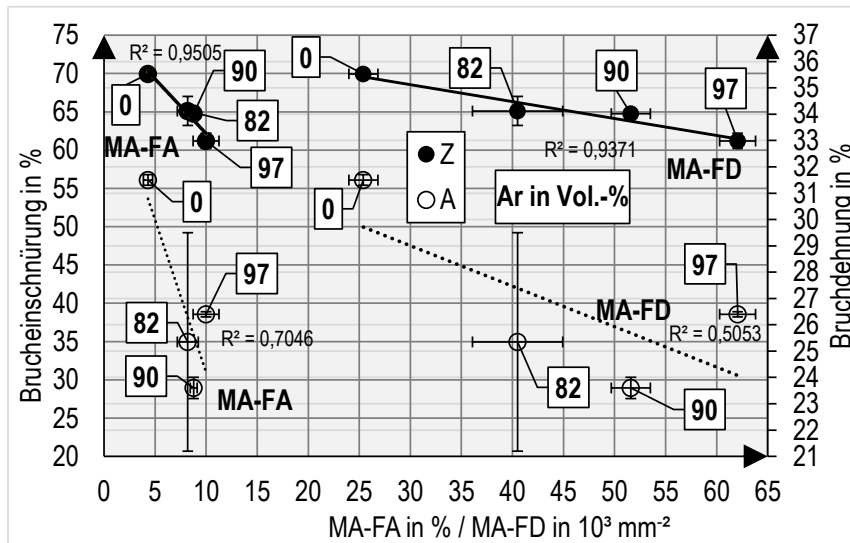


Abbildung 6.6-29 Darstellung der Duktilität über den MA-Flächenanteil und MA-Dispersität bei Argon-Gehalten von 0 bis 97 Vol.-% im Schweiß-Schutzgas

Fehlinterpretationen sind, wie bereits angesprochen, bei den vorgestellten Auswertungen rasch möglich. Ein Anstieg der MA-FA Anteile führt bei den Argonversuchen zu einer gesteigerten Schweißgutzähigkeit (Abbildung 6.6-30), was aber zwangsweise mit der ferritischen Matrix (AF steigt mit MA-FA an, α_{GB} sinkt mit steigendem MA-FA) und natürlich mit anderen MA-Parametern wie MA_{5rel} (fällt mit steigendem MA-FA ab) und MA-FD (steigt mit steigendem MA-FA) im Zusammenhang zu sehen ist. Global ist MA-FA und MA-FD nur ungenügend als alleinige Betrachtung im Zusammenhang mit der T_{100J} -Übergangstemperatur verwendbar (siehe Abschnitt 6.2, Abbildung 6.2-15). In ähnlicher Weise ist dies auch bei Parametern wie dem AF der Fall.

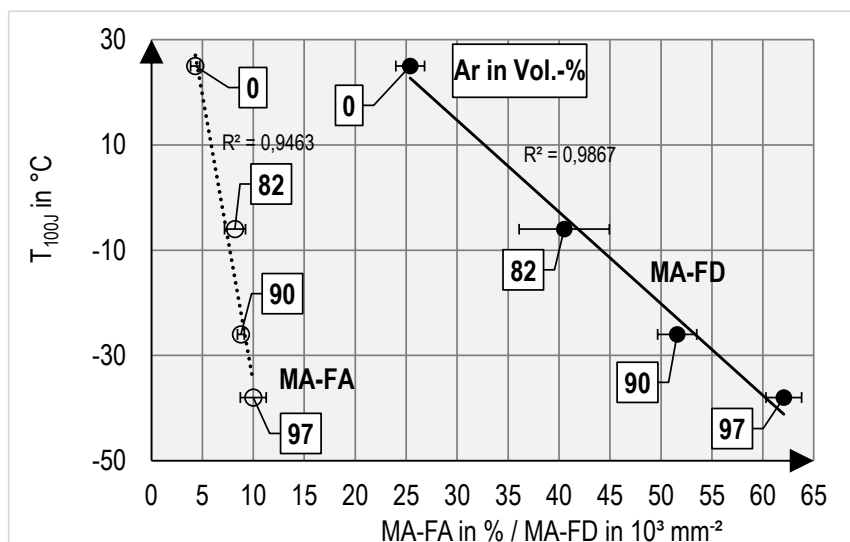


Abbildung 6.6-30 Darstellung der T_{100J} -Übergangstemperatur über den MA-Flächenanteil und MA-Dispersität bei Argon-Gehalten von 0 bis 97 Vol.-% im Schweiß-Schutzgas

7 Zusammenfassung und Ausblick

Arbeitsinhalt der vorliegenden Dissertation war es langsam abkühlende, ferritische Schweißgüter unterschiedlicher Legierungen herzustellen und hinsichtlich ihrer Gefügemorphologie und den hieraus erreichten mechanisch-technologischen Eigenschaften zu untersuchen. Hauptaugenmerk wurde auf das Erkennen von Merkmalen der ferritischen Matrix und der MA-Partikel gelegt, welche eine Vorhersage der Schweißguteigenschaften erlauben können. Gleichzeitig sollte eine Basis geschaffen werden, ein methodisches Vorgehen zukünftiger Schweißzusatzwerkstoffentwicklungen zu ermöglichen und damit ein Fundament zur Wiedereinführung hochenergetischer Schweißverfahren in Europa wie dem EGS bereitzustellen.

Zu diesem Zweck fand eine umfangreiche Literaturrecherche statt. Im Ergebnis der Analyse bereits bekannter Bewertungsvarianten der Mikrostruktur wurde das bestehende Model von Thewlis [113] für eine neue Bewertungsmethode der Matrix verwendet. Es wurde sich zur Aufnahme von lediglich zwei Parametern der Matrixstruktur entschieden. Zum einen wurde der AF zur Beschreibung der intragranularen Bereiche als wichtiger Parameter gewählt und zum anderen, der im Rahmen dieser Arbeit eingeführte, Parameter α_{GB} als Summe grobkörniger Ferritarten zur Beschreibung der intergranularen Bereiche (ehemalige γ -Korngrenzen) genutzt. Erstmals fand eine im Zusammenhang mit der ferritischen Bewertung bestehende Verknüpfung unterschiedlicher MA-Partikelparameter statt. Neben bereits in der Literatur bekannten MA-Partikelbeschreibungen wie des prozentualen Flächenanteils (MA-FA) und der Flächendichte (MA-FD) der MA-Partikel wurde die Größe MA_5 (MA-Flächenanteil mit Partikel $> 5 \mu m^2$) als neue intergranulare MA-Partikelbeschreibung langsam abkühlender EGS-Schweißgüter erkannt und zur Bewertung genutzt. Die MA-Partikel wurden hierbei ausschließlich digital und die Matrix konventionell (Linienchnittverfahren) ausgewertet. Chemische Elemente, welche die Mikrostruktur entscheidend beeinflussen können, wurden systematisch variiert und ihre Wirkung auf die AF-Keimbildung an NME und auf die MA-Partikelmorphologie hin untersucht und kausal dargestellt.

7.1 Globale Zusammenhänge im EGS-Schweißgut

Zielgemäß konnten stark unterschiedliche Schweißguteigenschaften durch die Legierungs- und Schutzgasvariation eingestellt werden. Ob die aufgenommenen analytischen Daten untereinander plausible Ergebnisse widerspiegeln, wurde zunächst näher beleuchtet. Hierfür wurde auf einen globalen Vergleich zurückgegriffen ohne einzelne Versuchsreihen näher zu beschreiben und damit mögliche Fehlinterpretationen der Ergebnisse zu provozieren. Folgende Zusammenhänge konnten hierzu hinreichend verifiziert werden (gemäß Abschnitt 6.1 und 6.2):

1. Steigende Werte der Zugfestigkeit und Dehngrenze sowie der Härte verringern die Duktilität (Bruchdehnung, Brucheinschnürung) im Schweißgut.
2. Schweißguthärte steigt linear mit der Zugfestigkeit im Schweißgut an, mathematischer Zusammenhang fast deckungsgleich mit der DIN EN ISO 18625, Härten größer 220 HV10 sollten für den hier vorgesehenen Zeck vermieden werden.
3. Dehngrenzen ab 550 MPa ergeben die höchsten Kerbschlagarbeiten, hier als T_{100J} -Übergangstemperatur beschrieben, höhere Dehngrenzen konnten nicht erreicht werden.

4. Proben mit sehr hohen Kerbschlagarbeiten bei geringen Prüftemperaturen (bis -60 °C) unterschreiten bei höheren Prüftemperaturen (20 °C) die Kerbschlagarbeitswerte anderer Proben signifikant.
5. Hinsichtlich der aus der Literaturrecherche bekannten Anforderungen an ein möglichst ausgeglichenes Schweißgut für den Stahl- und Schiffbau wird die Nutzung und Weiterentwicklung der Elektrode „781A“ unter Verwendung von M21-Schweiß-Schutzgas (Versuch-Nr.: 10) empfohlen.

Der globale Vergleich wurde weiterhin auf die Zusammenhänge der erreichten mechanisch-technologischen Eigenschaften und das vorliegende Schweißgutmikrogefüge ausgeweitet. Es stellten sich nach Meinung des Autors folgende Abhängigkeiten plausibel dar:

6. AF ist lediglich bedingt als Indikator für die erreichbare Zugfestigkeit, Dehngrenze, Duktilität, Härte und Kerbschlagarbeit nutzbar:
 - a) Härte, Dehngrenze, Zugfestigkeit und ertragbare Kerbschlagarbeit steigen mit steigenden AF-Gehalten, große Streuungen treten bei ca. 70 % AF im Gefüge auf.
 - b) Die Duktilität sinkt mit steigendem AF-Gehalt, große Streuungen bei ca. 70 % AF im Gefüge.
7. Die Korngrenzenaktivität grobkörniger Ferritarten (α_{GB}) erlaubt präzisere Vorhersagen wesentlicher Schweißguteigenschaften, als die Vorhersagen basierend auf dem Nadelferrit-Anteil:
 - a) Härte, Dehngrenze, Zugfestigkeit und ertragbare Kerbschlagarbeit sinken mit steigender Korngrenzenaktivität des Ferrits.
 - b) Die Duktilität des Schweißgutes ist global nicht zweifelsfrei von α_{GB} abhängig, bessere Ergebnisse sind durch Auswertung des gesamten polygonalen Ferritanteils (PF) erzielbar.
8. Der MA-Flächenanteil (MA-FA) erlaubt global betrachtet nur sehr unsichere Vorhersagen.
9. Steigende MA-Flächendichte (MA-FD) führt global betrachtet zu steigenden Härten und gemäß Punkt 2 zu steigenden Zugfestigkeiten.
10. Grobkörnige MA-Partikel (MA_5) erlauben keine sichere Vorhersage mechanisch-technologischer Eigenschaften im globalen Vergleich.

7.2 Mikrogefüge und resultierende Eigenschaften bei ca. 70 % AF

Aus den Erkenntnissen der globalen Betrachtung wurde entschieden, den streuanfälligen Bereich um ca. 70 % AF (63 bis 75 %) näher zu beleuchten (Abschnitt 6.3). Folgende Erkenntnisse ergeben sich aus diesen Gegenüberstellungen, basierend auf mehreren Versuchsreihen:

1. Der α_{GB} -Wert ist bei konstanten AF-Anteilen ein geeignetes Mittel für die Beschreibung der Eigenschaftsänderungen im Schweißgut:
 - a) Die Zugfestigkeit und Dehngrenze sinken mit steigendem α_{GB} -Anteil.
 - b) Die Bruchdehnung steigt mit steigendem α_{GB} -Anteil.
 - c) Die T_{100J} -Übergangstemperatur sinkt mit sinkendem α_{GB} -Anteil, das Schweißgut wird zäher.

Bezogen auf die MA-Partikelmorphologie ergibt bei relativ konstantem AF-Gehalt und teils erheblich streuenden Schweißguteigenschaften folgendes Bild:

2. Sinkende MA₅-Anteile führen zu geringen T_{100J}-Übergangstemperaturen, das Schweißgut wird zäher.

Im Gegensatz zur globalen Betrachtung muss dem MA₅-Parameter bei ca. 70 % AF-Gehalt in der Schweißgutmitte ein erheblicher Effekt, bezogen auf die ertragbare Kerbschlagarbeit, zugesprochen werden.

7.3 Mikrogefüge und resultierende Eigenschaften verschiedener Versuchsreihen

Werden Versuchsreihen hinsichtlich ihrer Gefügestruktur und den hieraus resultierenden Schweißguteigenschaften untersucht, ergibt sich ein gegenüber dem globalen Vergleich differenziertes Bild. Versucht man die Parameter AF, α_{GB} und MA₅ gezielt durch legierungstechnische Maßnahmen (Zugabe von Ti und B, Reduzierung von Si und C) zu optimieren sind gravierende Eigenschaftsänderungen die Folge (Abschnitt 6.4). Auch die schrittweise Variation von Ni bei konstanter Restchemie oder die Erhöhung des Inertgas-Anteils (Argon) im Schweiß-Schutzgas führte zu teils erheblichen Unterschieden im Mikrogefüge und den entsprechenden Eigenschaften des Schweißgutes. Bei allen drei Versuchsreihen konnte folgendes beobachtet werden:

1. AF allein ist kein sicheres Indiz für das Erreichen bestimmter Eigenschaften.
2. Steigendes α_{GB} führt zum Absinken der Härte, Zugfestigkeit und Dehngrenze im Schweißgut.
3. Sinkendes α_{GB} führt zum Abfall der T_{100J}-Übergangstemperatur, das Schweißgut wird zäher.

Die Optimierung der Referenzlegierung, Versuch 01 (Abschnitt 6.4) hinsichtlich eines möglichst hohen AF-Gehaltes, geringen α_{GB} -Gehaltes, geringen MA-FA-Gehaltes und geringen MA₅-Anteils konnten folgende Eigenschaftsveränderungen nach sich ziehen:

4. Mit sinkendem α_{GB} -Gehalt sinken auch MA-FA und MA_{5rel}, AF steigt auf max. 70 %.
5. Das Niveau der T_{100J}-Übergangstemperatur sinkt signifikant.
6. Die Werte der Zugfestigkeit, Dehngrenze und Härte steigen an.

Die Duktilität (Bruchdehnung und Brucheinschnürung) konnte mit keinem Parameter sicher in Zusammenhang gebracht werden.

Unter nahezu konstanten chemischen Zusammensetzungen wurde in der zweiten Versuchsreihe (Abschnitt 6.5) der Ni-Gehalt im Schweißgut variiert (0,02 bis 0,72 Ma%) und hinsichtlich der Wirkung auf das Mikrogefüge hin untersucht. Hier können bei steigendem Ni-Anteil folgende Gesetzmäßigkeiten abgeleitet werden:

7. Der α_{GB} sinkt deutlich ab.
8. Die MA-Flächendichte und der AF-Anteil (max. 70 %) steigen signifikant.
9. MA-Flächenanteil steigt leicht.

Hieraus ergab sich eine schrittweise Änderung der Schweißguteigenschaften in folgende Richtung:

10. Signifikantes Ansteigen der Schweißguthärte, Dehngrenze und Zugfestigkeit.

11. Signifikante Steigerung der Schweißgutzähigkeit (Senkung T_{100J} -Übergangstemperatur).
12. Leichte Abnahme der Schweißgutduktilität (A und Z).

Neben den Legierungselementen, welche dem Fülldraht in Form von z. B. Ferrolegierungen (FeSi, FeTi) zugesetzt werden können, hat die Zusammensetzung des Schweiß-Schutzgases bei Verwendung einer konstanten Elektrodenchemie einen immensen Einfluss auf das Schweißgutmikrogefüge und dessen Eigenschaften. In der dritten Versuchsreihe (Abschnitt 6.5) wurde die Elektrode 588/1 mit vier verschiedenen Schutzgasen verarbeitet. Die schrittweise Steigerung des Argon-Gehaltes (0 bis 97 Vol.-%) im Schutzgas führte zu folgenden Auffälligkeiten der Schweißgutchemie:

13. Erhöhung des massenprozentualen Anteils an O-affinen Elementen wie C, Mn, Si, Ti und B sprunghaft ab ca. 90 Vol.-% Argon im Schweiß-Schutzgas.
14. Die P-, S-, Ni- und Mo-Anteile steigen ebenfalls mit erhöhtem Argon-Gehalt, teils sprunghaft ab 90 Vol.-% Argon im Schutzgas.
15. Der O-Gehalt sinkt ab 90 Vol.-% Argon im Schutzgas steil ab.
16. Der N-Anteil sinkt leicht ab.

Das Schweißgutmikrogefüge reagierte folgendermaßen auf die Verringerung des O-Angebotes (Erhöhung Argon-Gehalt) im Schweiß-Schutzgas:

17. Steigerung des AF-Gehalts, größte AF-Gehalte (83 %) aller Proben bei O-Gehalt von 0,0252 Ma% (97 Vol.-% Argon in Schweiß-Schutzgas).
18. Die MA-Flächendichte, und MA-Flächenanteile steigen teils erheblich an.
19. Die Werte für MA_5 und α_{GB} sinken stark ab.
20. Der mittlere NME-Durchmesser nimmt mit sinkendem O-Gehalt ab, Flächenanteile und Dispersität nehmen ebenfalls ab.

Unten den genannten mikrostrukturellen Gegebenheiten stellten sich folgende Schweißguteigenschaften mit schrittweise erhöhtem Argon-Anteil im Schweiß-Schutzgas ein:

21. Anstieg der Schweißguthärte, Dehngrenze und Zugfestigkeit im erheblichen Maße.
22. Massive Zähigkeitssteigerung (Verringerung T_{100J} -Übergangstemperatur).
23. Duktilitätsverhalten nicht eindeutig, zunächst sinken Bruchdehnung- und Einschnürung ab, bei 97 Vol.-% Argon wird umgekehrtes Verhalten diagnostiziert.

Die Ergebnisse lassen den Schluss zu, dass das häufig in Europa genutzte Schweiß-Schutzgas M21 (82 Vol.-% Argon, Rest Kohlendioxid) weniger Legierungsverluste durch den vergleichsweise geringen O-Gehalt gegenüber dem in Asien bevorzugten Schutzgas C1 (0 Vol.-% Argon) zulässt. Da die O-Gehalte beider Schweißgüter identisch waren (wichtig für AF-Keimbildung) liegt die Vermutung nahe, dass durch entsprechenden Ausgleich in der Fülldrahtrezeptur (Ausgleich Legierungsverlust unter C1-Schutzgas) keine gravierenden Unterschiede in der Mikrostruktur bezüglich der beiden Schweiß-Schutzgase zu erwarten sind. Erst ab einem Argon-Anteil von ca. 90 Vol.-% (M20) können geringere O-Gehalte als bei C1 und M21-Schutzgasen erzielt, und damit Vorteile bei der Gefügeausbildung bewirkt werden. Aufgrund der kritischen Verarbeitung des Schutzgases M13 (97 Vol.-% Argon) und möglicher Porenbildung im Schweißgut, können die sehr guten mechanisch-technologischen Eigenschaften des erzeugten

Schweißgutes wahrscheinlich in der Praxis nicht oder nur in sehr eingeschränkter Art und Weise eingesetzt ausgenutzt werden.

7.4 Veränderung der NME-Chemie und Einfluss auf den AF

Die gravierenden mechanisch-technologischen Unterschiede durch die Verwendung unterschiedlicher O-Angebote im Schweiß-Schutzgas basieren mindestens teilweise auf dem erhöhten Aufgebot von AF im Schweißgut. AF benötigt NME zur Keimstabilisierung (epitaktisch), spätere AF-körner beginnen direkt an den primären AF-Kristallen zu wachsen (sympathetisch).

Mit geringer werdendem O-Angebot steigt der Gehalt an Mn, Si, Ti und B im Schweißgut an, gleichzeitig sinkt der O-Gehalt im Schweißgut ab ca. 90 Vol-% Argon im Schutzgas schlagartig. Die rasterelektronenmikroskopischen, bzw. die Untersuchungen mittels EDX an aktiven AF-Keimstellen (NME) ergeben jedoch, dass die Anteile von Mn und Si mit steigendem Argon-Gehalt sinken. Es scheint, dass Ti und Al aufgrund der höheren Affinität zu O als Mn und Si diese im NME substituieren. Mit steigendem Ti-Gehalt im NME steigt auch der AF-Gehalt, wobei ca. 5 Ma% im NME schon ausreichen, um ca. 70 % AF im Gefüge zu erzeugen. Ebenso verhalten sich zusätzlich ausgewertete NME anderer Schweißgüter unter M21-Schutzgas, auch hier sind mindestens 5 Ma% Ti im NME für die Bildung von 70 % AF bereits ausreichend. Deutlich höhere Ti-Gehalte im NME (ca. 30 %) sind zwar möglich, ergeben jedoch keinen Vorteil bei der AF-Bildung. Jedoch können die hierfür erforderlichen hohen Ti-Gehalte im Schweißgut (0,059 Ma%) genutzt werden, unter Beibehaltung M21-typischer O-Gehalte im Schweißgut (ca. 0,04 Ma%), den Si-Gehalt im Schweißgut zu halbieren und damit die MA-Partikel auf den ehemaligen Austenitkorngrenzen (MA₅) merklich zu reduzieren. Damit lassen sich die Eigenschaften Zähigkeit und Festigkeit des Schweißgutes bedeutend erhöhen.

Unterdessen scheint es keinen Einfluss auf die NME-Chemie (Si, Mn, Ti, Al) zu haben ob es sich um Proben mit hoher (0,51 - 0,60 Ma% Si im Schweißgut) oder geringer (0,25 Ma% - 0,28 Ma% Si im Schweißgut) Si-Desoxidation handelt. Lediglich die Steigerung des Ti-Gehaltes (unter M21) im Schweißgut beeinflusst die chemische Zusammensetzung der NME merklich.

Weiterhin ist festzustellen, dass mit sinkenden O-Gehalten der Flächenanteil und die Flächendichte, sowie der Durchmesser aller lichtmikroskopisch auswertbaren NME in der Schweißgutmitte abnehmen. Die Verringerung der Anzahl von potentiellen Keimstellen scheint sich hierbei nicht negativ auf die Stabilisierung des AF auszuwirken. Es lässt den Schluss zu, dass die Chemie der NME einen weitaus größeren Einfluss auf die AF-Bildung hat, als die Veränderung der NME-Häufigkeit und Größe in dem hier vorgestellten Rahmen.

7.5 Schlussfolgerungen aus den Versuchsergebnissen

Abschließend sind die wesentlichsten Fakten der aus dieser Arbeit gewonnenen Erkenntnisse zusammengefasst worden:

1. Es können unterschiedlichste EGS-Schweißguteigenschaften durch Legierungs- und Schutzgasvariation hergestellt werden.

2. Unter Beachtung der im Stahl- und Schiffbau geforderten Schweißguteigenschaften unter Verwendung von M21-Schweiß-Schutzgas konnte mindestens eine geeignete Legierung für eine EGS-spezifische Fülldrahtelektrode (Blechdicke 15 mm) eruiert werden.
3. Die Schweißguteigenschaften korrelieren mit dem vorherrschenden Mikrogefüge.
4. AF, α_{GB} (erstmalig verwendet), MA₅ (erstmalig verwendet), MA-FA und MA-FD eignen sich gut, um das Mikrogefüge zu bewerten, α_{GB} scheint hierbei global oftmals die verlässlichsten Aussagen zu liefern.
5. Si (und C) fördert das Vorhandensein nicht gewünschter, großer MA-Partikel auf den ehemaligen Austenitkorngrenzen, diese können beim EG-Schweißgut mit dem Parameter MA₅ gut beschrieben werden. Besonders die Schweißgutzähigkeit konnte mit ca. 0,25 Ma% Si unter M21-Schutzgas erzeugten Proben wesentlich gesteigert werden.
6. Im hier betrachteten Legierungssystem (MnNiMoTiB) begünstigt ein Ni-Gehalt von ca. 0,7 Ma% das Erlangen der geforderten Eigenschaften, weniger Ni führt entscheidend zur Verringerung der Härte, Festigkeit, Dehngrenze und Zähigkeit.
7. Es konnten nie alle Eigenschaften gleichermaßen gesteigert werden, besonders die Bruchdehnung nimmt mit gesteigerter Festigkeit und Zähigkeit ab. Sie wird als kritischste zu erreichende Größe im EG-Schweißgut gesehen.
8. Zirka 70 % AF sollte im Schweißgutgefüge vorhanden sein, hierfür werden mindestens 5 Ma% Ti in der Keimstelle bzw. NME benötigt. Der hierfür benötigte Ti-Gehalt im Schweißgut hängt vom O-Angebot des Schweiß-Schutzgases, sowie erreichter Streckenenergie ab und muss bei der Auslegung der Elektrodenchemie (Ti-Verlust) berücksichtigt werden. Unter den vorliegenden Randbedingungen werden ca. 0,025 Ma% Ti mit entsprechendem B-Gehalt (nach Evans [22]) unter Verwendung von M21-Schutzgas und 15 mm Blechdicke als ausreichend angesehen.
9. Bezüglich der Anzahl, Verteilung und dem Durchmesser der NME konnte keine gravierende Einflussnahme auf den AF erkannt werden, möglicherweise aber auf die Festigkeit.
10. Je nach Versuchsserie können alle weiteren Parameter neben AF (Punkt 4) entscheidende Eigenschaftsveränderungen im Schweißgut provozieren und sollten aus diesem Grund immer ausgewertet werden.
11. O-Gehalte zwischen ca. 0,04 und 0,025 Ma% wurden mit unterschiedlichen Schweiß-Schutzgasen im Schweißgut erreicht. Es wird empfohlen maximal 90 Vol.-% Argon (M20) für das EG-Schweißen zu verwenden (>90 Vol% Argon treten Poren, Prozessunsicherheit auf).

7.6 Ausblick

Die Weiterentwicklung der üblichen, intragranularen Bewertungsstrategie von Mikrostrukturen ferritischer Schweißgüter hin zu einer ganzheitlichen Bewertung inkl. der intergranularen Schwachstellen ist am Beispiel einlagiger, langsam abkühlender Schweißgüter gelungen. Eine Erweiterung auf mehrlagig erzeugte Schweißgüter sollte zukünftig angegangen werden. Es wäre auch denkbar, mindestens die vorgestellte Strategie (inter- & intragranulare Untersuchung) für die Bewertung von Wärmeeinflusszonen von Stählen aber auch gänzlich anderer Werkstoffe z. B. im Bereich hochlegierter Stähle oder Ni-Basiswerkstoffe anzuwenden. Das Miteinbeziehen z. B. von MA-Partikeln in Schweiß-Zeit-Temperaturumwandlungs-Diagramme könnte aus der Sicht des Autors in diesem Zusammenhang als

eine der wesentlichen, zukünftigen Aufgaben weiterer wissenschaftlicher Aktivitäten angesehen werden. Ebenso wie die Auswertung der MA-Partikel sollte zukünftig die Auswertung der ferritischen Matrix mithilfe rechnergestützter Systeme erfolgen, hierzu sind einige Ansätze bereits gelegt worden.

Weiterhin gibt es vielversprechende Legierungsansätze bei EG-Schweißgütern, welche durch die vorgestellten Ergebnisse in einen wissenschaftlich fundierten Wettbewerb gebracht werden könnten. Es sind Legierungskonzepte mit verringerten Ni-, Mo-, und Mn-Gehalt (Kostenreduktion) und angepasster Mikrolegierung (Schutzgase: C1 und M21) genauso denkbar wie Legierungen, welche man für das Schweiß-Schutzgas M20 optimieren könnte. Hierbei sind unterschiedliche Blechdicken, bzw. Wärmeeinbringungen (inkl. 1,2 mm-Fülldrähte) aber auch das Optimieren bestimmter Eigenschaften (z. B. Bruchdehnung) denkbar. Das EGS-Schweißgut, welches dem des Elektroschlackeschweißens ähnlich ist, könnte in ähnlicher Art und Weise optimiert werden. Auch hier wird überwiegend mit einer Schweißraupe und sehr hohen Streckenenergien das Schweißgut erzeugt.

Aufbauend auf den hier vorgestellten Arbeiten kam es zur Entwicklung und Zulassung der Fülldrahtelektrode VertoCore Ni1 durch die ESAB Welding & Cutting. Diese Entwicklung war eine Grundvoraussetzung zur Wiedereinführung des EGSs im Schiffbau der Neptunwerft in Rostock, welche im Oktober 2020 begonnen wurde.

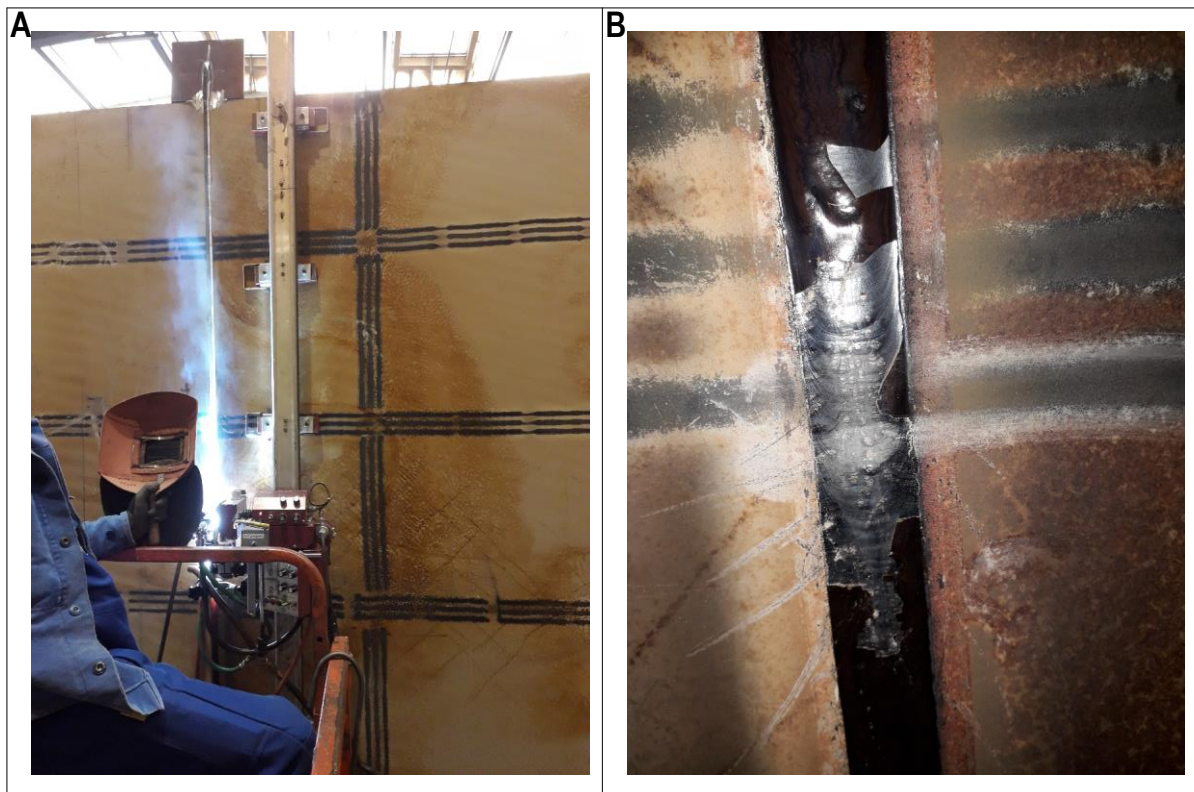


Abbildung 7.6-1 A EGS Schweißen auf der Neptun Werft GmbH & Co KG., B Nahtoberfläche unmittelbar nach dem EGS-Schweißprozessende

Literaturverzeichnis

- [1] Ludwig, T.; Cordes, S.: *BRANCHENMONITOR SCHIFFBAU (OHNE BOOTS- UND YACHTBAU)*. Hans-Böckler-Stiftung. Düsseldorf, im Dezember 2020
- [2] Ludwig, T.; Wolnik, K.; Tholen, J.: *Beschäftigung, Auftragslage und Perspektiven im deutschen Schiffbau. Ergebnisse der 23. Betriebsbefragung im September 2014*. Institut Arbeit und Wirtschaft (IAW) Universität / Arbeitnehmerkammer Bremen. Schriftreihe Institut Arbeit und Wirtschaft, No. 19/2014
- [3] IHK Nord.: *Konjunkturumfrage Maritime Wirtschaft*. Mitteilung der IHK Nord. Hamburg, 11.12.2020
- [4] Verband für Schiffbau und Meerestechnik e. V., VSM.: *Jahresbericht 2019 | 2020*. Hamburg, 2020
- [5] Aichele, G.; Spreitz, W.: *Kostenrechnen und Kostensenken in der Schweißtechnik*. Fachbuchreihe Schweißtechnik, Bd. 145, 2001; DVS Verlag. Düsseldorf
- [6] Ludwig, T.; Tholen, J.: *Schiffbau in Europa*. edition der Hans-Böckler-Stiftung, No. 211, ISBN 978-3-86593-092-7, Hans-Böckler-Stiftung, Düsseldorf 2008
- [7] Ludwig, T.; Tholen, J.: *Offshore-Windenergie: Perspektiven für den deutschen Schiffbau*. edition der Hans-Böckler-Stiftung, No. 270, ISBN 978-3-86593-167-2, Hans-Böckler-Stiftung, Düsseldorf 2012
- [8] Stebner, E.: *Gewinnrealisierung im deutschem Schiffbau*. ISBN 978-3-658-04556-2, Springer Fachmedien Wiesbaden 2014
- [9] DIN EN ISO 10225:2019.: *Schweißgeeignete Baustähle für feststehende Offshore-Konstruktionen*. Berlin: Beuth Verlag, 2019
- [10] Scheller, W.: *Schweißtechnische Aspekte im Großrohr- und Pipelinebau*. 1. Ilmenauer Schweißtechnisches Symposium, TU Ilmenau, 22.10.2013 – Vortrag zum Tagungsband
- [11] Henning, T.: *Einfluss verschiedener Drahtelektrodenlegierungen auf die mechanisch-technologischen Eigenschaften von Mehrdraht-UP-Schweißnähten*, Bachelor-Thesis. Technische Universität Dortmund, Lehrstuhl für Werkstofftechnologie, Duisburg 2012
- [12] DVS-Merkblatt 0948.: *Unterpulverschweißen mit seinen Verfahrensvarianten*. Düsseldorf: DVS Verlag, 1995
- [13] DVS-Merkblatt 0915.: *Unterpulver-Mehrdrahtschweißen*. Düsseldorf: DVS Verlag, 2000
- [14] Engindeniz, E.: *Beitrag zur Leistungssteigerung des EGSs bei gleichzeitiger Qualitätsverbesserung der Schweißverbindung*. Dissertation. Aachen, 1983
- [15] *KOBELCO WELDING TODAY*. International Operations Dept., Welding Company, Kobe Steel, Ltd January 2006 Vol. 9 (No. 1)
- [16] Kim, N.; Jeong, S.; Lee, J.: *Effects of Mn and Heat-input on the Mechanical Properties of EGW Welds*. HANJIN HEAVY INDUSTRIES & CONSTRUCTION. VOL. 15 No.1 (2009), 3-10

- [17] Seyffarth, P.; Meyer, B.; Scharff, A.: *Großer Atlas Schweiß-ZTU-Schaubilder*. DVS Media. DVS-Fachbücher, Band 110. Düsseldorf, 2. Auflage 2018. ISBN: 978-3-96144-010-8
- [18] Reich, M. et al.; *Werkstofftechnisch basiertes Modell für die Simulation des Unterwasserschweißens*. Schweißen und Schneiden. 71 (2019), 513 – 519
- [19] Schulze, G.; *Die Metallurgie des Schweißens Eisenwerkstoffe – Nichtmetallische Werkstoffe*. Springer-Verlag Berlin Heidelberg. 4. Auflage 2010, DOI 10.1007/ 978-3-642-03183-0
- [20] Bhadeshia, H. K. D. H.; Svensson, L.-E.: *Modelling the Evolution of Microstructure in Steel Weld Metal*. Mathematical Modelling of Weld Phenomena, eds H. Cerjak, K. E. Easterling, Institute of Materials, London, 1993, 109–182
- [21] Grong, O.: *Metallurgical Modelling of Welding*. University of Michigan, Institute of Materials. 2. Auflage 2007. ISBN 1861250363
- [22] Evans, G. M.; Bailey, N.: *METALLURGY OF BASIC WELD METAL*, Abington Publishing. Cambridge UK (1997). ISBN 1 884207 57 X
- [23] Wanner, M.-C.; Henkel, K.-M.; Banaschik, R.: *Einseiten-Elektrogasschweißen an Blechdickensprüngen und unregelmäßigen Stumpfstoßgeometrien*; CMT-Abschlussbericht; IGF-Nr. 17415 BR-; Laufzeit: 01.03.2012 – 31.05.2014, Rostock 2014
- [24] Banaschik, R.; Herholz, H.; Henkel, K.-M.: *Fülldrahtelektroden für das Elektrogasschweißen im europäischen Wirtschaftsraum – Aktueller Entwicklungsstand*. Schweißen und Schneiden. 67 (2015), 245-249
- [25] Banaschik, R.; Herholz, H., Henkel, K.-;M.: *Schutzgas- und Legierungsvariation zur Optimierung der Nadelferrit- und Mikrophasenkeimbedingungen in Elektrogasschweißgütern*. DVS-Berichte Band. 327 (2016), 236-243
- [26] Biss, V.; Crydermann, R. L.: *Martensite and Retained Austenite Low-Carbon Bainitic Steels*. METALLURGICAL TRANSACTIONS. VOLUME 2, AUGUST 1971, 267-276
- [27] Kim, B. C. et al.: *Microstructure and Local Brittle Zone Phenomena in High-Strength Low-Alloy Steel Welds*. METALLURGICAL TRANSACTIONS. VOLUME 22A, JANUARY 1991, 139-149
- [28] Bhadeshia, H. K. D. H.: *ABOUT CALCULATING THE CHARACTERISTICS OF THE MARTENSITE–AUSTENITE CONSTITUENT*. Proc. Int. Seminar on Welding of High Strength Pipeline Steels, CBMM and The Minerals, Metals and Materials Society, USA (2013) 99-106.
- [29] Banaschik, R.; Brätz, O., Henkel, K.-M.: *Qualitative und quantitative Gefügeauswertung von ferritischen Schweißgütern unter Berücksichtigung der MA-Mikrophasenverteilungen*. Praktische Metallographie Sonderband. (2016) 50. Metallographie-Tagung, 211-216
- [30] Banaschik, R.; Brätz, O., Henkel, K.-M.: *Systematic Expansion of the Microstructural Characterization of Ferritic Weld Metals*. Praktische Metallographie. 54 (2017). 669–684. DOI: 10.3139/147.110466

- [31] DIN EN ISO 4063:2011.: *Schweißen und verwandte Prozesse – Liste der Prozesse und Ordnungsnummern*. Berlin: Beuth Verlag, 2011
- [32] Dudko, D.A.; Vinogradskij, F.M.: *Die gas-elektrische Schweißung mit zwangsweiser Nahtformung*, Awt. Swarka. Kiev, 1957
- [33] Krieweth, W.: *Das elektrische Vertikal-CO₂-Schweißen mit zwangsweiser Schweißnahtbegrenzung*. Dissertation RWTH Aachen, 1960
- [34] Kasper, E.; Augustin, H.: *Einsatz von Senkrechtautomaten beim Schweißen von La-gerbehältern, Schweißtechnik*. Wien, 1974
- [35] Bock, F.: *Wirtschaftlicher im Tanklagerbau durch vollmechanisiertes Schweißen*. Praktiker H5 (1978)
- [36] Wasilew, K.; Walkow, G.: *EG-Schweißen in der Schiffswerft "G. Dimtroff"*. ZIS-Mitteilung H6 (1975)
- [37] Brieger, H.-J.: *Schweißen von 255000-tdw-Tankern*. Schweißen und Schneiden 21 (1969)
- [38] Van Griensven, H.: *Anwendung des Elektroschlacke- und Elektrogasschweißens im Schiffbau*. DVS-Berichte Band 69 (1981)
- [39] Wooding, H.: *Electro gas welding*. Patent USA US3281570A. Arcos Corp. 1964
- [40] Wooding, H.: *Articulated wing shoe for the electros slag and electro gas welding equipment*. Patent USA US3046386A. Arcos Corp. 1961
- [41] ESAB Se. *VertoMax2MG Datenblatt*. Produktkatalog Schweißweiser B135
- [42] Insolvenzgericht Bielefeld, Aktenzeichen 43 IN 853/18.: GRONEMEYER & BANCK GmbH & Co. Kommanditgesellschaft, HRA 4530, Insolvenzbekanntmachung. 2018
- [43] Probst, R.; Wittke, K.: *Untersuchungen zum Elektrogasschweißen*. 160. Mitteilung aus dem Institut für Schweißtechnik. Technische Hochschule „Otto von Guericke“, Magdeburg 1968
- [44] Thieme, G.; Probst, R.: *Untersuchung zur Schweißdrahtentwicklung*; Schweißtechnik 19 (1969) 7. 304-308.
- [45] Zucketto, M.: *Das maschinelle Senkrechtschweißen unter CO₂ als Schutzgas*. DVS-Fachbuchreihe. Band 40 (1965), 170
- [46] Kampffmeyer, D.: *Beeinflussung der Wärmeeinbringung beim Elektrogasschweißen durch modifizierte Lichtbogentechnik*, Dissertation RWTH Aachen, 2012
- [47] Engindeniz, E.: *Elektrogasschweißen – eine hochleistungsfähige Technologie mit Baustelleneignung*. Oerlikon Schweißmitteilungen. Schweißindustrie Oerlikon Bühle AG Zürich, Schweiz. Nr. 117, 46 (1988), 4-13
- [48] Scharnberg, W.: *Anwendung des Elektrogasschweißens bei der Herstellung von Rauchgasentschwefelungsanlagen*. Oerlikon Schweißmitteilungen. Schweißindustrie Oerlikon Bühle AG Zürich, Schweiz. Nr. 117, 46 (1988), 14-18

- [49] Dörge, A.; Henkel, K.-M.; Wanner, M. C.: *Untersuchungen zur Steigerung der Montagegeschwindigkeit schiffbaulicher Großsektionen durch Elektrogasschweißens*. DVS-Berichte Band 258 (2009), DVS Media, Düsseldorf, 163-166
- [50] Banaschik, R.; Herholz, H.; Henkel, K.-M.: Metallurgische Beeinflussung des Schweißergebnisses elektrogasgeschweißter Stumpfstöße mittels Kaltdrahtzuführung. DVS-Berichte Band. 306 (2014), 268-274
- [51] Hachmöller, L.; Engel, D.: *Elektrogasschweißen in der schiffbaulichen Fertigung*. Sondertagung Schweißen im Ingenieurbau und Schiffbau, 7. (2006). DVS-Media, Düsseldorf
- [52] Nishioka, K.; Ichikawa, K.: *Progress in thermomechanical control of steel plates and their commercialization*. SCIENCE AND TECHNOLOGY OF ADVANCED MATERIALS. 13 (2012). 1-20. DOI:10.1088/1468-6996/13/2/023001
- [53] Sun, W. et al.: *Microstructure characterization of high-heat-input welding joint of HSLA steel plate for oil storage construction*. Journal of Material Science and Technology. Band 25 (6), 2009
- [54] Kitani, Y. et al.: *Improvement of Weld Metal Toughness in High Heat Input Electro-Slag Welding of Low Carbon Steel*. Welding in the World, Vol. 53, 2009
- [55] Kobe Steel LTD: *Performences of welded joint with DW-S1LG*. Firmenschrift Kobe Steel LTD. Doc. No. 012008-F112. Kobe 2008
- [56] Yamamoto, K.; Hasegawa, T.; Takamura, J.: *Effect of boron on intra-granular ferrite formation in Ti-oxide bearing*. ISIJ International 36 (1), 1996, 80–86.
- [57] Hashiba, Y. et al.: *Development of Welding Consumables and Welding Process for Newly Developed Steel Plates*. NIPPON STEEL & SUMITOMO METAL TECHNICAL REPORT. No. 110, SEPTEMBER 2015
- [58] Ritter, J.: *Wo Schiffe wie Legosteine zusammengebaut werden*. Frankfurter Allgemeine Zeitung. FAZ.net. 17.10.2011. Frankfurter Allgemeine Zeitung GmbH 2001 – 2021
- [59] Pyrasch, D.: *Beitrag zum vollmechanisierten Schweißen kaltzäher Nickelstähle in senkrechter Zwangsposition*. Dissertation RWTH Aachen, 1989
- [60] Blome, K.; Huisman, M.D.: *Electrogas welding of stainless steel*. Welding in the World 35 (2004) 90, 67-74
- [61] Eichhorn et al.: *Elektrogasschweißen von X8Ni9 mit austenitischen Zusatzwerkstoffen*. Schweißen und Schneiden 43 (1991) 3, 163-166
- [62] Ito, M. et al.: *High-strength thick steel plate excellent in low temperature toughness at heat affected zone resulting from large heat input welding*. Patent USA US20070181223 A, 2007
- [63] DIN EN ISO 10025-2:2019.: *Warmgewalzte Erzeugnisse aus Baustählen - Teil 2: Technische Lieferbedingungen für unlegierte Baustähle*. Berlin: Beuth Verlag, 2019

- [64] DIN EN ISO 10025-4:2019: *Warmgewalzte Erzeugnisse aus Baustählen - Teil 4: Technische Lieferbedingungen für thermomechanisch gewalzte schweißgeeignete Feinkornbaustähle*. Berlin: Beuth Verlag, 2019
- [65] Rules for classification: *Ships Fabrication and testing* — DNVGL-RU-SHIP Pt.2 Ch.4. Edition July 2020, amended January 2021
- [66] Schumann, H.; Oettel, H.: *Metallografie*. WILEY-VCG Verlag GmbH & Co. KGaA. 14. Auflage (2005). ISBN 3-527-30679
- [67] Bergmann, W.: *Werkstofftechnik 1 – Struktureller Aufbau von Werkstoffen – Metallische Werkstoffe – Polymerwerkstoffe – Nichtmetallisch – anorganische Werkstoffe*. Carl Hanser Verlag München Wien. 5. Auflage (2005). ISBN 978-3-446-22576-5
- [68] Bargel, H.-J.; Schulze, G.: *Werkstoffkunde*. Springer Verlag Berlin Heidelberg. 9. Auflage (2005). ISBN 978-3-540-26107-0
- [69] Kanani, N.: *Werkstoffkunde für Oberflächentechniker und Galvaniseure: 700 Fragen und Antworten*. Carl Hanser Verlag GmbH & Co. KG. 1. Auflage (2006). 978-3-446-40741-1
- [70] Wikityke at the English language Wikipedia (https://commons.wikimedia.org/wiki/File:TEM_micrograph_dislocations_precipitate_stainless_steel_1.jpg), „TEM micrograph dislocations precipitate stainless steel 1“, <https://creativecommons.org/licenses/by-sa/2.5/legalcode>. 2004
- [71] Lange, G.: *Systematische Beurteilung technischer Schadensfälle*. WILEY-VCG Verlag GmbH & Co. KGaA. 5. Auflage (2011). ISBN 978-3-527-30417-2
- [72] Gottstein, G.: *Physikalische Grundlagen der Materialkunde*. Springer Verlag Berlin Heidelberg. 1998. ISBN 978-3-540-62670-1
- [73] Schenker, Luba.: *Übergang von Gleitbruch zum Sprödbruch (Aufnahmen mit dem REM)*. TH Köln Campus Gummersbach. Institut für Werkstoffkunde und Angewandte Mathematik. 2016
- [74] Floreen, S.; Hayden, H. W.; Devine, M.: *Cleavage Initiation in Fe-Ni Alloys*. METALLURGICAL TRANSACTIONS. VOLUME 2 (1971), 1403-1406
- [75] Läßle, V. et al.: *Werkstofftechnik Maschinenbau*. VERLAG EUROPA-LEHRMITTEL, 6. Auflage (2017). ISBN 978-3-8085-5266-7
- [76] Bleck, W.: *Werkstoffprüfung in Studium und Praxis*. Verlag Mainz, G. 15 Auflage (2011). 978-3-896-53563-4
- [77] Weißbach, W.; Dahms, M.; Jaroschek, C.: *Werkstoffkunde – Strukturen, Eigenschaften, Prüfung*. Springer Fachmedien Wiesbaden, 19. Auflage (2015). ISBN 978-3-658-03918-9
- [78] Geller, W.: *Thermodynamik für Maschinenbauer Grundlagen für die Praxis*. Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 5. Auflage (2015). ISBN 978-3-662-44960-8
- [79] Hasse, S.; Brunhuber, E.: *Gießerei-Lexikon*. Schiele & Schön, 19. Edition (2008). ISBN 978-3-794-90753-3

- [80] Bergmann, W.: *Werkstofftechnik 2 – Anwendung – Werkstoffherstellung – Werkstoffverarbeitung – Werkstoffanwendung*. Carl Hanser Verlag München Wien. 4. Auflage (2009). ISBN 978-3-446-41711-3
- [81] Narzt, H.-P. et al.: *Measures taken in secondary steelmaking and continous casting to influence type, shape, size and number of non-metallic inclusions in flat products*. Proceedings of the METEC Congress, Düsseldorf (1994), 63-69.
- [82] Turkdogan, E. T.: *Nucleation, growth, and flotation of oxide inclusions in liquid steel*. Journal of the Iron and Steel Institute (1966), 9, 914-919.
- [83] Thomas, B.G.; Zhang L.: *Alumina inclusion behavior during steel deoxidation*. 7th European Electric Steelmaking Conference, Venice. Italy (2002).
- [84] Zhang, L.; Thomas, B. G.: *State of the art in evaluation and control of steel cleanliness*. ISIJ International 43 (2003), 3, 271-291.
- [85] Mizoguchi Sh.: *A study on segregation and oxide inclusions for the control of steel properties*. Dissertation. The University of Tokyo, 1996
- [86] Barnby, J. T.: *The initiation of ductile fracture by fractured carbides in an austenitic stainless steel*. *Acta Metallurgica* No. 5 (1967), 903-909
- [87] Belchenko, G. I.; Gubenko S. I.: *Nichtmetallische Einschlüsse und Stahlqualität*. Kiew, Verlag „Technika“. 1980
- [88] Feige, N. G.; Murphy, T.: *Fracture behaviour of Ti-alloys in aqueous environments*. *Metals Engineering Quarterly*. ASM (1967), 53-58.
- [89] Seok, J.; Lee, C.; Kim, J. H.: *Influence of Oxygen Content on Microstructure and Inclusion Characteristics of Bainitic Weld Metals*. ISIJ International. Vol. 53 (2013), No. 2, 279–285
- [90] Seok, J.; Kim, J. H.; Lee, C.: *Effect of Ti Addition on Weld Microstructure and Inclusion Characteristics of Bainitic GMA Welds*. ISIJ International, Vol. 53 (2013), No. 5, 880–886
- [91] Eagar, T. W.: *Oxygen and Nitrogen Conatmination during Arc Welding*. *Physical Metallurgy and Failure Phenomena*. New York 1979, 31-42
- [92] Grong, O.; Matlock, D. K.: *Microstructural development in mild and low-alloy steel weld metals*. *International Metals Reviews*. Volume 31 (1986), 27-48
- [93] Grong, O. et al.: *Microstructure Control of Steels through Dispersoid Metallurgy Using Novel Grain Refining Alloys*. ISIJ International 46, 6 (2006), 824-831
- [94] Kobayashi, T. et al.: *Behavior of Alloying Elements during Droplet Growth in CO₂ Arc Welding*. *Japan Welding Society*. 49, 9 (1980), 614-620
- [95] Francis, R. E.; Jones, J. E.; Olson, D. L.: *Effect of Shielding Gas Oxygen Activity on Weld Metal Microstructure of GMA Welded Microalloyed HSLA Steel*. *WELDING RESEARCH SUPPLEMENT*, NOVEMBER 1990, 408-415

- [96] Potapov, N. N.: *Oxygen Effect on Low-Alloy Steel Weld Metal Properties*. WELDING RESEARCH SUPPLEMENT, AUGUST 1993, 367-370
- [97] Abson, D. J.; Evans, G. M.: *A Study of the Manganese – Oxygen system in low hydrogen MMA all weld metal deposits*. Trends in Welding Research Conference Gatlinburg. 1989. IIW-Doc-2A-770-89, Doc.II-1130-89
- [98] Cochrane, R. C.; Kirkwood, P. R.: *The effect of oxygen on weld metal microstructure*. Trends in Steels and Consumables for Welding (1978). Paper 35, 103–121
- [99] Bhadeshia, H. K. D. H.: *Bainite in steels*. Transformations, microstructure and properties (2nd ed.). London: IOM Communications Ltd. 2001
- [100] Plöckinger, E.; Straube, H.: *Die physikalische Chemie der Eisen und Stahlerzeugung*. Verlag Stahleisen, Düsseldorf (1964)
- [101] Ovtchinnikov, S.; Kazakov, S.; Janke, D.: Formation of oxide inclusions during deoxidation and solidification of high purity steels. Ironmaking & Steelmaking Processes, Products and Applications. Volume 30 (2003) 6, 487-496
- [102] Javoiskij, V.I.: *Theorie der Stahlerzeugung*. Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie Leipzig. 1969
- [103] Birks, N.; Meier, G. H.; Pettit, F. S.: *Introduction to the High Temperature Oxidation of Metals*. Cambridge University Press, 2nd edn (2006)
- [104] Turkdogan, E. T.: *Ladle deoxidation, desulphurisation and inclusions in steel - Part 1: Fundamentals*. Archiv für Eisenhüttenwesen 54 (1983), 1, 1-10
- [105] Goto, H.; Miyazawa, K.; Honma, H.: Effect of the Primary Oxide on the Behavior of the Oxide Precipitating during Solidification of Steel. ISIJ International, Vol.36 5 (1996), 537-542
- [106] DIN EN ISO 14175:2008-06: *Schweißzusätze - Gase und Mischgase für das Lichtbogenschweißen und verwandte Prozesse*. Berlin: Beuth Verlag, 2008
- [107] Hertel, M; Füssel, Rose, S.; Uhrlandt, D.: *Influence of different shielding gases on material transfer and arc properties in GMA welding*. International Institute of Welding, Study Group 212 "The Physics of Welding", Annual Assembly, Seoul. 2014
- [108] Evans, G. M.: *Effect of heat input on the microstructure and properties of C-Mn all-weld-metal deposits*. Welding Journal 1982 61 4 (1982), 125-132. IIW Doc 11-A-490-79
- [109] Altemühl, B.: *If you can dream it, you can do it. Allseas - top in offshore pipe laying in 25 years*. Svetsaren, The ESAB Welding and Cutting Journal. Vol. 65 1 (2010), 9-15
- [110] Bhadeshia, H. K. D. H.: *Diffusional Formation of Ferrite in Iron and its Alloys*. Materials Science. 29 (1985), 321–386.
- [111] Bhadeshia, H. K. D. H.: *Allotriomorphic Ferrite*. University of Cambridge, Department of Metallurgy and Materials Science. Part II Course C9, Alloys, 1-6

- [112] Suzuki, S.; Bhadeshia, H. K. D. H.: *Reversibility of the allotriomorphic ferrite and austenite transformations*. Materials Science and Engineering, A186 (1994), 157-162
- [113] Thewlis, G.: *Classification and quantification of microstructures in steels*, Materials Science and Technology. 20 (2004) 2, 143 – 160. DOI: 10.1179/026708304225010325
- [114] Bhadeshia, H. K. D. H.: *Diffusional Transformations: A Theory for the Formation of Superledges*. Physica Status Solidi A, Vol. 69 (1982), 745-750
- [115] Bhadeshia, H. K. D. H.: *Widmanstätten Ferrite*. University of Cambridge, Department of Metallurgy and Materials Science. Part II Course C9, Alloys, 1-3
- [106] Cheng, L.; Wu, K. M.; Wan, X. L.; Wie, R.: *In-situ observation on the growth of Widmanstätten sideplates in an Fe–C–Mn steel*. Materials Characterization 87 (2014), 86-94
- [117] Babu, S. S.; Bhadeshia, H. K. D. H.: *A Direct Study of Grain Boundary Allotriomorphic Ferrite Crystallography*. Materials Science and Engineering A, Vol. A142 (1991), 209-220
- [118] Suzuki, S.; Tanino, M.: *Role of Grain Boundary Segregation in Austenite Decomposition of Low-alloyed Steel*. Materials Science Forum Vols. 558-559 (2007), 965-970
- [119] Bhadeshia, H. K. D. H.: *Bainite in Steels*. University of Cambridge, Department of Metallurgy and Materials Science. Part II Course C9, Alloys, 1-8
- [120] Bhadeshia, H. K. D. H.; Christian, J. W.: *Bainite in Steels*. Metallurgical Transactions, VOLUME 21A, APRIL 1990, 767-797
- [121] Bhadeshia, H. K. D. H.; Edmonds, D., V.: *The Bainite Transformation in a Silicon Steel*. Metallurgical Transactions A, Vol. 10A (1979), 895-907
- [122] Bhadeshia, H. K. D. H.: *THE LOWER BAINIT TRANSFORMATION AND THE SIGNIFICANCE OF CARBIDE PRECIPITATION*. Acta Metallurgica Vol. 28 (1980), 1103-1114
- [123] Bain, E. C.: *The Nature of Martensite Transformation*. AIME, Steel Div. 70 (1924), 25–46
- [124] Bhadeshia, H. K. D. H.: *Martensitic Transformation*. Encyclopedia of Materials: Science and Technology, 5203-5206. ISBN 0-08-0431526
- [125] van der Eijk, C.; Grong, O.; Hjelen, J.: *Quantification of inclusion-stimulated ferrite nucleation in wrought steel using the SEM-EBSD technique*. International Conference on Solid-Solid Phase Transformations, JIM, Sendai, 1999, 1.
- [126] Aaronson, H. I.; Wells, C.: *Sympathetic nucleation of ferrite*. Journal of Metals (1956), 1216–1223
- [127] Horii, Y.; Ohkita, S.: *Prediction of weld metal microstructure: Part 1 – low-alloy steels*. Welding International 1992, 6 (20), 761–765
- [128] Smith, Y. E.; Coldren, A. P.; Cryderman, R. L.: *Manganese-molybdenum-niobium acicular ferrite steels with high strength and toughness*. Toward Improved Ductility and Toughness (1971), 119–142

- [129] Abson, D. J.; Dolby, R. E.; Hart, P. H.: *The role of nonmetallic inclusions in ferrite nucleation in carbon steel weld metals*. Trends in Steels and Consumables for Welding (1978), 75–101
- [130] Bonnet, C.; Charpentier, J.-P.: *Effect of deoxidation residues in wire and of some particular oxides in CS fused fluxes on the microstructure of submerged-arc weld metals*. The Effects of residual, impurity, and microalloying elements on weldability and weld properties (1983). Paper 8, 1–31
- [131] Cochrane, R. C.; Kirkwood, P. R.: *The effect of oxygen on weld metal microstructure*. Trends in Steels and Consumables for Welding (1978). Paper 35, 103–121
- [132] Devillers, L. et al.: *The effect of low level concentrations of some elements on the toughness of submerged-arc welded CMn steel welds*. The Effects of residual, impurity, and microalloying elements on weldability and weld properties (1983). Paper 1, 1–11
- [133] Evans, G. M.: *The effect of manganese on the microstructure and properties of C-Mn all-weld metal deposits*. Welding Research Supplement (1980), 67
- [134] Evans, G. M.: *The effect of carbon on the microstructure and properties of C-Mn all-weld deposits: Der Einfluss des Kohlenstoffs auf Mikrogefüge und Eigenschaften von C- und Mn-haltigen reinen Schweißgütern*. OERLIKON-Schweißmitteilungen (1982), 40(99), 17–31
- [135] Evans, G. M.: *The effect of molybdenum on the microstructure and properties of C-Mn all-weld metal deposits: Der Einfluss von Molybdän auf Mikrogefüge und Eigenschaften von C- und Mn-haltigen reinen Schweißgütern*. OERLIKON-Schweißmitteilungen (1987), 45(115), 10–27.
- [136] Ricks, R. A.; Howell, P. R.; Barritte, G. S.: *The nature of acicular ferrite in HSLA steel weld metals*. Journal of Materials Science (1982), 17(3), 732–740
- [137] Bhadeshia, H. K. D. H.: *Modelling of steel welds*. Materials Science and Technology (1992), 8(2), 123–133
- [138] Evans, G. M.: *The effect of titanium on the microstructure and properties of C-Mn all-weld deposits: Der Einfluss von Titan auf Mikrogefüge und Eigenschaften C- und Mn-haltiger reiner Schweißgüter*. OERLIKON-Schweißmitteilungen (1991), 49(125), 22–33
- [139] Thewlis, G.; Whiteman, J. A.; Senogles, D. J.: *Dynamics of austenite to ferrite phase transformation in ferrous weld metals*. Materials Science and Technology (1997), 13(3), 257–274
- [140] Long-Yun, X. et al.: *Effect of Mg Content on the Microstructure and Toughness of Heat-Affected Zone of Steel Plate after High Heat Input Welding*. The Minerals, Metals & Materials Society and ASM International, VOLUME 47A (2016). 3354-3364
- [141] Thewlis, G.: *Effect of cerium sulphide particle dispersions on acicular ferrite microstructure development in steels*. Materials Science and Technology (2006), 22(2), 153–166
- [142] Young, M. K.; Hakcheol L.; Nack J. K.: *Transformation behavior and microstructural characteristics of acicular ferrite in linepipe steels*. Materials Science and Engineering A 478 (2008), 361–370

- [143] Bhadeshia, H. K. D. H.: *Bainite in steels: Transformations, microstructure and properties* (2nd ed.). London (2001): IOM Communications Ltd.
- [144] Farrar, R. A.; Harrison, P. L.: *Acicular ferrite in carbon-manganese weld metals: An overview*. Journal of Materials Science (1987), 22(11), 3812–3820
- [145] Loder, D. *On the systematic investigation of acicular ferrite on laboratory scale*. Dissertation. Montanuniversität Leoben, Leoben (2016)
- [146] Sarma, D. S.; Karasev, A. V.; Jönsson, P. G.: *On the role of non-metallic inclusions in the nucleation of acicular ferrite in steels*. ISIJ International (2009), 49(7), 1063–1074
- [147] Downing, J. M.; Corbett, J. M.; Kerr, H. W.: *Inclusion Phases and the Nucleation of Acicular Ferrite in Submerged Arc Welds in High Strength Low Alloy Steels*. Metallurgical Transaction, VOLUME 17A (1986). 1611-1623
- [148] Fox, A. G.; Evans, G. M.: *A comparative study of the non-metallic inclusions in C-Mn steel weld metals containing titanium or aluminium*. 9th Trends in Welding Research (2012).
- [149] Grong, O. et al.: *Catalyst effects in heterogeneous nucleation of acicular ferrite*. Metallurgical and Materials Transactions A (1995), 26(3), 525–534
- [150] Capdevila, C. et al.: *Effect of V and N precipitation on acicular ferrite formation in sulfur-lean vanadium steels*. Metallurgical and Materials Transactions A (2009), 40(3), 522–538
- [151] Byun, J.-S. et al.: *Non-metallic inclusion and intragranular nucleation of ferrite in Ti-killed C-Mn steel*. Acta Materialia (2003), 51(6), 1593–1606
- [152] Ohkita, S.; Horri, Y.: *Recent Development in Controlling the Microstructure and Properties of Low Alloy Steel Weld Metals*. ISIJ International, 35 (1995), 1170-1182
- [153] Mills, A. R.; Thewlis, G.; Whiteman, J. A.: *Nature of inclusions in steel weld metals and their influence on formation of acicular ferrite*. Materials Science and Technology, 3 (1987), 1051-1061
- [154] Koseki, T.; Thewlis, G.: *Overview Inclusion assisted microstructure control in C-Mn and low alloy steel welds*. Materials Science and Technology, 21 (2005), 867-879
- [155] Koseki, T.: *A Review on Inclusion-Assisted Microstructure Control in C-Mn and Low-Alloy Steel Welds*. Welding in the World, 49 (2005), No. 5/6, 22-28
- [156] Johnson, M. Q.; Evans, G. M., Edwards, G. R.: *The influence of titanium additions and inter-pass temperature on the micro-structures and mechanical properties of high strength SMA weld metals*. ISIJ International, Volume 35 (1995), 1222-1231
- [157] Bidokhti, B.; Koukabi, A. H.; Dolati, A.: *Effect of titanium addition on the microstructure and inclusion formation in submerged arc welded HSLA pipeline steel*. Journal of Materials Processing Technology, 209 (2009), 4027-4035
- [158] Jun, S. S.; Hee J. K.; Changhee L.: *Effect of Ti Addition on Weld Microstructure and Inclusion Characteristics of Bainitic GMA Welds*. ISIJ International Volume 53 (2013) Issue 5, 880-886

- [159] Song, M.-M. et al.: *Formation of acicular ferrite in Mg treated Ti-bearing C–Mn steel*. ISIJ International (2015), 55(7), 1468–1473
- [160] Andersson, M. et al: *Grain size control in steel by means of dispersed non-metallic inclusions - GRAINCONT: Final report (2011)*. Research Fund for Coal and Steel series: Vol. 24993. Luxembourg: Publications Office of the European Union
- [161] Olson, D. L.; Frost, R. H.: *The Influence of Boron and Titanium on Low-Carbon Steel Weld Metal*. Welding research Supplement, April 1990, 151-158
- [162] Rees, G. I.; Bhadeshia, H. K. D. H.: *Thermodynamics of acicular ferrite nucleation*. Materials Science and Technology (1994), 10(5), 353–358
- [163] Takayama, N.; Miyamoto, G.; Furuhashi, T.: *Chemistry and three-dimensional morphology of martensite-austenite constituent in the bainite structure of low-carbon low-alloy steels*. Acta Materialia 145 (2018), 154-164
- [164] Kasamatsu, Y.; Takashima, S.; Hosoya, T.: *Influence of Martensite-Austenite Constituent on Toughness of Heat-Affected Zone of High-Strength Weldable Structural Steels*. J-Stage Volume 65 (1979) Issue 8, 1222-1231
- [165] LePera, F. S.: *Improved Etching Technique to Emphasize Martensite and Bainite in High-Strength Dual-Phase Steel*. JOURNAL OF METALS, March 1980, 38-39
- [166] Oldland, P. T. et al.: *Significant Features of High-Strength Steel Weld Metal Microstructures*. WELDING RESEARCH SUPPLEMENT, April (1980), 158-168
- [167] Sunghak, L.; Byung, C. K.; Kwon, D.: *Fracture Toughness Analysis of Heat-Affected Zones in High-Strength Low-Alloy Steel Welds*. METALLURGICAL TRANSACTIONS A, VOLUME 24A, MAY (1993), 1133-1141
- [168] Bayraktar, E.; Kaplan, D.: *Mechanical and metallurgical investigation of martensite–austenite constituents in simulated welding conditions*. Journal of Materials Processing Technology 153–154 (2004) 87–92
- [169] Luo, X. et al.: *Effect of morphologies of martensite–austenite constituents on impact toughness in intercritically reheated coarse-grained heat-affected zone of HSLA steel*. Materials Science & Engineering A 710 (2018), 192–199
- [170] Hanus, F.: *Forschungsbericht Offshore Stähle-Dillinger Hütte*. Europäische Gemeinschaft für Kohle und Stahl -EGKS-, Brüssel (Förderer)
- [171] Xueda, L. et al.: *Structure and crystallography of martensite–austenite constituent in the intercritically reheated coarse-grained heat affected zone of a high strength pipeline steel*. Materials Characterization 138 (2018), 107–112
- [172] Matsuda, F. et al.: *Review of Mechanical and Metallurgical Investigations of M-A Constituent in Welded Joint in Japan*. Trans. JWRI, Vol. 24 (1995), No 1, 1-24

- [173] Kim, K-h. et al.: *Microstructural Factors controlling the Toughness of Electro-gas Weld Metals*. IIW-Conference 2018 Genova, IIW Doc. IX-L-1196-18
- [174] Pargeter, R. J.; Dolby, R. E.: *Guidelines for classification of ferritic steel weld metal microstructures in the light microscope*. *Welding in the World*. 24 (1986) 7/8, 144 – 9. IIW-Doc-II-A-664 – 85 (IX-1377 – 85)
- [175] Davis, C. L.; King, J. E.: *Cleavage Initiation in the Intercritically Reheated Coarse-Grained Heat-Affected Zone: Part I. Fractographic Evidence*. METALLURGICAL AND MATERIALS TRANSACTIONS A, VOLUME 25A, MARCH (1994), 563-573

Anhang

| | | |
|------|---|--------|
| A 1 | Chemische Zusammensetzung Grundwerkstoff GW-01-09 | - 6 - |
| A 2 | Chemische Zusammensetzung Grundwerkstoff GW-10-16 | - 6 - |
| A 3 | Chemische Zusammensetzung Grundwerkstoff GW-17..... | - 7 - |
| A 4 | Chemische Zusammensetzung Versuch 01-VM2MG-M21-15 | - 7 - |
| A 5 | Chemische Zusammensetzung Versuch 02-588/1-M21-15..... | - 7 - |
| A 6 | Chemische Zusammensetzung Versuch 03-588/1-C1-15..... | - 8 - |
| A 7 | Chemische Zusammensetzung Versuch 04-588/1-M20-15..... | - 8 - |
| A 8 | Chemische Zusammensetzung Versuch 05-588/1-M13-15..... | - 8 - |
| A 9 | Chemische Zusammensetzung Versuch 06-588/1A2-M21-15 | - 9 - |
| A 10 | Chemische Zusammensetzung Versuch 07-781/1A1-M21-15 | - 9 - |
| A 11 | Chemische Zusammensetzung Versuch 08-781/1A1-M20-15 | - 9 - |
| A 12 | Chemische Zusammensetzung Versuch 09-781/B-M21-15 | - 10 - |
| A 13 | Chemische Zusammensetzung Versuch 10-781/A-M21-15 | - 10 - |
| A 14 | Chemische Zusammensetzung Versuch 11-781/0,5-M21-15..... | - 10 - |
| A 15 | Chemische Zusammensetzung Versuch 12-781/0,0-M21-15..... | - 11 - |
| A 16 | Chemische Zusammensetzung Versuch 13-588/2-M21-15..... | - 11 - |
| A 17 | Chemische Zusammensetzung Versuch 14-588/2BA-M21-15..... | - 11 - |
| A 18 | Chemische Zusammensetzung Versuch 15-588/1B2-M21-15 | - 12 - |
| A 19 | Chemische Zusammensetzung Versuch 16-588/C-M21-15..... | - 12 - |
| A 20 | Chemische Zusammensetzung Versuch 17-588/B-M21-25 | - 12 - |
| A 21 | Kerbschlagversuche Versuche 01-10..... | - 13 - |
| A 22 | Kerbschlagversuche Versuche 11-17..... | - 14 - |
| A 23 | Zugversuche Versuche 01-10 | - 15 - |
| A 24 | Zugversuche Versuche 11-17 | - 16 - |
| A 25 | Schweißguthärte Versuche 01-17 | - 16 - |
| A 26 | Matrixgefüge Versuche 01-06 | - 17 - |
| A 27 | Matrixgefüge Versuche 07-12 | - 18 - |
| A 28 | Matrixgefüge Versuche 13-17 | - 19 - |
| A 29 | Matrixgefüge 01-VM2MG-M21-15, Bild 1 | - 20 - |
| A 30 | Matrixgefüge 01-VM2MG-M21-15, Bild 2 | - 20 - |
| A 31 | Matrixgefüge 01-VM2MG-M21-15, Bild 3 | - 20 - |
| A 32 | Matrixgefüge 02-588/1-M21-15, Bild 1 | - 21 - |
| A 33 | Matrixgefüge 02-588/1-M21-15, Bild 2 | - 21 - |
| A 34 | Matrixgefüge 02-588/1-M21-15, Bild 3 | - 21 - |

| | | |
|------|--|--------|
| A 35 | Matrixgefüge 03-588/1-C1-15, Bild 1..... | - 22 - |
| A 36 | Matrixgefüge 03-588/1-C1-15, Bild 2..... | - 22 - |
| A 37 | Matrixgefüge 03-588/1-C1-15, Bild 3..... | - 22 - |
| A 38 | Matrixgefüge 04-588/1-M20-15, Bild 1 | - 23 - |
| A 39 | Matrixgefüge 04-588/1-M20-15, Bild 2 | - 23 - |
| A 40 | Matrixgefüge 04-588/1-M20-15, Bild 3 | - 23 - |
| A 41 | Matrixgefüge 05-588/1-M13-15, Bild 1 | - 24 - |
| A 42 | Matrixgefüge 05-588/1-M13-15, Bild 2 | - 24 - |
| A 43 | Matrixgefüge 05-588/1-M13-15, Bild 3 | - 24 - |
| A 44 | Matrixgefüge 06-588/1A2-M21-15, Bild 1 | - 25 - |
| A 45 | Matrixgefüge 06-588/1A2-M21-15, Bild 2..... | - 25 - |
| A 46 | Matrixgefüge 06-588/1A2-M21-15, Bild 3..... | - 25 - |
| A 47 | Matrixgefüge 07-781/1A1-M21-15, Bild 1 | - 26 - |
| A 48 | Matrixgefüge 07-781/1A1-M21-15, Bild 2..... | - 26 - |
| A 49 | Matrixgefüge 07-781/1A1-M21-15, Bild 3..... | - 26 - |
| A 50 | Matrixgefüge 08-781/1A1-M20-15, Bild 1 | - 27 - |
| A 51 | Matrixgefüge 08-781/1A1-M20-15, Bild 1 | - 27 - |
| A 52 | Matrixgefüge 08-781/1A1-M20-15, Bild 1 | - 27 - |
| A 53 | Matrixgefüge 09-781/B-M21-15, Bild 1 | - 28 - |
| A 54 | Matrixgefüge 09-781/B-M21-15, Bild 2..... | - 28 - |
| A 55 | Matrixgefüge 09-781/B-M21-15, Bild 3..... | - 28 - |
| A 56 | Matrixgefüge 10-781/A-M21-15, Bild 1 | - 29 - |
| A 57 | Matrixgefüge 10-781/A-M21-15, Bild 2..... | - 29 - |
| A 58 | Matrixgefüge 10-781/A-M21-15, Bild 3..... | - 29 - |
| A 59 | Matrixgefüge 11-781/A0.5-M21-15, Bild 1..... | - 30 - |
| A 60 | Matrixgefüge 11-781/A0.5-M21-15, Bild 2..... | - 30 - |
| A 61 | Matrixgefüge 11-781/A0.5-M21-15, Bild 3..... | - 30 - |
| A 62 | Matrixgefüge 12-781/A0.0-M21-15, Bild 1..... | - 31 - |
| A 63 | Matrixgefüge 12-781/A0.0-M21-15, Bild 2..... | - 31 - |
| A 64 | Matrixgefüge 12-781/A0.0-M21-15, Bild 3..... | - 31 - |
| A 65 | Matrixgefüge 13-588/2-M21-15, Bild 1 | - 32 - |
| A 66 | Matrixgefüge 13-588/2-M21-15, Bild 2 | - 32 - |
| A 67 | Matrixgefüge 13-588/2-M21-15, Bild 3 | - 32 - |
| A 68 | Matrixgefüge 14-588/2BA-M21-15, Bild 1..... | - 33 - |
| A 69 | Matrixgefüge 14-588/2BA-M21-15, Bild 2..... | - 33 - |

| | | |
|-------|---|--------|
| A 70 | Matrixgefüge 14-588/2BA-M21-15, Bild 3..... | - 33 - |
| A 71 | Matrixgefüge 15-588/1B2-M21-15, Bild 1..... | - 34 - |
| A 72 | Matrixgefüge 15-588/1B2-M21-15, Bild 2..... | - 34 - |
| A 73 | Matrixgefüge 15-588/1B2-M21-15, Bild 3..... | - 34 - |
| A 74 | Matrixgefüge 16-781/C-M21-15, Bild 1..... | - 35 - |
| A 75 | Matrixgefüge 16-781/C-M21-15, Bild 2..... | - 35 - |
| A 76 | Matrixgefüge 16-781/C-M21-15, Bild 3..... | - 35 - |
| A 77 | Matrixgefüge 17-781/B-M21-25, Bild 1..... | - 36 - |
| A 78 | Matrixgefüge 17-781/B-M21-25, Bild 2..... | - 36 - |
| A 79 | Matrixgefüge 17-781/B-M21-25, Bild 3..... | - 36 - |
| A 80 | MA-Partikel Versuche 01-09..... | - 37 - |
| A 81 | MA-Partikel Versuche 10-17..... | - 38 - |
| A 82 | MA-Partikel 01-VM2MG-M21-15, Bild 1..... | - 39 - |
| A 83 | MA-Partikel 01-VM2MG-M21-15, Bild 2..... | - 39 - |
| A 84 | MA-Partikel 01-VM2MG-M21-15, Bild 3..... | - 39 - |
| A 85 | MA-Partikel 02-588/1-M21-15, Bild 1..... | - 40 - |
| A 86 | MA-Partikel 02-588/1-M21-15, Bild 2..... | - 40 - |
| A 87 | MA-Partikel 02-588/1-M21-15, Bild 3..... | - 40 - |
| A 88 | MA-Partikel 03-588/1-C1-15, Bild 1..... | - 41 - |
| A 89 | MA-Partikel 03-588/1-C1-15, Bild 2..... | - 41 - |
| A 90 | MA-Partikel 03-588/1-C1-15, Bild 3..... | - 41 - |
| A 91 | MA-Partikel 04-588/1-M20-15, Bild 1..... | - 42 - |
| A 92 | MA-Partikel 04-588/1-M20-15, Bild 2..... | - 42 - |
| A 93 | MA-Partikel 04-588/1-M20-15, Bild 3..... | - 42 - |
| A 94 | MA-Partikel 05-588/1-M13-15, Bild 1..... | - 43 - |
| A 95 | MA-Partikel 05-588/1-M13-15, Bild 2..... | - 43 - |
| A 96 | MA-Partikel 05-588/1-M13-15, Bild 3..... | - 43 - |
| A 97 | MA-Partikel 06-588/1A2-M21-15, Bild 1..... | - 44 - |
| A 98 | MA-Partikel 06-588/1A2-M21-15, Bild 2..... | - 44 - |
| A 99 | MA-Partikel 06-588/1A2-M21-15, Bild 3..... | - 45 - |
| A 100 | MA-Partikel 07-781/1A1-M21-15, Bild 1..... | - 45 - |
| A 101 | MA-Partikel 07-781/1A1-M21-15, Bild 2..... | - 45 - |
| A 102 | MA-Partikel 07-781/1A1-M21-15, Bild 3..... | - 46 - |
| A 103 | MA-Partikel 08-781/1A1-M20-15, Bild 1..... | - 46 - |
| A 104 | MA-Partikel 08-781/1A1-M20-15, Bild 2..... | - 46 - |

| | | |
|-------|---|--------|
| A 105 | MA-Partikel 08-781/1A1-M20-15, Bild 3 | - 47 - |
| A 106 | MA-Partikel 09-781/B-M21-15, Bild 1 | - 47 - |
| A 107 | MA-Partikel 09-781/B-M21-15, Bild 2 | - 47 - |
| A 108 | MA-Partikel 09-781/B-M21-15, Bild 3 | - 48 - |
| A 109 | MA-Partikel 10-781/A-M21-15, Bild 1 | - 48 - |
| A 110 | MA-Partikel 10-781/A-M21-15, Bild 2 | - 48 - |
| A 111 | MA-Partikel 10-781/A-M21-15, Bild 3 | - 49 - |
| A 112 | MA-Partikel 11-781/A0.5-M21-15, Bild 1 | - 49 - |
| A 113 | MA-Partikel 11-781/A0.5-M21-15, Bild 2 | - 49 - |
| A 114 | MA-Partikel 11-781/A0.5-M21-15, Bild 3 | - 50 - |
| A 115 | MA-Partikel 12-781/A0.0-M21-15, Bild 1 | - 50 - |
| A 116 | MA-Partikel 12-781/A0.0-M21-15, Bild 2 | - 50 - |
| A 117 | MA-Partikel 12-781/A0.0-M21-15, Bild 3 | - 51 - |
| A 118 | MA-Partikel 13-588/2-M21-15, Bild 1 | - 51 - |
| A 119 | MA-Partikel 13-588/2-M21-15, Bild 2 | - 51 - |
| A 120 | MA-Partikel 13-588/2-M21-15, Bild 3 | - 52 - |
| A 121 | MA-Partikel 14-588/2BA-M21-15, Bild 1 | - 52 - |
| A 122 | MA-Partikel 14-588/2BA-M21-15, Bild 2 | - 52 - |
| A 123 | MA-Partikel 14-588/2BA-M21-15, Bild 3 | - 53 - |
| A 124 | MA-Partikel 15-588/1B2-M21-15, Bild 1 | - 53 - |
| A 125 | MA-Partikel 15-588/1B2-M21-15, Bild 2 | - 53 - |
| A 126 | MA-Partikel 15-588/1B2-M21-15, Bild 3 | - 54 - |
| A 127 | MA-Partikel 16-781/C-M21-15, Bild 1 | - 54 - |
| A 128 | MA-Partikel 16-781/C-M21-15, Bild 2 | - 54 - |
| A 129 | MA-Partikel 16-781/C-M21-15, Bild 3 | - 55 - |
| A 130 | MA-Partikel 17-781/B-M21-25, Bild 1 | - 55 - |
| A 131 | MA-Partikel 17-781/B-M21-25, Bild 2 | - 55 - |
| A 132 | MA-Partikel 17-781/B-M21-25, Bild 3 | - 56 - |
| A 133 | NME-ALM Versuche 01, 02, 03, 04, 05, 06, 09, 10 | - 57 - |
| A 134 | NME-ALM 01-VM2MG-M21-15, Bild 1 | - 58 - |
| A 135 | NME-ALM 01-VM2MG-M21-15, Bild 2 | - 58 - |
| A 136 | NME-ALM 01-VM2MG-M21-15, Bild 3 | - 58 - |
| A 137 | NME-ALM 01-VM2MG-M21-15, Bild 4 | - 59 - |
| A 138 | NME-ALM 01-VM2MG-M21-15, Bild 5 | - 59 - |
| A 139 | NME-ALM 02-588/1-M21-15, Bild 1 | - 59 - |

| | | |
|-------|---|--------|
| A 140 | NME-ALM 02-588/1-M21-15, Bild 2 | - 60 - |
| A 141 | NME-ALM 02-588/1-M21-15, Bild 3 | - 60 - |
| A 142 | NME-ALM 02-588/1-M21-15, Bild 4 | - 60 - |
| A 143 | NME-ALM 02-588/1-M21-15, Bild 5 | - 61 - |
| A 144 | NME-ALM 03-588/1-C1-15, Bild 1 | - 61 - |
| A 145 | NME-ALM 03-588/1-C1-15, Bild 2..... | - 61 - |
| A 146 | NME-ALM 03-588/1-C1-15, Bild 3..... | - 62 - |
| A 147 | NME-ALM 03-588/1-C1-15, Bild 4..... | - 62 - |
| A 148 | NME-ALM 03-588/1-C1-15, Bild 5..... | - 62 - |
| A 149 | NME-ALM 04-588/1-M20-15, Bild 1 | - 63 - |
| A 150 | NME-ALM 04-588/1-M20-15, Bild 2 | - 63 - |
| A 151 | NME-ALM 04-588/1-M20-15, Bild 3 | - 63 - |
| A 152 | NME-ALM 04-588/1-M20-15, Bild 4 | - 64 - |
| A 153 | NME-ALM 04-588/1-M20-15, Bild 5 | - 64 - |
| A 154 | NME-ALM 05-588/1-M13-15, Bild 1 | - 64 - |
| A 155 | NME-ALM 05-588/1-M13-15, Bild 2 | - 65 - |
| A 156 | NME-ALM 05-588/1-M13-15, Bild 3 | - 65 - |
| A 157 | NME-ALM 05-588/1-M13-15, Bild 4 | - 65 - |
| A 158 | NME-ALM 05-588/1-M13-15, Bild 5 | - 66 - |
| A 159 | NME-ALM 06-588/1A2-M21-15, Bild 1 | - 66 - |
| A 160 | NME-ALM 06-588/1A2-M21-15, Bild 2 | - 66 - |
| A 161 | NME-ALM 06-588/1A2-M21-15, Bild 3 | - 67 - |
| A 162 | NME-ALM 06-588/1A2-M21-15, Bild 4 | - 67 - |
| A 163 | NME-ALM 06-588/1A2-M21-15, Bild 5 | - 67 - |
| A 164 | NME-ALM 09-781/B-M21-15, Bild 1 | - 68 - |
| A 165 | NME-ALM 09-781/B-M21-15, Bild 2 | - 68 - |
| A 166 | NME-ALM 09-781/B-M21-15, Bild 3 | - 68 - |
| A 167 | NME-ALM 09-781/B-M21-15, Bild 4 | - 69 - |
| A 168 | NME-ALM 09-781/B-M21-15, Bild 5 | - 69 - |
| A 169 | NME-ALM 10-781/A-M21-15, Bild 1 | - 69 - |
| A 170 | NME-ALM 09-781/A-M21-15, Bild 2 | - 70 - |
| A 171 | NME-ALM 09-781/A-M21-15, Bild 3 | - 70 - |
| A 172 | NME-ALM 09-781/A-M21-15, Bild 4 | - 70 - |
| A 173 | NME-ALM 09-781/A-M21-15, Bild 5 | - 71 - |
| A 174 | EDX-Analyse Versuche 01, 02, 03, 04 | - 71 - |

| | | |
|-------|---|--------|
| A 175 | EDX-Analyse Versuche 05, 06, 09, 10 | - 72 - |
| A 176 | EDX-Analyse MnS Versuch 01-VM2MG-M21-15 | - 72 - |

| GW: GW-01-09 | 1 | 2 | 3 | 4 | 5 | d | s | sr [%] |
|---------------------|---------|---------|---------|---------|---------|-------------------|-------------------|-------------|
| Kohlenstoff [Ma%] | 0,166 | 0,163 | 0,163 | 0,162 | 0,162 | 0,163 | 0,0015 | 0,9 |
| Mangan [Ma%] | 1,41 | 1,42 | 1,41 | 1,41 | 1,45 | 1,42 | 0,0155 | 1,1 |
| Silizium [Ma%] | 0,337 | 0,344 | 0,336 | 0,346 | 0,352 | 0,343 | 0,0059 | 1,7 |
| Schwefel [Ma%] | 0,0037 | 0,0054 | 0,0036 | 0,0042 | 0,0047 | 0,0043 | 0,0007 | 15,5 |
| Phospor [Ma%] | 0,0085 | 0,0086 | 0,0076 | 0,0082 | 0,0093 | 0,0084 | 0,0006 | 6,6 |
| Nickel [Ma%] | 0,017 | 0,018 | 0,019 | 0,014 | 0,017 | 0,02 | 0,0017 | 9,8 |
| Molybdän [Ma%] | 0,0086 | 0,0087 | 0,0086 | 0,0083 | 0,0084 | 0,009 | 0,0001 | 1,7 |
| Titan [Ma%] | 0,002 | 0,002 | 0,0019 | 0,0019 | 0,0021 | 0,0020 | 0,0001 | 3,8 |
| Bor [Ma %] | 0,0009 | 0,0009 | 0,0008 | 0,0009 | 0,0008 | 0,0009 | 0,0000 | 5,7 |
| Aluminium [Ma%] | 0,034 | 0,034 | 0,034 | 0,034 | 0,035 | 0,0342 | 0,0004 | 1,2 |
| Niob [Ma%] | 0,013 | 0,013 | 0,012 | 0,012 | 0,014 | 0,0128 | 0,0007 | 5,8 |
| Vanadium [Ma%] | <0,0010 | <0,0010 | <0,0010 | <0,0010 | <0,0010 | <0,0010 | <0,0010 | n.d. |
| Wolfram [Ma%] | 0,0088 | 0,01 | 0,011 | 0,0086 | 0,0096 | 0,0096 | 0,0009 | n.d. |
| Zirkon [Ma%] | 0,0015 | 0,0018 | 0,0018 | 0,0019 | 0,002 | 0,0018 | 0,0002 | 9,3 |
| Sauerstoff [Ma%] | - | - | - | - | - | - | - | - |
| Stickstoff [Ma%] | - | - | - | - | - | - | - | - |

A 1 Chemische Zusammensetzung Grundwerkstoff GW-01-09

| GW: GW-10-16 | 1 | 2 | 3 | 4 | 5 | d | s | sr [%] |
|---------------------|---------|---------|---------|---------|---------|-------------------|-------------------|-------------|
| Kohlenstoff [Ma%] | 0,183 | 0,179 | 0,183 | 0,184 | 0,182 | 0,182 | 0,0017 | 0,9 |
| Mangan [Ma%] | 1,37 | 1,39 | 1,36 | 1,37 | 1,38 | 1,37 | 0,0102 | 0,7 |
| Silizium [Ma%] | 0,337 | 0,336 | 0,334 | 0,34 | 0,343 | 0,338 | 0,0032 | 0,9 |
| Schwefel [Ma%] | 0,0032 | 0,0038 | 0,0046 | 0,0038 | 0,0035 | 0,0038 | 0,0005 | 12,3 |
| Phospor [Ma%] | 0,0077 | 0,0078 | 0,0078 | 0,0076 | 0,0075 | 0,0077 | 0,0001 | 1,5 |
| Nickel [Ma%] | 0,015 | 0,015 | 0,015 | 0,013 | 0,015 | 0,01 | 0,0008 | 5,5 |
| Molybdän [Ma%] | 0,0059 | 0,0057 | 0,0055 | 0,0059 | 0,0059 | 0,006 | 0,0002 | 2,8 |
| Titan [Ma%] | 0,0017 | 0,0017 | 0,0017 | 0,0018 | 0,0017 | 0,0017 | 0,0000 | 2,3 |
| Bor [Ma %] | 0,0009 | 0,0009 | 0,0007 | 0,0009 | 0,0008 | 0,0008 | 0,0001 | 9,5 |
| Aluminium [Ma%] | 0,036 | 0,035 | 0,036 | 0,035 | 0,036 | 0,0356 | 0,0005 | 1,4 |
| Niob [Ma%] | 0,013 | 0,012 | 0,013 | 0,012 | 0,012 | 0,0124 | 0,0005 | 4,0 |
| Vanadium [Ma%] | <0,0010 | <0,0010 | <0,0010 | <0,0010 | <0,0010 | <0,0010 | <0,0010 | n.d. |
| Wolfram [Ma%] | <0,0070 | <0,0070 | <0,0070 | <0,0070 | <0,0070 | <0,0070 | <0,0070 | n.d. |
| Zirkon [Ma%] | 0,0015 | 0,0015 | 0,0017 | 0,0016 | 0,0017 | 0,0016 | 0,0001 | 5,6 |
| Sauerstoff [Ma%] | - | - | - | - | - | - | - | - |
| Stickstoff [Ma%] | - | - | - | - | - | - | - | - |

A 2 Chemische Zusammensetzung Grundwerkstoff GW-10-16

Anhang

| Versuch: GW-17 | 1 | 2 | 3 | 4 | 5 | d | s | sr [%] |
|-----------------------|---------|---------|---------|---------|---------|-------------------|-------------------|-------------|
| Kohlenstoff [Ma%] | 0,053 | 0,043 | 0,05 | 0,048 | 0,049 | 0,049 | 0,0033 | 6,7 |
| Mangan [Ma%] | 1,47 | 1,46 | 1,47 | 1,47 | 1,46 | 1,47 | 0,0049 | 0,3 |
| Silizium [Ma%] | 0,295 | 0,279 | 0,289 | 0,284 | 0,291 | 0,288 | 0,0056 | 1,9 |
| Schwefel [Ma%] | 0,0014 | 0,0013 | 0,0015 | 0,0015 | 0,0014 | 0,0014 | 0,0001 | 5,3 |
| Phospor [Ma%] | 0,012 | 0,011 | 0,012 | 0,012 | 0,012 | 0,012 | 0,0004 | 3,4 |
| Nickel [Ma%] | 0,388 | 0,39 | 0,384 | 0,385 | 0,388 | 0,387 | 0,0022 | 0,6 |
| Molybdän [Ma%] | 0,047 | 0,046 | 0,046 | 0,045 | 0,045 | 0,046 | 0,0007 | 1,6 |
| Titan [Ma%] | 0,011 | 0,011 | 0,011 | 0,013 | 0,013 | 0,012 | 0,0010 | 8,3 |
| Bor [Ma %] | 0,0009 | 0,0008 | 0,0011 | 0,0008 | 0,0008 | 0,0009 | 0,0001 | 13,3 |
| Aluminium [Ma%] | 0,031 | 0,032 | 0,031 | 0,03 | 0,031 | 0,0310 | 0,0006 | 2,0 |
| Niob [Ma%] | 0,0019 | 0,0016 | 0,0019 | 0,0018 | 0,0018 | 0,0018 | 0,0001 | 6,1 |
| Vanadium [Ma%] | <0,0010 | <0,0010 | <0,0010 | <0,0010 | <0,0010 | <0,0010 | <0,0010 | n.d. |
| Wolfram [Ma%] | <0,0070 | <0,0070 | <0,0070 | <0,0070 | <0,0070 | <0,0070 | <0,0070 | n.d. |
| Zirkon [Ma%] | <0,0010 | <0,0010 | <0,0010 | <0,0010 | <0,0010 | <0,0010 | <0,0010 | n.d. |
| Sauerstoff [Ma%] | - | - | - | - | - | - | - | - |
| Stickstoff [Ma%] | - | - | - | - | - | - | - | - |

A 3 Chemische Zusammensetzung Grundwerkstoff GW-17

| 01-VM2MG-M21-15 | 1 | 2 | 3 | 4 | 5 | d | s | sr [%] |
|------------------------|----------|----------|----------|----------|----------|-------------------|-------------------|-------------|
| Kohlenstoff [Ma%] | 0,086 | 0,086 | 0,085 | 0,086 | 0,086 | 0,086 | 0,0004 | 0,5 |
| Mangan [Ma%] | 1,47 | 1,47 | 1,49 | 1,48 | 1,48 | 1,48 | 0,0075 | 0,5 |
| Silizium [Ma%] | 0,51 | 0,496 | 0,51 | 0,5 | 0,51 | 0,51 | 0,0060 | 1,2 |
| Schwefel [Ma%] | 0,0077 | 0,0075 | 0,0078 | 0,0076 | 0,0077 | 0,0077 | 0,0001 | 1,3 |
| Phospor [Ma%] | 0,022 | 0,021 | 0,023 | 0,022 | 0,022 | 0,022 | 0,0006 | 2,9 |
| Nickel [Ma%] | 0,59 | 0,59 | 0,59 | 0,58 | 0,59 | 0,59 | 0,0040 | 0,7 |
| Molybdän [Ma%] | 0,126 | 0,125 | 0,126 | 0,125 | 0,126 | 0,126 | 0,0005 | 0,4 |
| Titan [Ma%] | 0,0038 | 0,0037 | 0,0037 | 0,0038 | 0,0038 | 0,0038 | 0,0000 | 1,3 |
| Bor [Ma %] | 0,0011 | 0,0009 | 0,0009 | 0,001 | 0,001 | 0,0010 | 0,0001 | 7,6 |
| Aluminium [Ma%] | 0,0081 | 0,0086 | 0,0082 | 0,0084 | 0,0083 | 0,0083 | 0,0002 | 2,1 |
| Niob [Ma%] | 0,0076 | 0,0074 | 0,0077 | 0,0075 | 0,0075 | 0,0075 | 0,0001 | 1,4 |
| Vanadium [Ma%] | 0,0032 | 0,0032 | 0,0035 | 0,0033 | 0,0034 | 0,0033 | 0,0001 | 3,5 |
| Wolfram [Ma%] | <0,0070 | <0,0070 | <0,0070 | <0,0070 | <0,0070 | <0,0070 | <0,0070 | n.d. |
| Zirkon [Ma%] | 0,0024 | 0,0022 | 0,0025 | 0,0026 | 0,0025 | 0,0024 | 0,0001 | 5,6 |
| Sauerstoff [Ma%] | 0,04804 | 0,04025 | 0,042538 | 0,042522 | 0,04303 | 0,0433 | 0,0026 | 5,9 |
| Stickstoff [Ma%] | 0,005054 | 0,004725 | 0,004929 | 0,005397 | 0,005211 | 0,0051 | 0,0002 | 4,6 |

A 4 Chemische Zusammensetzung Versuch 01-VM2MG-M21-15

| 02-588/1-M21-15 | 1 | 2 | 3 | 4 | 5 | d | s | sr [%] |
|------------------------|----------|----------|----------|----------|----------|-------------------|-------------------|-------------|
| Kohlenstoff [Ma%] | 0,077 | 0,078 | 0,077 | 0,077 | 0,078 | 0,077 | 0,0005 | 0,6 |
| Mangan [Ma%] | 1,52 | 1,53 | 1,53 | 1,53 | 1,53 | 1,53 | 0,0040 | 0,3 |
| Silizium [Ma%] | 0,55 | 0,56 | 0,55 | 0,56 | 0,55 | 0,55 | 0,0049 | 0,9 |
| Schwefel [Ma%] | 0,0092 | 0,009 | 0,0091 | 0,009 | 0,0092 | 0,0091 | 0,0001 | 1,0 |
| Phospor [Ma%] | 0,02 | 0,02 | 0,021 | 0,02 | 0,022 | 0,021 | 0,0008 | 3,9 |
| Nickel [Ma%] | 0,67 | 0,68 | 0,68 | 0,69 | 0,68 | 0,68 | 0,0063 | 0,9 |
| Molybdän [Ma%] | 0,14 | 0,141 | 0,14 | 0,14 | 0,141 | 0,140 | 0,0005 | 0,3 |
| Titan [Ma%] | 0,013 | 0,013 | 0,013 | 0,012 | 0,013 | 0,013 | 0,0004 | 3,1 |
| Bor [Ma %] | 0,0023 | 0,0022 | 0,0021 | 0,0022 | 0,0022 | 0,0022 | 0,0001 | 2,9 |
| Aluminium [Ma%] | 0,0057 | 0,005 | 0,0054 | 0,0052 | 0,0052 | 0,0053 | 0,0002 | 4,5 |
| Niob [Ma%] | 0,0066 | 0,0066 | 0,0067 | 0,0067 | 0,0066 | 0,0066 | 0,0000 | 0,7 |
| Vanadium [Ma%] | 0,0032 | 0,0033 | 0,0035 | 0,0034 | 0,0033 | 0,0033 | 0,0001 | 3,1 |
| Wolfram [Ma%] | <0,0070 | <0,0070 | <0,0070 | <0,0070 | <0,0070 | <0,0070 | <0,0070 | n.d. |
| Zirkon [Ma%] | 0,0024 | 0,0024 | 0,0025 | 0,0023 | 0,0025 | 0,0024 | 0,0001 | 3,1 |
| Sauerstoff [Ma%] | 0,041414 | 0,037297 | 0,040672 | 0,04708 | 0,039116 | 0,0411 | 0,0033 | 8,0 |
| Stickstoff [Ma%] | 0,004425 | 0,004038 | 0,004052 | 0,003905 | 0,004105 | 0,0041 | 0,0002 | 4,2 |

A 5 Chemische Zusammensetzung Versuch 02-588/1-M21-15

Anhang

| 03-588/1-C1-15 | 1 | 2 | 3 | 4 | 5 | d | s | sr [%] |
|-----------------------|----------|----------|----------|----------|---------|-------------------|-------------------|-------------|
| Kohlenstoff [Ma%] | 0,073 | 0,071 | 0,074 | 0,074 | 0,073 | 0,073 | 0,0011 | 1,5 |
| Mangan [Ma%] | 1,1 | 1,1 | 1,11 | 1,1 | 1,1 | 1,10 | 0,0040 | 0,4 |
| Silizium [Ma%] | 0,37 | 0,37 | 0,376 | 0,373 | 0,371 | 0,372 | 0,0023 | 0,6 |
| Schwefel [Ma%] | 0,0078 | 0,0079 | 0,0076 | 0,0079 | 0,0077 | 0,0078 | 0,0001 | 1,5 |
| Phospor [Ma%] | 0,018 | 0,019 | 0,019 | 0,019 | 0,019 | 0,019 | 0,0004 | 2,1 |
| Nickel [Ma%] | 0,6 | 0,61 | 0,61 | 0,61 | 0,61 | 0,61 | 0,0040 | 0,7 |
| Molybdän [Ma%] | 0,132 | 0,13 | 0,13 | 0,131 | 0,13 | 0,131 | 0,0008 | 0,6 |
| Titan [Ma%] | 0,0098 | 0,0096 | 0,0097 | 0,0098 | 0,0098 | 0,0097 | 0,0001 | 0,8 |
| Bor [Ma %] | 0,0017 | 0,0019 | 0,0019 | 0,0017 | 0,0017 | 0,0018 | 0,0001 | 5,5 |
| Aluminium [Ma%] | 0,0035 | 0,0034 | 0,0034 | 0,0033 | 0,0033 | 0,0034 | 0,0001 | 2,2 |
| Niob [Ma%] | <0,0010 | <0,0010 | <0,0010 | <0,0010 | <0,0010 | <0,0010 | <0,0010 | n.d. |
| Vanadium [Ma%] | 0,0027 | 0,0023 | 0,0025 | 0,0025 | 0,0023 | 0,0025 | 0,0001 | 6,1 |
| Wolfram [Ma%] | <0,0070 | <0,0070 | <0,0070 | <0,0070 | <0,0070 | <0,0070 | <0,0070 | n.d. |
| Zirkon [Ma%] | 0,0021 | 0,0023 | 0,0024 | 0,0023 | 0,0022 | 0,0023 | 0,0001 | 4,5 |
| Sauerstoff [Ma%] | 0,038462 | 0,053911 | 0,04051 | 0,039546 | 0,04405 | 0,0433 | 0,0056 | 13,0 |
| Stickstoff [Ma%] | 0,005038 | 0,00633 | 0,005064 | 0,005566 | 0,00551 | 0,0055 | 0,0005 | 8,5 |

A 6 Chemische Zusammensetzung Versuch 03-588/1-C1-15

| 04-588/1-M20-15 | 1 | 2 | 3 | 4 | 5 | d | s | sr [%] |
|------------------------|----------|----------|----------|----------|----------|---------------|---------------|-------------|
| Kohlenstoff [Ma%] | 0,097 | 0,091 | 0,084 | 0,09 | 0,093 | 0,091 | 0,0042 | 4,7 |
| Mangan [Ma%] | 1,62 | 1,62 | 1,63 | 1,62 | 1,63 | 1,62 | 0,0049 | 0,3 |
| Silizium [Ma%] | 0,59 | 0,58 | 0,57 | 0,59 | 0,59 | 0,58 | 0,0080 | 1,4 |
| Schwefel [Ma%] | 0,01 | 0,0085 | 0,0085 | 0,0092 | 0,0093 | 0,0091 | 0,0006 | 6,2 |
| Phospor [Ma%] | 0,023 | 0,021 | 0,023 | 0,022 | 0,024 | 0,023 | 0,0010 | 4,5 |
| Nickel [Ma%] | 0,69 | 0,7 | 0,7 | 0,7 | 0,7 | 0,70 | 0,0040 | 0,6 |
| Molybdän [Ma%] | 0,142 | 0,141 | 0,14 | 0,14 | 0,14 | 0,141 | 0,0008 | 0,6 |
| Titan [Ma%] | 0,015 | 0,015 | 0,015 | 0,015 | 0,015 | 0,015 | 0,0000 | 0,0 |
| Bor [Ma %] | 0,003 | 0,0031 | 0,0026 | 0,003 | 0,0028 | 0,0029 | 0,0002 | 6,2 |
| Aluminium [Ma%] | 0,0054 | 0,0053 | 0,0052 | 0,0053 | 0,0054 | 0,0053 | 0,0001 | 1,4 |
| Niob [Ma%] | 0,0071 | 0,007 | 0,0071 | 0,0069 | 0,0072 | 0,0071 | 0,0001 | 1,4 |
| Vanadium [Ma%] | 0,0076 | 0,0077 | 0,0074 | 0,0077 | 0,0077 | 0,0076 | 0,0001 | 1,5 |
| Wolfram [Ma%] | 0,012 | 0,0086 | 0,0088 | 0,01 | 0,0099 | 0,0099 | 0,0012 | 12,3 |
| Zirkon [Ma%] | 0,002 | 0,0021 | 0,0017 | 0,002 | 0,0018 | 0,0019 | 0,0001 | 7,7 |
| Sauerstoff [Ma%] | 0,029527 | 0,029069 | 0,029336 | 0,032755 | 0,031477 | 0,0304 | 0,0014 | 4,7 |
| Stickstoff [Ma%] | 0,004719 | 0,004325 | 0,004196 | 0,004365 | 0,004476 | 0,0044 | 0,0002 | 4,0 |

A 7 Chemische Zusammensetzung Versuch 04-588/1-M20-15

| 05-588/1-M13-15 | 1 | 2 | 3 | 4 | 5 | d | s | sr [%] |
|------------------------|----------|----------|----------|----------|----------|-------------------|-------------------|-------------|
| Kohlenstoff [Ma%] | 0,092 | 0,092 | 0,091 | 0,091 | 0,092 | 0,092 | 0,0005 | 0,5 |
| Mangan [Ma%] | 1,65 | 1,64 | 1,65 | 1,64 | 1,64 | 1,64 | 0,0049 | 0,3 |
| Silizium [Ma%] | 0,67 | 0,67 | 0,68 | 0,68 | 0,67 | 0,67 | 0,0049 | 0,7 |
| Schwefel [Ma%] | 0,011 | 0,011 | 0,011 | 0,011 | 0,011 | 0,0110 | 0,0000 | 0,0 |
| Phospor [Ma%] | 0,026 | 0,025 | 0,026 | 0,025 | 0,026 | 0,026 | 0,0005 | 1,9 |
| Nickel [Ma%] | 0,74 | 0,73 | 0,72 | 0,74 | 0,74 | 0,73 | 0,0080 | 1,1 |
| Molybdän [Ma%] | 0,165 | 0,16 | 0,163 | 0,161 | 0,165 | 0,163 | 0,0020 | 1,3 |
| Titan [Ma%] | 0,017 | 0,015 | 0,015 | 0,016 | 0,016 | 0,016 | 0,0007 | 4,7 |
| Bor [Ma %] | 0,0034 | 0,0033 | 0,0033 | 0,0035 | 0,0035 | 0,0034 | 0,0001 | 2,6 |
| Aluminium [Ma%] | 0,0051 | 0,0055 | 0,0055 | 0,0052 | 0,0051 | 0,0053 | 0,0002 | 3,5 |
| Niob [Ma%] | 0,0054 | 0,0057 | 0,0055 | 0,0056 | 0,0056 | 0,0056 | 0,0001 | 1,8 |
| Vanadium [Ma%] | 0,0028 | 0,0026 | 0,0027 | 0,0026 | 0,0026 | 0,0027 | 0,0001 | 3,0 |
| Wolfram [Ma%] | <0,0070 | <0,0070 | <0,0070 | <0,0070 | <0,0070 | <0,0070 | <0,0070 | n.d. |
| Zirkon [Ma%] | 0,0024 | 0,0022 | 0,0025 | 0,0023 | 0,0025 | 0,0024 | 0,0001 | 4,9 |
| Sauerstoff [Ma%] | 0,024291 | 0,02291 | 0,027406 | 0,020975 | 0,030513 | 0,0252 | 0,0034 | 13,4 |
| Stickstoff [Ma%] | 0,0045 | 0,004072 | 0,004431 | 0,003764 | 0,004615 | 0,0043 | 0,0003 | 7,3 |

A 8 Chemische Zusammensetzung Versuch 05-588/1-M13-15

Anhang

| 06-588/1A2-M21-6 | 1 | 2 | 3 | 4 | 5 | d | s | sr [%] |
|-------------------------|----------|----------|----------|----------|----------|-------------------|-------------------|-------------|
| Kohlenstoff [Ma%] | 0,06 | 0,062 | 0,055 | 0,06 | 0,059 | 0,059 | 0,0023 | 3,9 |
| Mangan [Ma%] | 1,56 | 1,57 | 1,58 | 1,56 | 1,58 | 1,57 | 0,0089 | 0,6 |
| Silizium [Ma%] | 0,6 | 0,61 | 0,6 | 0,6 | 0,6 | 0,60 | 0,0040 | 0,7 |
| Schwefel [Ma%] | 0,0057 | 0,0058 | 0,0057 | 0,0058 | 0,0058 | 0,0058 | 0,0000 | 0,9 |
| Phospor [Ma%] | 0,013 | 0,014 | 0,015 | 0,013 | 0,015 | 0,014 | 0,0009 | 6,4 |
| Nickel [Ma%] | 0,72 | 0,73 | 0,73 | 0,72 | 0,73 | 0,73 | 0,0049 | 0,7 |
| Molybdän [Ma%] | 0,176 | 0,176 | 0,173 | 0,176 | 0,174 | 0,175 | 0,0013 | 0,7 |
| Titan [Ma%] | 0,026 | 0,026 | 0,026 | 0,025 | 0,026 | 0,026 | 0,0004 | 1,6 |
| Bor [Ma %] | 0,0027 | 0,0028 | 0,0026 | 0,0027 | 0,0028 | 0,0027 | 0,0001 | 2,8 |
| Aluminium [Ma%] | 0,0075 | 0,0088 | 0,0075 | 0,0078 | 0,0081 | 0,0079 | 0,0005 | 6,1 |
| Niob [Ma%] | 0,0055 | 0,0057 | 0,0055 | 0,0057 | 0,0056 | 0,0056 | 0,0001 | 1,6 |
| Vanadium [Ma%] | 0,0041 | 0,0043 | 0,0044 | 0,0043 | 0,0043 | 0,0043 | 0,0001 | 2,3 |
| Wolfram [Ma%] | <0,0070 | <0,0070 | <0,0070 | <0,0070 | <0,0070 | <0,0070 | <0,0070 | n.d. |
| Zirkon [Ma%] | 0,0069 | 0,0074 | 0,0075 | 0,0072 | 0,0072 | 0,0072 | 0,0002 | 2,8 |
| Sauerstoff [Ma%] | 0,042137 | 0,039427 | 0,040426 | 0,04229 | 0,038855 | 0,0406 | 0,0014 | 3,4 |
| Stickstoff [Ma%] | 0,002363 | 0,002579 | 0,00216 | 0,001788 | 0,00245 | 0,0023 | 0,0003 | 12,2 |

A 9 Chemische Zusammensetzung Versuch 06-588/1A2-M21-15

| 07-781/1A1-M21-15 | 1 | 2 | 3 | 4 | 5 | d | s | sr [%] |
|--------------------------|----------|----------|----------|----------|---------|-------------------|-------------------|-------------|
| Kohlenstoff [Ma%] | 0,052 | 0,053 | 0,055 | 0,056 | 0,054 | 0,054 | 0,0014 | 2,6 |
| Mangan [Ma%] | 1,5 | 1,51 | 1,5 | 1,5 | 1,51 | 1,50 | 0,0049 | 0,3 |
| Silizium [Ma%] | 0,243 | 0,243 | 0,24 | 0,242 | 0,243 | 0,242 | 0,0012 | 0,5 |
| Schwefel [Ma%] | 0,0045 | 0,0048 | 0,0047 | 0,0046 | 0,0048 | 0,0047 | 0,0001 | 2,5 |
| Phospor [Ma%] | 0,0086 | 0,0096 | 0,01 | 0,0096 | 0,0093 | 0,0094 | 0,0005 | 5,0 |
| Nickel [Ma%] | 0,66 | 0,66 | 0,67 | 0,67 | 0,66 | 0,66 | 0,0049 | 0,7 |
| Molybdän [Ma%] | 0,152 | 0,151 | 0,154 | 0,153 | 0,152 | 0,152 | 0,0010 | 0,7 |
| Titan [Ma%] | 0,016 | 0,016 | 0,016 | 0,015 | 0,016 | 0,016 | 0,0004 | 2,5 |
| Bor [Ma %] | 0,0019 | 0,0018 | 0,0017 | 0,0018 | 0,0018 | 0,0018 | 0,0001 | 3,5 |
| Aluminium [Ma%] | 0,0065 | 0,0072 | 0,0063 | 0,0068 | 0,0068 | 0,0067 | 0,0003 | 4,6 |
| Niob [Ma%] | 0,0064 | 0,0064 | 0,0062 | 0,0061 | 0,0062 | 0,0063 | 0,0001 | 1,9 |
| Vanadium [Ma%] | 0,0044 | 0,0045 | 0,0047 | 0,0046 | 0,0046 | 0,0046 | 0,0001 | 2,2 |
| Wolfram [Ma%] | <0,0070 | <0,0070 | <0,0070 | <0,0070 | <0,0070 | <0,0070 | <0,0070 | n.d. |
| Zirkon [Ma%] | 0,0059 | 0,0063 | 0,0065 | 0,0061 | 0,0063 | 0,0062 | 0,0002 | 3,3 |
| Sauerstoff [Ma%] | 0,047798 | 0,048419 | 0,048388 | 0,046258 | 0,0499 | 0,0482 | 0,0012 | 2,4 |
| Stickstoff [Ma%] | 0,00335 | 0,003235 | 0,002489 | 0,002409 | 0,00345 | 0,0030 | 0,0004 | 14,9 |

A 10 Chemische Zusammensetzung Versuch 07-781/1A1-M21-15

| 08-781/1A1-M20-15 | 1 | 2 | 3 | 4 | 5 | d | s | sr [%] |
|--------------------------|----------|----------|----------|----------|----------|-------------------|-------------------|-------------|
| Kohlenstoff [Ma%] | 0,058 | 0,058 | 0,058 | 0,059 | 0,058 | 0,058 | 0,0004 | 0,7 |
| Mangan [Ma%] | 1,52 | 1,53 | 1,55 | 1,54 | 1,54 | 1,54 | 0,0102 | 0,7 |
| Silizium [Ma%] | 0,26 | 0,256 | 0,261 | 0,258 | 0,26 | 0,259 | 0,0018 | 0,7 |
| Schwefel [Ma%] | 0,0083 | 0,0083 | 0,0085 | 0,0085 | 0,0083 | 0,0084 | 0,0001 | 1,2 |
| Phospor [Ma%] | 0,025 | 0,025 | 0,026 | 0,026 | 0,026 | 0,026 | 0,0005 | 1,9 |
| Nickel [Ma%] | 0,7 | 0,71 | 0,71 | 0,7 | 0,71 | 0,71 | 0,0049 | 0,7 |
| Molybdän [Ma%] | 0,144 | 0,144 | 0,143 | 0,144 | 0,144 | 0,144 | 0,0004 | 0,3 |
| Titan [Ma%] | 0,016 | 0,016 | 0,016 | 0,015 | 0,016 | 0,016 | 0,0004 | 2,5 |
| Bor [Ma %] | 0,0026 | 0,0023 | 0,0026 | 0,0025 | 0,0025 | 0,0025 | 0,0001 | 4,4 |
| Aluminium [Ma%] | 0,0055 | 0,0057 | 0,0057 | 0,0055 | 0,0055 | 0,0056 | 0,0001 | 1,8 |
| Niob [Ma%] | 0,0052 | 0,0051 | 0,0053 | 0,0051 | 0,0052 | 0,0052 | 0,0001 | 1,4 |
| Vanadium [Ma%] | 0,0035 | 0,0035 | 0,0035 | 0,0034 | 0,0034 | 0,0035 | 0,0000 | 1,4 |
| Wolfram [Ma%] | <0,0070 | <0,0070 | <0,0070 | <0,0070 | <0,0070 | <0,0070 | <0,0070 | n.d. |
| Zirkon [Ma%] | 0,0024 | 0,0024 | 0,0028 | 0,0025 | 0,0023 | 0,0025 | 0,0002 | 6,9 |
| Sauerstoff [Ma%] | 0,038637 | 0,040307 | 0,038325 | 0,040989 | 0,037589 | 0,0392 | 0,0013 | 3,2 |
| Stickstoff [Ma%] | 0,003453 | 0,004464 | 0,004187 | 0,003746 | 0,003891 | 0,0039 | 0,0003 | 8,9 |

A 11 Chemische Zusammensetzung Versuch 08-781/1A1-M20-15

Anhang

| 09-781/B-M21-15 | 1 | 2 | 3 | 4 | 5 | d | s | sr [%] |
|------------------------|----------|----------|----------|----------|----------|-------------------|-------------------|-------------|
| Kohlenstoff [Ma%] | 0,065 | 0,066 | 0,064 | 0,064 | 0,066 | 0,065 | 0,0009 | 1,4 |
| Mangan [Ma%] | 1,65 | 1,66 | 1,67 | 1,67 | 1,66 | 1,66 | 0,0075 | 0,5 |
| Silizium [Ma%] | 0,282 | 0,277 | 0,284 | 0,279 | 0,283 | 0,281 | 0,0026 | 0,9 |
| Schwefel [Ma%] | 0,0073 | 0,0075 | 0,0075 | 0,0075 | 0,0075 | 0,0075 | 0,0001 | 1,1 |
| Phospor [Ma%] | 0,021 | 0,022 | 0,022 | 0,022 | 0,022 | 0,022 | 0,0004 | 1,8 |
| Nickel [Ma%] | 0,77 | 0,78 | 0,77 | 0,76 | 0,77 | 0,77 | 0,0063 | 0,8 |
| Molybdän [Ma%] | 0,147 | 0,148 | 0,147 | 0,148 | 0,147 | 0,147 | 0,0005 | 0,3 |
| Titan [Ma%] | 0,06 | 0,058 | 0,058 | 0,059 | 0,06 | 0,059 | 0,0009 | 1,5 |
| Bor [Ma %] | 0,0037 | 0,0037 | 0,0036 | 0,0037 | 0,0037 | 0,0037 | 0,0000 | 1,1 |
| Aluminium [Ma%] | 0,0035 | 0,003 | 0,0029 | 0,0031 | 0,0029 | 0,0031 | 0,0002 | 7,2 |
| Niob [Ma%] | 0,004 | 0,0039 | 0,004 | 0,0039 | 0,004 | 0,0040 | 0,0000 | 1,2 |
| Vanadium [Ma%] | <0,0010 | <0,0010 | <0,0010 | <0,0010 | <0,0010 | <0,0010 | <0,0010 | n.d. |
| Wolfram [Ma%] | <0,0070 | <0,0070 | <0,0070 | <0,0070 | <0,0070 | <0,0070 | <0,0070 | n.d. |
| Zirkon [Ma%] | 0,0019 | 0,0019 | 0,0021 | 0,002 | 0,0019 | 0,0020 | 0,0001 | 4,1 |
| Sauerstoff [Ma%] | 0,037864 | 0,039724 | 0,03666 | 0,040766 | 0,040609 | 0,0391 | 0,0016 | 4,1 |
| Stickstoff [Ma%] | 0,003168 | 0,003072 | 0,003061 | 0,003075 | 0,00309 | 0,0031 | 0,0000 | 1,2 |

A 12 Chemische Zusammensetzung Versuch 09-781/B-M21-15

| 10-781/A-M21-15 | 1 | 2 | 3 | 4 | 5 | d | s | sr [%] |
|------------------------|----------|----------|----------|----------|----------|-------------------|-------------------|-------------|
| Kohlenstoff [Ma%] | 0,054 | 0,047 | 0,056 | 0,058 | 0,054 | 0,054 | 0,0037 | 6,9 |
| Mangan [Ma%] | 1,63 | 1,65 | 1,63 | 1,65 | 1,65 | 1,64 | 0,0098 | 0,6 |
| Silizium [Ma%] | 0,254 | 0,249 | 0,252 | 0,25 | 0,247 | 0,250 | 0,0024 | 1,0 |
| Schwefel [Ma%] | 0,012 | 0,011 | 0,013 | 0,012 | 0,012 | 0,0120 | 0,0006 | 5,3 |
| Phospor [Ma%] | 0,0081 | 0,0082 | 0,0089 | 0,0086 | 0,0086 | 0,008 | 0,0003 | 3,5 |
| Nickel [Ma%] | 0,71 | 0,72 | 0,71 | 0,73 | 0,74 | 0,72 | 0,0117 | 1,6 |
| Molybdän [Ma%] | 0,161 | 0,158 | 0,158 | 0,158 | 0,157 | 0,158 | 0,0014 | 0,9 |
| Titan [Ma%] | 0,02 | 0,019 | 0,018 | 0,019 | 0,018 | 0,019 | 0,0007 | 4,0 |
| Bor [Ma %] | 0,0028 | 0,0025 | 0,0028 | 0,0025 | 0,0024 | 0,0026 | 0,0002 | 6,4 |
| Aluminium [Ma%] | 0,008 | 0,0081 | 0,0074 | 0,0072 | 0,0077 | 0,0077 | 0,0003 | 4,5 |
| Niob [Ma%] | 0,0056 | 0,0054 | 0,006 | 0,0052 | 0,0054 | 0,0055 | 0,0003 | 4,9 |
| Vanadium [Ma%] | 0,0071 | 0,0068 | 0,0071 | 0,0072 | 0,0073 | <0,0010 | <0,0010 | n.d. |
| Wolfram [Ma%] | <0,0070 | <0,0070 | <0,0070 | <0,0070 | <0,0070 | <0,0070 | <0,0070 | n.d. |
| Zirkon [Ma%] | 0,0034 | 0,0036 | 0,0038 | 0,0038 | 0,004 | 0,0037 | 0,0002 | 5,5 |
| Sauerstoff [Ma%] | 0,050924 | 0,035383 | 0,039618 | 0,037298 | 0,037766 | 0,0402 | 0,0055 | 13,8 |
| Stickstoff [Ma%] | 0,005308 | 0,004168 | 0,004416 | 0,004738 | 0,005 | 0,0047 | 0,0004 | 8,6 |

A 13 Chemische Zusammensetzung Versuch 10-781/A-M21-15

| 11-781/0,5-M21-15 | 1 | 2 | 3 | 4 | 5 | d | s | sr [%] |
|--------------------------|----------|----------|----------|----------|----------|-------------------|-------------------|-------------|
| Kohlenstoff [Ma%] | 0,049 | 0,05 | 0,056 | 0,051 | 0,057 | 0,053 | 0,0033 | 6,2 |
| Mangan [Ma%] | 1,67 | 1,69 | 1,67 | 1,7 | 1,68 | 1,68 | 0,0117 | 0,7 |
| Silizium [Ma%] | 0,237 | 0,235 | 0,236 | 0,235 | 0,235 | 0,236 | 0,0008 | 0,3 |
| Schwefel [Ma%] | 0,0053 | 0,0059 | 0,0058 | 0,0057 | 0,0054 | 0,0056 | 0,0002 | 4,1 |
| Phospor [Ma%] | 0,0071 | 0,0074 | 0,0073 | 0,0073 | 0,0071 | 0,007 | 0,0001 | 1,7 |
| Nickel [Ma%] | 0,417 | 0,429 | 0,421 | 0,425 | 0,429 | 0,42 | 0,0047 | 1,1 |
| Molybdän [Ma%] | 0,171 | 0,169 | 0,171 | 0,168 | 0,168 | 0,169 | 0,0014 | 0,8 |
| Titan [Ma%] | 0,02 | 0,019 | 0,019 | 0,018 | 0,019 | 0,019 | 0,0006 | 3,3 |
| Bor [Ma %] | 0,0028 | 0,0029 | 0,0028 | 0,0027 | 0,0027 | 0,0028 | 0,0001 | 2,7 |
| Aluminium [Ma%] | 0,0076 | 0,0071 | 0,0075 | 0,0077 | 0,0083 | 0,0076 | 0,0004 | 5,1 |
| Niob [Ma%] | 0,0022 | 0,0023 | 0,0022 | 0,0026 | 0,0027 | 0,0024 | 0,0002 | 8,7 |
| Vanadium [Ma%] | 0,0097 | 0,01 | 0,0099 | 0,01 | 0,01 | 0,0099 | 0,0001 | 1,2 |
| Wolfram [Ma%] | <0,0070 | <0,0070 | <0,0070 | <0,0070 | <0,0070 | <0,0070 | <0,0070 | n.d. |
| Zirkon [Ma%] | 0,0033 | 0,0037 | 0,0037 | 0,0043 | 0,0039 | 0,0038 | 0,0003 | 8,6 |
| Sauerstoff [Ma%] | 0,04804 | 0,047733 | 0,050422 | 0,047255 | 0,047427 | 0,0482 | 0,0012 | 2,4 |
| Stickstoff [Ma%] | 0,004511 | 0,004704 | 0,004685 | 0,004633 | 0,004995 | 0,0047 | 0,0002 | 3,4 |

A 14 Chemische Zusammensetzung Versuch 11-781/0,5-M21-15

Anhang

| 12-781/0,0-M21-15 | 1 | 2 | 3 | 4 | 5 | d | s | sr [%] |
|--------------------------|----------|----------|----------|----------|----------|-------------------|-------------------|-------------|
| Kohlenstoff [Ma%] | 0,049 | 0,045 | 0,048 | 0,05 | 0,051 | 0,049 | 0,0021 | 4,2 |
| Mangan [Ma%] | 1,67 | 1,7 | 1,68 | 1,69 | 1,68 | 1,68 | 0,0102 | 0,6 |
| Silizium [Ma%] | 0,248 | 0,248 | 0,246 | 0,247 | 0,249 | 0,248 | 0,0010 | 0,4 |
| Schwefel [Ma%] | 0,0051 | 0,0047 | 0,0049 | 0,0051 | 0,0052 | 0,0050 | 0,0002 | 3,6 |
| Phospor [Ma%] | 0,0072 | 0,0068 | 0,0067 | 0,0075 | 0,0072 | 0,007 | 0,0003 | 4,1 |
| Nickel [Ma%] | 0,02 | 0,02 | 0,018 | 0,02 | 0,02 | 0,02 | 0,0008 | 4,1 |
| Molybdän [Ma%] | 0,156 | 0,157 | 0,153 | 0,154 | 0,158 | 0,156 | 0,0019 | 1,2 |
| Titan [Ma%] | 0,019 | 0,018 | 0,018 | 0,018 | 0,018 | 0,018 | 0,0004 | 2,2 |
| Bor [Ma %] | 0,0027 | 0,0025 | 0,0027 | 0,0027 | 0,0025 | 0,0026 | 0,0001 | 3,7 |
| Aluminium [Ma%] | 0,0081 | 0,0077 | 0,0078 | 0,0085 | 0,0083 | 0,0081 | 0,0003 | 3,7 |
| Niob [Ma%] | 0,0037 | 0,0032 | 0,0035 | 0,0034 | 0,0036 | 0,0035 | 0,0002 | 4,9 |
| Vanadium [Ma%] | 0,0094 | 0,0096 | 0,0097 | 0,0097 | 0,0099 | <0,0010 | <0,0010 | n.d. |
| Wolfram [Ma%] | <0,0070 | <0,0070 | <0,0070 | <0,0070 | <0,0070 | <0,0070 | <0,0070 | n.d. |
| Zirkon [Ma%] | 0,003 | 0,0034 | 0,0034 | 0,0033 | 0,0035 | 0,0033 | 0,0002 | 5,2 |
| Sauerstoff [Ma%] | 0,042933 | 0,042403 | 0,046306 | 0,044463 | 0,04604 | 0,0444 | 0,0016 | 3,6 |
| Stickstoff [Ma%] | 0,005061 | 0,004683 | 0,005516 | 0,004799 | 0,004729 | 0,0050 | 0,0003 | 6,2 |

A 15 Chemische Zusammensetzung Versuch 12-781/0,0-M21-15

| 13-588/2-M21-15 | 1 | 2 | 3 | 4 | 5 | d | s | sr [%] |
|------------------------|----------|----------|----------|----------|----------|-------------------|-------------------|-------------|
| Kohlenstoff [Ma%] | 0,077 | 0,081 | 0,075 | 0,077 | 0,079 | 0,078 | 0,0020 | 2,6 |
| Mangan [Ma%] | 1,41 | 1,41 | 1,42 | 1,43 | 1,43 | 1,42 | 0,0089 | 0,6 |
| Silizium [Ma%] | 0,52 | 0,53 | 0,52 | 0,5 | 0,54 | 0,52 | 0,0133 | 2,5 |
| Schwefel [Ma%] | 0,0099 | 0,011 | 0,0094 | 0,01 | 0,0098 | 0,0100 | 0,0005 | 5,3 |
| Phospor [Ma%] | 0,023 | 0,023 | 0,023 | 0,024 | 0,023 | 0,023 | 0,0004 | 1,7 |
| Nickel [Ma%] | 1,2 | 1,2 | 1,2 | 1,19 | 1,19 | 1,20 | 0,0049 | 0,4 |
| Molybdän [Ma%] | 0,149 | 0,149 | 0,148 | 0,147 | 0,151 | 0,149 | 0,0013 | 0,9 |
| Titan [Ma%] | 0,012 | 0,013 | 0,012 | 0,014 | 0,013 | 0,013 | 0,0007 | 5,8 |
| Bor [Ma %] | 0,0026 | 0,0026 | 0,0023 | 0,0026 | 0,0025 | 0,0025 | 0,0001 | 4,6 |
| Aluminium [Ma%] | 0,0037 | 0,0042 | 0,0042 | 0,0039 | 0,004 | 0,0040 | 0,0002 | 4,7 |
| Niob [Ma%] | 0,001 | 0,0011 | 0,001 | 0,001 | 0,001 | 0,0010 | 0,0000 | 3,9 |
| Vanadium [Ma%] | 0,0032 | 0,0034 | 0,0033 | 0,0032 | 0,0032 | 0,0033 | 0,0001 | 2,5 |
| Wolfram [Ma%] | <0,0070 | <0,0070 | <0,0070 | <0,0070 | <0,0070 | <0,0070 | <0,0070 | n.d. |
| Zirkon [Ma%] | 0,0025 | 0,0028 | 0,0026 | 0,0027 | 0,0026 | 0,0026 | 0,0001 | 3,9 |
| Sauerstoff [Ma%] | 0,040468 | 0,030272 | 0,029693 | 0,031688 | 0,03804 | 0,0340 | 0,0044 | 12,9 |
| Stickstoff [Ma%] | 0,004028 | 0,00471 | 0,004326 | 0,00441 | 0,004215 | 0,0043 | 0,0002 | 5,2 |

A 16 Chemische Zusammensetzung Versuch 13-588/2-M21-15

| 14-588/2BA-M21-15 | 1 | 2 | 3 | 4 | 5 | d | s | sr [%] |
|--------------------------|----------|----------|----------|----------|----------|-------------------|-------------------|-------------|
| Kohlenstoff [Ma%] | 0,072 | 0,07 | 0,07 | 0,07 | 0,072 | 0,071 | 0,0010 | 1,4 |
| Mangan [Ma%] | 1,58 | 1,58 | 1,59 | 1,59 | 1,57 | 1,58 | 0,0075 | 0,5 |
| Silizium [Ma%] | 0,57 | 0,56 | 0,58 | 0,56 | 0,56 | 0,57 | 0,0080 | 1,4 |
| Schwefel [Ma%] | 0,0066 | 0,0064 | 0,0067 | 0,0065 | 0,0067 | 0,0066 | 0,0001 | 1,8 |
| Phospor [Ma%] | 0,017 | 0,017 | 0,018 | 0,018 | 0,016 | 0,017 | 0,0007 | 4,4 |
| Nickel [Ma%] | 1,17 | 1,17 | 1,18 | 1,17 | 1,18 | 1,17 | 0,0049 | 0,4 |
| Molybdän [Ma%] | 0,142 | 0,14 | 0,141 | 0,142 | 0,142 | 0,141 | 0,0008 | 0,6 |
| Titan [Ma%] | 0,034 | 0,032 | 0,033 | 0,033 | 0,034 | 0,033 | 0,0007 | 2,3 |
| Bor [Ma %] | 0,0031 | 0,0031 | 0,0033 | 0,0033 | 0,0034 | 0,0032 | 0,0001 | 3,7 |
| Aluminium [Ma%] | 0,004 | 0,0037 | 0,0043 | 0,0041 | 0,004 | 0,0040 | 0,0002 | 4,8 |
| Niob [Ma%] | 0,0055 | 0,0055 | 0,0057 | 0,0055 | 0,0056 | 0,0056 | 0,0001 | 1,4 |
| Vanadium [Ma%] | 0,0011 | 0,0011 | 0,0012 | 0,0012 | 0,001 | 0,0011 | 0,0001 | 6,7 |
| Wolfram [Ma%] | <0,0070 | <0,0070 | <0,0070 | <0,0070 | <0,0070 | <0,0070 | <0,0070 | n.d. |
| Zirkon [Ma%] | 0,0019 | 0,002 | 0,0025 | 0,0022 | 0,002 | 0,0021 | 0,0002 | 10,1 |
| Sauerstoff [Ma%] | 0,037631 | 0,035193 | 0,037731 | 0,037044 | 0,036303 | 0,0368 | 0,0009 | 2,6 |
| Stickstoff [Ma%] | 0,002971 | 0,00305 | 0,002942 | 0,003014 | 0,003233 | 0,0030 | 0,0001 | 3,4 |

A 17 Chemische Zusammensetzung Versuch 14-588/2BA-M21-15

Anhang

| 15-588/1B2-M21-15 | 1 | 2 | 3 | 4 | 5 | d | s | sr [%] |
|--------------------------|----------|----------|----------|----------|----------|-------------------|-------------------|-------------|
| Kohlenstoff [Ma%] | 0,055 | 0,055 | 0,052 | 0,053 | 0,056 | 0,054 | 0,0015 | 2,7 |
| Mangan [Ma%] | 1,86 | 1,87 | 1,88 | 1,89 | 1,86 | 1,87 | 0,0117 | 0,6 |
| Silizium [Ma%] | 0,314 | 0,313 | 0,312 | 0,313 | 0,313 | 0,313 | 0,0006 | 0,2 |
| Schwefel [Ma%] | 0,0074 | 0,0074 | 0,0071 | 0,0071 | 0,0073 | 0,0073 | 0,0001 | 1,9 |
| Phospor [Ma%] | 0,025 | 0,025 | 0,024 | 0,024 | 0,025 | 0,025 | 0,0005 | 2,0 |
| Nickel [Ma%] | 1,02 | 1,03 | 1,03 | 1,04 | 1,02 | 1,03 | 0,0075 | 0,7 |
| Molybdän [Ma%] | 0,287 | 0,283 | 0,281 | 0,284 | 0,286 | 0,284 | 0,0021 | 0,8 |
| Titan [Ma%] | 0,024 | 0,024 | 0,024 | 0,023 | 0,024 | 0,024 | 0,0004 | 1,7 |
| Bor [Ma %] | 0,0028 | 0,0025 | 0,0024 | 0,0024 | 0,0027 | 0,0026 | 0,0002 | 6,3 |
| Aluminium [Ma%] | 0,007 | 0,007 | 0,007 | 0,0068 | 0,007 | 0,0070 | 0,0001 | 1,1 |
| Niob [Ma%] | 0,0068 | 0,0067 | 0,0068 | 0,0068 | 0,0067 | 0,0068 | 0,0000 | 0,7 |
| Vanadium [Ma%] | 0,0025 | 0,0027 | 0,0027 | 0,0027 | 0,0025 | 0,0026 | 0,0001 | 3,7 |
| Wolfram [Ma%] | <0,0070 | <0,0070 | <0,0070 | <0,0070 | <0,0070 | <0,0070 | <0,0070 | n.d. |
| Zirkon [Ma%] | 0,0026 | 0,0032 | 0,0032 | 0,003 | 0,0029 | 0,0030 | 0,0002 | 7,5 |
| Sauerstoff [Ma%] | 0,042439 | 0,04262 | 0,047364 | 0,047262 | 0,04797 | 0,0455 | 0,0025 | 5,4 |
| Stickstoff [Ma%] | 0,003478 | 0,003726 | 0,003316 | 0,003263 | 0,003433 | 0,0034 | 0,0002 | 4,7 |

A 18 Chemische Zusammensetzung Versuch 15-588/1B2-M21-15

| 16-781/C-M21-15 | 1 | 2 | 3 | 4 | 5 | d | s | sr [%] |
|------------------------|----------|----------|----------|----------|----------|-------------------|-------------------|-------------|
| Kohlenstoff [Ma%] | 0,072 | 0,073 | 0,068 | 0,07 | 0,073 | 0,071 | 0,0019 | 2,7 |
| Mangan [Ma%] | 1,58 | 1,58 | 1,59 | 1,57 | 1,57 | 1,58 | 0,0075 | 0,5 |
| Silizium [Ma%] | 0,292 | 0,296 | 0,302 | 0,3 | 0,297 | 0,297 | 0,0034 | 1,2 |
| Schwefel [Ma%] | 0,007 | 0,0074 | 0,0069 | 0,0073 | 0,007 | 0,0071 | 0,0002 | 2,7 |
| Phospor [Ma%] | 0,02 | 0,021 | 0,02 | 0,021 | 0,02 | 0,020 | 0,0005 | 2,4 |
| Nickel [Ma%] | 1,2 | 1,21 | 1,2 | 1,21 | 1,22 | 1,21 | 0,0075 | 0,6 |
| Molybdän [Ma%] | 0,143 | 0,142 | 0,143 | 0,144 | 0,144 | 0,143 | 0,0007 | 0,5 |
| Titan [Ma%] | 0,061 | 0,061 | 0,064 | 0,062 | 0,064 | 0,062 | 0,0014 | 2,2 |
| Bor [Ma %] | 0,0039 | 0,004 | 0,0038 | 0,0037 | 0,004 | 0,0039 | 0,0001 | 3,0 |
| Aluminium [Ma%] | 0,0039 | 0,0041 | 0,0039 | 0,0039 | 0,0041 | 0,0040 | 0,0001 | 2,5 |
| Niob [Ma%] | 0,0047 | 0,0046 | 0,0054 | 0,005 | 0,005 | 0,0049 | 0,0003 | 5,7 |
| Vanadium [Ma%] | <0,0010 | <0,0010 | <0,0010 | <0,0010 | <0,0010 | <0,0010 | <0,0010 | n.d. |
| Wolfram [Ma%] | <0,0070 | <0,0070 | <0,0070 | <0,0070 | <0,0070 | <0,0070 | <0,0070 | n.d. |
| Zirkon [Ma%] | 0,0027 | 0,0028 | 0,0031 | 0,0031 | 0,003 | 0,0029 | 0,0002 | 5,5 |
| Sauerstoff [Ma%] | 0,03912 | 0,040391 | 0,040436 | 0,040165 | 0,039205 | 0,0399 | 0,0006 | 1,5 |
| Stickstoff [Ma%] | 0,003186 | 0,003155 | 0,003165 | 0,003162 | 0,003147 | 0,0032 | 0,0000 | 0,4 |

A 19 Chemische Zusammensetzung Versuch 16-588/C-M21-15

| 17-781/B-M21-25 | 1 | 2 | 3 | 4 | 5 | d | s | sr [%] |
|------------------------|----------|----------|----------|----------|----------|-------------------|-------------------|-------------|
| Kohlenstoff [Ma%] | 0,056 | 0,052 | 0,045 | 0,045 | 0,053 | 0,050 | 0,0044 | 8,9 |
| Mangan [Ma%] | 1,65 | 1,66 | 1,67 | 1,66 | 1,66 | 1,66 | 0,0063 | 0,4 |
| Silizium [Ma%] | 0,284 | 0,281 | 0,275 | 0,282 | 0,28 | 0,280 | 0,0030 | 1,1 |
| Schwefel [Ma%] | 0,0042 | 0,0045 | 0,0044 | 0,0044 | 0,0044 | 0,0044 | 0,0001 | 2,2 |
| Phospor [Ma%] | 0,0084 | 0,0095 | 0,0097 | 0,0092 | 0,009 | 0,0092 | 0,0004 | 4,9 |
| Nickel [Ma%] | 0,71 | 0,72 | 0,75 | 0,75 | 0,72 | 0,73 | 0,0167 | 2,3 |
| Molybdän [Ma%] | 0,136 | 0,133 | 0,134 | 0,133 | 0,133 | 0,134 | 0,0012 | 0,9 |
| Titan [Ma%] | 0,045 | 0,044 | 0,044 | 0,046 | 0,045 | 0,045 | 0,0007 | 1,7 |
| Bor [Ma %] | 0,0038 | 0,0042 | 0,0038 | 0,0037 | 0,0038 | 0,0039 | 0,0002 | 4,5 |
| Aluminium [Ma%] | 0,006 | 0,0058 | 0,0049 | 0,0059 | 0,0052 | 0,0056 | 0,0004 | 7,8 |
| Niob [Ma%] | 0,0021 | 0,0021 | 0,0019 | 0,002 | 0,002 | 0,0020 | 0,0001 | 3,7 |
| Vanadium [Ma%] | <0,0010 | <0,0010 | <0,0010 | <0,0010 | <0,0010 | <0,0010 | <0,0010 | n.d. |
| Wolfram [Ma%] | <0,0070 | <0,0070 | <0,0070 | <0,0070 | <0,0070 | <0,0070 | <0,0070 | n.d. |
| Zirkon [Ma%] | 0,003 | 0,0031 | 0,0035 | 0,0032 | 0,003 | 0,0032 | 0,0002 | 5,9 |
| Sauerstoff [Ma%] | 0,042342 | 0,040087 | 0,038561 | 0,039641 | 0,040256 | 0,0402 | 0,0012 | 3,1 |
| Stickstoff [Ma%] | 0,003512 | 0,003057 | 0,0036 | 0,003183 | 0,003471 | 0,0034 | 0,0002 | 6,2 |

A 20 Chemische Zusammensetzung Versuch 17-588/B-M21-25

| 01-VM2MG-M21-15 | 1 [J] | 2 [J] | 3 [J] | d [J] | s [J] | T _{100J} [°C] |
|--------------------------|--------|--------|--------|-------|-------|------------------------|
| SG _{RT} | 106 | 67,7 | 125,5 | 99,7 | 24,0 | 20 |
| SG ₀ | 89,1 | 54,7 | 58,7 | 67,5 | 15,4 | |
| SG ₂₀ | 56,6 | 56,1 | 56,8 | 56,5 | 0,3 | |
| SG ₄₀ | 26,4 | 22,5 | 33,7 | 27,5 | 4,6 | |
| 02-588/1-M21-15 | 1 [J] | 2 [J] | 3 [J] | d [J] | s [J] | T _{100J} [°C] |
| SG _{RT} | 160,1 | 152,8 | 130,1 | 147,7 | 12,8 | -6 |
| SG ₀ | 105,3 | 116,2 | 111,2 | 110,9 | 4,5 | |
| SG ₂₀ | 89,1 | 79,7 | 67,9 | 78,9 | 8,7 | |
| SG ₄₀ | 70,8 | 63,5 | 60,3 | 64,9 | 4,4 | |
| 03-588/1-C1-15 | 1 [J] | 2 [J] | 3 [J] | d [J] | s [J] | T _{100J} [°C] |
| SG _{RT} | 111,1 | 82 | 92,8 | 95,3 | 12,0 | 25 |
| SG ₀ | 71,2 | 61,4 | 113 | 81,9 | 22,4 | |
| SG ₂₀ | 36,5 | 81,3 | 33,5 | 50,4 | 21,9 | |
| SG ₄₀ | 30,2 | 18 | 23,7 | 24,0 | 5,0 | |
| 04-588/1-M20-15 | 1 [J] | 2 [J] | 3 [J] | d [J] | s [J] | T _{100J} [°C] |
| SG _{RT} | 137,1 | 138,5 | 130,9 | 135,5 | 3,3 | -26 |
| SG ₀ | 121,9 | 124,2 | 119,2 | 121,8 | 2,0 | |
| SG ₂₀ | 104,1 | 112,7 | 110,3 | 109,0 | 3,6 | |
| SG ₄₀ | 73,2 | 70,4 | 75,5 | 73,0 | 2,1 | |
| 05-588/1-M13-15 | 1 [J] | 2 [J] | 3 [J] | d [J] | s [J] | T _{100J} [°C] |
| SG _{RT} | 123,3 | 132,4 | 134,2 | 130,0 | 4,8 | -38 |
| SG ₀ | 132,3 | 133 | 105,8 | 123,7 | 12,7 | |
| SG ₂₀ | 113,4 | 120,9 | 129,9 | 121,4 | 6,7 | |
| SG ₄₀ | 94,7 | 98,5 | 99,6 | 97,6 | 2,1 | |
| 06-588/1A2-M21-15 | 1 [J] | 2 [J] | 3 [J] | d [J] | s [J] | T _{100J} [°C] |
| SG _{RT} | 178,1 | 140,36 | 166,48 | 161,6 | 15,8 | -21 |
| SG ₀ | 113,17 | 162,72 | 161,79 | 145,9 | 23,1 | |
| SG ₂₀ | 100,04 | 106,8 | 96,89 | 101,2 | 4,1 | |
| SG ₄₀ | 85,45 | 84,23 | 79,7 | 83,1 | 2,5 | |
| 07-781/1A1-M21-15 | 1 [J] | 2 [J] | 3 [J] | d [J] | s [J] | T _{100J} [°C] |
| SG _{RT} | 96,02 | 150,09 | 84,73 | 110,3 | 28,5 | 14 |
| SG ₀ | 94,4 | 68,4 | 63,39 | 75,4 | 13,6 | |
| SG ₂₀ | 55,74 | 42,94 | 47,19 | 48,6 | 5,3 | |
| SG ₄₀ | 55,31 | 34,01 | 22,85 | 37,4 | 13,5 | |
| 08-781/1A1-M20-15 | 1 [J] | 2 [J] | 3 [J] | d [J] | s [J] | T _{100J} [°C] |
| SG _{RT} | 133,6 | 192 | 164,7 | 163,4 | 23,9 | -11 |
| SG ₀ | 171,9 | 117 | 128,1 | 139,0 | 23,7 | |
| SG ₂₀ | 55,7 | 75,6 | 69 | 66,8 | 8,3 | |
| SG ₄₀ | 39 | 45,9 | 68,9 | 51,3 | 12,8 | |
| 09-781/B-M21-15 | 1 [J] | 2 [J] | 3 [J] | d [J] | s [J] | T _{100J} [°C] |
| SG _{RT} | 152,1 | 157,5 | 145,2 | 151,6 | 5,0 | -46 |
| SG ₀ | 147,8 | 147,7 | 158,8 | 151,4 | 5,2 | |
| SG ₂₀ | 134,4 | 129,9 | 137,4 | 133,9 | 3,1 | |
| SG ₄₀ | 113 | 111 | 106 | 110,0 | 2,9 | |
| SG ₆₀ | 79,7 | 59,3 | 69,1 | 69,4 | 8,3 | |
| 10-781/A-M21-15 | 1 [J] | 2 [J] | 3 [J] | d [J] | s [J] | T _{100J} [°C] |
| SG _{RT} | 178,1 | 166,9 | 141,5 | 162,2 | 15,3 | -49 |
| SG ₀ | 149,9 | 176 | 170 | 165,3 | 11,2 | |
| SG ₂₀ | 183,9 | 103,6 | 133,8 | 140,4 | 33,1 | |
| SG ₄₀ | 87,2 | 120 | 117,7 | 108,3 | 14,9 | |
| SG ₆₀ | 102 | 88,2 | 95,1 | 95,1 | 5,6 | |

| 11-781/A0,5-M21-15 | 1 [J] | 2 [J] | 3 [J] | d [J] | s [J] | T _{100J} [°C] |
|---------------------------|-------|-------|-------|--------------|-------------|------------------------|
| SG _{RT} | 180,6 | 222 | 162,1 | 188,2 | 25,0 | -14 |
| SG ₀ | 185,9 | 185,1 | 182,7 | 184,6 | 1,4 | |
| SG ₂₀ | 57,5 | 94,7 | 42,8 | 65,0 | 21,8 | |
| SG ₄₀ | 60,8 | 20,2 | 28,1 | 36,4 | 17,6 | |
| 12-781/A0,0-M21-15 | 1 [J] | 2 [J] | 3 [J] | d [J] | s [J] | T _{100J} [°C] |
| SG _{RT} | 204 | 211,6 | 226 | 213,9 | 9,1 | -11 |
| SG ₀ | 192 | 107,8 | 149,3 | 149,7 | 34,4 | |
| SG ₂₀ | 61,8 | 54 | 68,6 | 61,5 | 6,0 | |
| SG ₄₀ | 37,1 | 55,8 | 42 | 45,0 | 7,9 | |
| 13-588/2-M21-15 | 1 [J] | 2 [J] | 3 [J] | d [J] | s [J] | T _{100J} [°C] |
| SG _{RT} | 130,3 | 137,3 | 108,9 | 125,5 | 12,1 | 3 |
| SG ₀ | 95,3 | 84,4 | 106,8 | 95,5 | 9,1 | |
| SG ₂₀ | 48,7 | 41,8 | 57,6 | 49,4 | 6,5 | |
| SG ₄₀ | 38,1 | 33 | 38,5 | 36,5 | 2,5 | |
| 14-588/2BA-M21-15 | 1 [J] | 2 [J] | 3 [J] | d [J] | s [J] | T _{100J} [°C] |
| SG _{RT} | 160,8 | 155,9 | 156,4 | 157,7 | 2,2 | -26 |
| SG ₀ | 130,5 | 131,3 | 128,9 | 130,2 | 1,0 | |
| SG ₂₀ | 110,7 | 108,7 | 103,8 | 107,7 | 2,9 | |
| SG ₄₀ | 75,5 | 74,5 | 83,9 | 78,0 | 4,2 | |
| SG ₆₀ | 59,8 | 53,6 | 58,6 | 57,3 | 2,7 | |
| | | | | | | |
| 15-588/1B2-M21-15 | 1 [J] | 2 [J] | 3 [J] | d [J] | s [J] | T _{100J} [°C] |
| SG _{RT} | 152,1 | 160,1 | 154,4 | 155,5 | 3,4 | -17 |
| SG ₀ | 124,9 | 149,9 | 133,3 | 136,0 | 10,4 | |
| SG ₂₀ | 82,1 | 116,6 | 88,3 | 95,7 | 15,0 | |
| SG ₄₀ | 81,1 | 59,6 | 84,3 | 75,0 | 11,0 | |
| 16-781/C-M21-15 | 1 [J] | 2 [J] | 3 [J] | d [J] | s [J] | T _{100J} [°C] |
| SG _{RT} | 158,4 | 160,2 | 147 | 155,2 | 5,8 | -32 |
| SG ₀ | 142,2 | 145,3 | 142,1 | 143,2 | 1,5 | |
| SG ₂₀ | 110,4 | 105,4 | 123,9 | 113,2 | 7,8 | |
| SG ₄₀ | 83,1 | 92,7 | 99,5 | 91,8 | 6,7 | |
| 17-588/B-M21-25 | 1 [J] | 2 [J] | 3 [J] | d [J] | s [J] | T _{100J} [°C] |
| SG ₂₀ | 179,3 | 197,0 | 209,8 | 195,4 | 12,5 | <-60 |
| SG ₄₀ | 175,8 | 184,5 | 184,0 | 181,4 | 4,0 | |
| SG ₆₀ | 168,1 | 184,5 | 184,0 | 178,9 | 7,6 | |

| | | | | | |
|--|-------|-------|-------|------|--------|
| 01-VM2MG-M21-15 | 1 | 2 | d | s | sr [%] |
| R _{eh} /R _{p0,2} [MPa] | 533,7 | 479 | 506,4 | 27,4 | 5,4 |
| R _m [MPa] | 687,9 | 612 | 650,0 | 38,0 | 5,8 |
| A [%] | 28,8 | 23 | 25,9 | 2,9 | 11,2 |
| Z [%] | 60,3 | 61,8 | 61,1 | 0,8 | 1,2 |
| 02-588/1-M21-15 | 1 | 2 | d | s | sr [%] |
| R _{eh} /R _{p0,2} [MPa] | 484,4 | 537,2 | 510,8 | 26,4 | 5,2 |
| R _m [MPa] | 672,5 | 681,2 | 676,9 | 4,4 | 0,6 |
| A [%] | 21,2 | 29,5 | 25,4 | 4,2 | 16,4 |
| Z [%] | 63,2 | 67 | 65,1 | 1,9 | 2,9 |
| 03-588/1-C1-15 | 1 | 2 | d | s | sr [%] |
| R _{eh} /R _{p0,2} [MPa] | 446,2 | 440 | 443,1 | 3,1 | 0,7 |
| R _m [MPa] | 574,1 | 568,2 | 571,2 | 2,9 | 0,5 |
| A [%] | 31,7 | 31,3 | 31,5 | 0,2 | 0,6 |
| Z [%] | 70,4 | 69,5 | 70,0 | 0,5 | 0,6 |
| 04-588/1-M20-15 | 1 | 2 | d | s | sr [%] |
| R _{eh} /R _{p0,2} [MPa] | 540 | 563 | 551,5 | 11,5 | 2,1 |
| R _m [MPa] | 775 | 744 | 759,5 | 15,5 | 2,0 |
| A [%] | 23,2 | 24 | 23,6 | 0,4 | 1,7 |
| Z [%] | 64,5 | 65 | 64,8 | 0,3 | 0,4 |
| 05-588/1-M13-15 | 1 | 2 | d | s | sr [%] |
| R _{eh} /R _{p0,2} [MPa] | 566,6 | 542 | 554,3 | 12,3 | 2,2 |
| R _m [MPa] | 752,3 | 744,3 | 748,3 | 4,0 | 0,5 |
| A [%] | 26,3 | 26,5 | 26,4 | 0,1 | 0,4 |
| Z [%] | 60,2 | 62,2 | 61,2 | 1,0 | 1,6 |
| 06-588/1A2-M21-15 | 1 | 2 | d | s | sr [%] |
| R _{eh} /R _{p0,2} [MPa] | 567,8 | 556,5 | 562,2 | 5,6 | 1,0 |
| R _m [MPa] | 669,5 | 660,4 | 665,0 | 4,6 | 0,7 |
| A [%] | 28,9 | 29 | 29,0 | 0,1 | 0,2 |
| Z [%] | 68,4 | 67,8 | 68,1 | 0,3 | 0,4 |
| 07-781/1A1-M21-15 | 1 | 2 | d | s | sr [%] |
| R _{eh} /R _{p0,2} [MPa] | 498,1 | 498,8 | 498,5 | 0,3 | 0,1 |
| R _m [MPa] | 603,8 | 606,5 | 605,2 | 1,4 | 0,2 |
| A [%] | 26,1 | 28,2 | 27,2 | 1,1 | 3,9 |
| Z [%] | 67,8 | 68 | 67,9 | 0,1 | 0,1 |
| 08-781/1A1-M20-15 | 1 | 2 | d | s | sr [%] |
| R _{eh} /R _{p0,2} [MPa] | 521,9 | 504,7 | 513,3 | 8,6 | 1,7 |
| R _m [MPa] | 623,8 | 617,3 | 620,6 | 3,3 | 0,5 |
| A [%] | 29,4 | 27,1 | 28,3 | 1,2 | 4,1 |
| Z [%] | 70,9 | 67,7 | 69,3 | 1,6 | 2,3 |
| 09-781/B-M21-15 | 1 | 2 | d | s | sr [%] |
| R _{eh} /R _{p0,2} [MPa] | 551,9 | 546,9 | 549,4 | 2,5 | 0,5 |
| R _m [MPa] | 704,8 | 698,9 | 701,9 | 2,9 | 0,4 |
| A [%] | 20,1 | 23 | 21,6 | 1,5 | 6,7 |
| Z [%] | 61,4 | 65,5 | 63,5 | 2,1 | 3,2 |
| 10-781/A-M21-15 | 1 | 2 | d | s | sr [%] |
| R _{eh} /R _{p0,2} [MPa] | 565 | 511 | 538,0 | 27,0 | 5,0 |
| R _m [MPa] | 614 | 614 | 614,0 | 0,0 | 0,0 |
| A [%] | 24 | 21,6 | 22,8 | 1,2 | 5,3 |
| Z [%] | 64 | 66 | 65,0 | 1,0 | 1,5 |

| | | | | | |
|--|-------|-------|--------------|-------------|-------------|
| 11-781/A0.5-M21-15 | 1 | 2 | d | s | sr [%] |
| R _{eh} /R _{p0.2} [MPa] | 476 | 512 | 494,0 | 18,0 | 3,6 |
| R _m [MPa] | 585 | 583 | 584,0 | 1,0 | 0,2 |
| A [%] | 20 | 26 | 23,0 | 3,0 | 13,0 |
| Z [%] | 68 | 66 | 67,0 | 1,0 | 1,5 |
| 12-781/A0.0-M21-15 | 1 | 2 | d | s | sr [%] |
| R _{eh} /R _{p0.2} [MPa] | 506 | 455 | 480,5 | 25,5 | 5,3 |
| R _m [MPa] | 568 | 566 | 567,0 | 1,0 | 0,2 |
| A [%] | 23 | 25 | 24,0 | 1,0 | 4,2 |
| Z [%] | 66 | 70 | 68,0 | 2,0 | 2,9 |
| 13-588/2-M21-15 | 1 | 2 | d | s | sr [%] |
| R _{eh} /R _{p0.2} [MPa] | 522,1 | 471,4 | 496,8 | 25,4 | 5,1 |
| R _m [MPa] | 644,3 | 652,3 | 648,3 | 4,0 | 0,6 |
| A [%] | 29,9 | 24,7 | 27,3 | 2,6 | 9,5 |
| Z [%] | 66,5 | 58,9 | 62,7 | 3,8 | 6,1 |
| 14-588/2BA-M21-15 | 1 | 2 | d | s | sr [%] |
| R _{eh} /R _{p0.2} [MPa] | 534,8 | 544,4 | 539,6 | 4,8 | 0,9 |
| R _m [MPa] | 725 | 737,1 | 731,1 | 6,1 | 0,8 |
| A [%] | 23,7 | 23,5 | 23,6 | 0,1 | 0,4 |
| Z [%] | 59,1 | 61,6 | 60,4 | 1,3 | 2,1 |
| 15-588/1B2-M21-15 | 1 | 2 | d | s | sr [%] |
| R _{eh} /R _{p0.2} [MPa] | 559,4 | 534,7 | 547,1 | 12,4 | 2,3 |
| R _m [MPa] | 724 | 747,8 | 735,9 | 11,9 | 1,6 |
| A ₄₀ [%] | 27,4 | 20,3 | 23,9 | 3,5 | 14,9 |
| Z [%] | 66,4 | 64,8 | 65,6 | 0,8 | 1,2 |
| 16-781/C-M21-15 | 1 | 2 | d | s | sr [%] |
| R _{eh} /R _{p0.2} [MPa] | 538,3 | 547,3 | 542,8 | 4,5 | 0,8 |
| R _m [MPa] | 736,2 | 720,8 | 728,5 | 7,7 | 1,1 |
| A [%] | 22,4 | 20,5 | 21,5 | 0,9 | 4,4 |
| Z [%] | 57,2 | 61,8 | 59,5 | 2,3 | 3,9 |
| 17-781/B-M21-25 | 1 | 2 | d | s | sr [%] |
| R _{eh} /R _{p0.2} [MPa] | 544 | 522 | 533,0 | 11,0 | 2,1 |
| R _m [MPa] | 665 | 664 | 664,5 | 0,5 | 0,1 |
| A [%] | 21,6 | 23 | 22,3 | 0,7 | 3,1 |
| Z [%] | 69 | 71 | 70,0 | 1,0 | 1,4 |

A 24

Zugversuche Versuche 11-17

| Schweißguthärte | 1 | 2 | 3 | 3 | 5 | d | s | sr [%] |
|---------------------------------|-----|-----|-----|-----|-----|--------------|------------|------------|
| 01-VM2MG-M21-15 [HV10] | 200 | 199 | 198 | 202 | 200 | 199,8 | 1,3 | 0,7 |
| 03-588/1-C1-15 [HV10] | 213 | 212 | 215 | 211 | 212 | 212,6 | 1,4 | 0,6 |
| 02-588/1-M21-15 [HV10] | 180 | 172 | 175 | 176 | 176 | 175,8 | 2,6 | 1,5 |
| 04-588/1-M20-15 [HV10] | 236 | 236 | 232 | 235 | 234 | 234,6 | 1,5 | 0,6 |
| 05-588/1-M13-15 [HV10] | 230 | 232 | 235 | 235 | 235 | 233,4 | 2,1 | 0,9 |
| 06-588/1A2-M21-6 [HV10] | 214 | 212 | 209 | 214 | 213 | 212,4 | 1,9 | 0,9 |
| 07-781/1A1-M21-15 [HV10] | 200 | 199 | 199 | 196 | 200 | 198,8 | 1,5 | 0,7 |
| 08-781/1A1-M20-15 [HV10] | 196 | 196 | 191 | 194 | 196 | 194,6 | 2,0 | 1,0 |
| 09-781/B-M21-15 [HV10] | 224 | 227 | 226 | 224 | 221 | 224,4 | 2,1 | 0,9 |
| 10-781/A-M21-15 [HV10] | 197 | 204 | 209 | 204 | 204 | 203,6 | 3,8 | 1,9 |
| 11-781/0,5-M21-15 [HV10] | 180 | 187 | 178 | 175 | 173 | 178,6 | 4,8 | 2,7 |
| 12-781/0,0-M21-15 [HV10] | 158 | 158 | 161 | 161 | 162 | 160,0 | 1,7 | 1,0 |
| 13-588/2-M21-15 [HV10] | 219 | 215 | 214 | 217 | 215 | 216,0 | 1,8 | 0,8 |
| 14-588/2BA-M21-15 [HV10] | 239 | 226 | 231 | 235 | 239 | 234,0 | 5,0 | 2,1 |
| 15-588/1B2-M21-15 [HV10] | 233 | 231 | 234 | 230 | 231 | 231,8 | 1,5 | 0,6 |
| 16-781/C-M21-15 [HV10] | 231 | 227 | 231 | 227 | 232 | 229,6 | 2,2 | 0,9 |
| 17-781/B-M21-25 [HV10] | 217 | 219 | 217 | 219 | 216 | 217,6 | 1,2 | 0,6 |

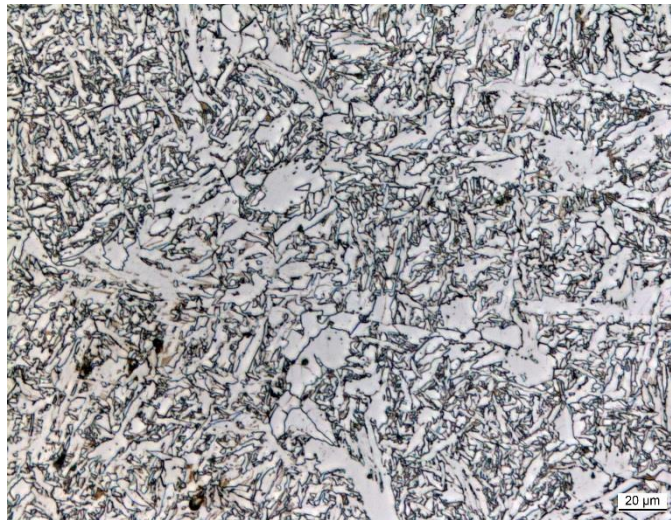
A 25

Schweißguthärte Versuche 01-17

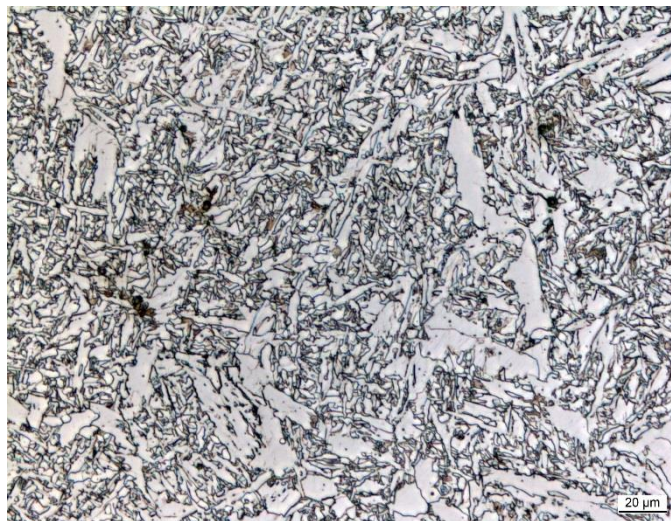
| | | | | | | |
|--------------------------|-------|-------|-------|------|------|--------|
| 01-VM2MG-M21-15 | 1 | 2 | 3 | d | s | sr [%] |
| AF [%] | 49,50 | 44,44 | 48,50 | 47,5 | 2,2 | 4,6 |
| PF [%] | 29,30 | 32,30 | 36,40 | 32,7 | 2,9 | 8,9 |
| PF (GB) [%] | 15,20 | 16,20 | 19,10 | 16,8 | 1,7 | 9,8 |
| FS [%] | 21,20 | 21,20 | 12,10 | 18,2 | 4,3 | 23,6 |
| FS (GB) [%] | 6,10 | 5,00 | 4,00 | 5,0 | 0,9 | 17,0 |
| FCA [%] | 0,00 | 2,10 | 2,80 | 1,6 | 1,2 | 72,8 |
| M/LB [%] | 0,00 | 0,00 | 0,00 | 0,0 | 0,0 | n.d. |
| α_{GB} [%] | 21,30 | 21,20 | 23,10 | 21,9 | 0,87 | 4,0 |
| 02-588/1-M21-15 | 1 | 2 | 3 | d | s | sr [%] |
| AF [%] | 73,70 | 65,70 | 64,60 | 68,0 | 4,1 | 6,0 |
| PF [%] | 20,50 | 25,30 | 23,20 | 23,0 | 2,0 | 8,5 |
| PF (GB) [%] | 11,10 | 11,30 | 13,10 | 11,8 | 0,9 | 7,6 |
| FS [%] | 5,10 | 8,80 | 11,10 | 8,3 | 2,5 | 29,7 |
| FS (GB) [%] | 2,00 | 1,00 | 2,00 | 1,7 | 0,5 | 28,3 |
| FCA [%] | 1,00 | 0,00 | 1,00 | 0,7 | 0,5 | 70,7 |
| M/LB [%] | 0,00 | 0,00 | 0,00 | 0,0 | 0,0 | n.d. |
| α_{GB} [%] | 13,10 | 12,30 | 15,10 | 13,5 | 1,18 | 8,7 |
| 03-588/1-C1-15 | 1 | 2 | 3 | d | s | sr [%] |
| AF [%] | 27,20 | 26,30 | 19,20 | 24,2 | 3,6 | 14,8 |
| PF [%] | 55,60 | 57,60 | 59,60 | 57,6 | 1,6 | 2,8 |
| PF (GB) [%] | 24,30 | 25,40 | 21,90 | 23,9 | 1,5 | 6,1 |
| FS [%] | 13,10 | 15,20 | 17,20 | 15,2 | 1,7 | 11,0 |
| FS (GB) [%] | 5,10 | 5,10 | 5,10 | 5,1 | 0,0 | 0,0 |
| FCA [%] | 4,10 | 1,00 | 4,00 | 3,0 | 1,4 | 47,4 |
| M/LB [%] | 0,00 | 0,00 | 0,00 | 0,0 | 0,0 | n.d. |
| α_{GB} [%] | 29,40 | 30,50 | 27,00 | 29,0 | 1,46 | 5,0 |
| 04-588/1-M20-15 | 1 | 2 | 3 | d | s | sr [%] |
| AF [%] | 75,80 | 73,70 | 75,80 | 75,1 | 1,0 | 1,3 |
| PF [%] | 15,10 | 16,20 | 17,20 | 16,2 | 0,9 | 5,3 |
| PF (GB) [%] | 8,10 | 7,10 | 7,10 | 7,4 | 0,5 | 6,3 |
| FS [%] | 8,10 | 9,10 | 6,10 | 7,8 | 1,2 | 16,1 |
| FS (GB) [%] | 5,10 | 2,00 | 3,00 | 3,4 | 1,3 | 38,4 |
| FCA [%] | 1,00 | 1,00 | 0,00 | 0,7 | 0,5 | n.d. |
| M/LB [%] | 0,00 | 0,00 | 1,00 | 0,3 | 0,5 | 141,4 |
| α_{GB} [%] | 13,20 | 9,10 | 10,10 | 10,8 | 1,75 | 16,2 |
| 05-588/1-M13-15 | 1 | 2 | 3 | d | s | sr [%] |
| AF [%] | 85,90 | 80,80 | 82,80 | 83,2 | 2,1 | 2,5 |
| PF [%] | 10,10 | 17,10 | 15,20 | 14,1 | 3,0 | 20,9 |
| PF (GB) [%] | 5,10 | 6,10 | 5,10 | 5,4 | 0,5 | 8,7 |
| FS [%] | 4,00 | 2,00 | 2,00 | 2,7 | 0,9 | 35,4 |
| FS (GB) [%] | 3,00 | 1,00 | 2,00 | 2,0 | 0,8 | 40,8 |
| FCA [%] | 0,00 | 0,00 | 0,00 | 0,0 | 0,0 | n.d. |
| M/LB [%] | 0,00 | 0,00 | 0,00 | 0,0 | 0,0 | n.d. |
| α_{GB} [%] | 8,10 | 7,10 | 7,10 | 7,4 | 0,47 | 6,3 |
| 06-588/1A2-M21-15 | 1 | 2 | 3 | d | s | sr [%] |
| AF [%] | 70,10 | 72,70 | 67,20 | 70,0 | 2,2 | 3,2 |
| PF [%] | 28,80 | 24,30 | 31,80 | 28,3 | 3,1 | 10,9 |
| PF (GB) [%] | 10,00 | 10,00 | 10,00 | 10,0 | 0,0 | 0,0 |
| FS [%] | 1,00 | 3,00 | 1,00 | 1,7 | 0,9 | 56,6 |
| FS (GB) [%] | 1,00 | 3,00 | 1,00 | 1,7 | 0,9 | 56,6 |
| FCA [%] | 0,00 | 0,00 | 0,00 | 0,0 | 0,0 | n.d. |
| M/LB [%] | 0,00 | 0,00 | 0,00 | 0,0 | 0,0 | n.d. |
| α_{GB} [%] | 11,00 | 13,00 | 11,00 | 11,7 | 0,94 | 8,1 |

| | | | | | | |
|--------------------------|-------|-------|-------|------|-------|--------|
| 07-781/1A1-M21-15 | 1 | 2 | 3 | d | s | sr [%] |
| AF [%] | 59,60 | 54,50 | 39,40 | 51,2 | 8,6 | 16,8 |
| PF [%] | 38,40 | 42,40 | 52,50 | 44,4 | 5,9 | 13,4 |
| PF (GB) [%] | 17,20 | 21,20 | 18,20 | 18,9 | 1,7 | 9,0 |
| FS [%] | 2,00 | 3,00 | 8,10 | 4,4 | 2,7 | 61,2 |
| FS (GB) [%] | 2,00 | 2,00 | 4,00 | 2,7 | 0,9 | 35,4 |
| FCA [%] | 0,00 | 0,00 | 0,00 | 0,0 | 0,0 | n.d. |
| M/LB [%] | 0,00 | 0,00 | 0,00 | 0,0 | 0,0 | n.d. |
| α_{GB} [%] | 19,20 | 23,20 | 22,20 | 21,5 | 1,70 | 7,9 |
| 08-781/1A1-M20-15 | 1 | 2 | 3 | d | s | sr [%] |
| AF [%] | 56,60 | 55,60 | 53,50 | 55,2 | 1,3 | 2,3 |
| PF [%] | 39,40 | 41,40 | 39,40 | 40,1 | 0,9 | 2,4 |
| PF (GB) [%] | 8,10 | 13,10 | 17,20 | 12,8 | 3,7 | 29,1 |
| FS [%] | 4,00 | 3,00 | 7,10 | 4,7 | 1,7 | 37,1 |
| FS (GB) [%] | 2,00 | 2,00 | 4,00 | 2,7 | 0,9 | 35,4 |
| FCA [%] | 0,00 | 0,00 | 0,00 | 0,0 | 0,0 | n.d. |
| M/LB [%] | 0,00 | 0,00 | 0,00 | 0,0 | 0,0 | n.d. |
| α_{GB} [%] | 10,10 | 15,10 | 21,20 | 15,5 | 4,54 | 29,3 |
| 09-781/B-M21-15 | 1 | 2 | 3 | d | s | sr [%] |
| AF [%] | 68,70 | 70,70 | 68,70 | 69,4 | 0,9 | 1,4 |
| PF [%] | 22,20 | 17,20 | 14,10 | 17,8 | 3,3 | 18,7 |
| PF (GB) [%] | 5,10 | 2,00 | 1,00 | 2,7 | 1,7 | 64,6 |
| FS [%] | 9,10 | 12,10 | 16,20 | 12,5 | 2,9 | 23,3 |
| FS (GB) [%] | 5,10 | 2,00 | 2,00 | 3,0 | 1,5 | 48,2 |
| FCA [%] | 0,00 | 0,00 | 1,00 | 0,3 | 0,5 | 141,4 |
| M/LB [%] | 0,00 | 0,00 | 0,00 | 0,0 | 0,0 | n.d. |
| α_{GB} [%] | 10,20 | 4,00 | 3,00 | 5,7 | 3,18 | 55,5 |
| 10-781/A-M21-15 | 1 | 2 | 3 | d | s | sr [%] |
| AF [%] | 67,70 | 69,70 | 69,70 | 69,0 | 0,9 | 1,4 |
| PF [%] | 24,20 | 18,20 | 20,20 | 20,9 | 2,5 | 12,0 |
| PF (GB) [%] | 17,20 | 6,10 | 11,10 | 11,5 | 4,5 | 39,6 |
| FS [%] | 8,10 | 12,10 | 10,10 | 10,1 | 1,6 | 16,2 |
| FS (GB) [%] | 3,00 | 2,00 | 3,00 | 2,7 | 0,5 | 17,7 |
| FCA [%] | 0,00 | 0,00 | 0,00 | 0,0 | 0,0 | n.d. |
| M/LB [%] | 0,00 | 0,00 | 0,00 | 0,0 | 0,0 | n.d. |
| α_{GB} [%] | 20,20 | 8,10 | 14,10 | 14,1 | 4,94 | 35,0 |
| 11-781/0,5-M21-15 | 1 | 2 | 3 | d | s | sr [%] |
| AF [%] | 59,60 | 63,60 | 57,60 | 60,3 | 2,5 | 4,1 |
| PF [%] | 25,30 | 23,20 | 25,30 | 24,6 | 1,0 | 4,0 |
| PF (GB) [%] | 14,10 | 15,20 | 29,30 | 19,5 | 6,9 | 35,4 |
| FS [%] | 15,20 | 13,10 | 17,20 | 15,2 | 1,7 | 11,0 |
| FS (GB) [%] | 0,00 | 2,00 | 9,10 | 3,7 | 3,9 | 105,5 |
| FCA [%] | 0,00 | 0,00 | 0,00 | 0,0 | 0,0 | n.d. |
| M/LB [%] | 0,00 | 0,00 | 0,00 | 0,0 | 0,0 | n.d. |
| α_{GB} [%] | 14,10 | 17,20 | 38,40 | 23,2 | 10,80 | 46,5 |
| 12-781/0,0-M21-15 | 1 | 2 | 3 | d | s | sr [%] |
| AF [%] | 40,40 | 41,40 | 41,40 | 41,1 | 0,5 | 1,1 |
| PF [%] | 48,50 | 44,40 | 45,50 | 46,1 | 1,7 | 3,8 |
| PF (GB) [%] | 27,30 | 24,20 | 25,30 | 25,6 | 1,3 | 5,0 |
| FS [%] | 11,10 | 14,10 | 13,10 | 12,8 | 1,2 | 9,8 |
| FS (GB) [%] | 7,10 | 4,00 | 7,10 | 6,1 | 1,5 | 24,1 |
| FCA [%] | 0,00 | 0,00 | 0,00 | 0,0 | 0,0 | n.d. |
| M/LB [%] | 0,00 | 0,00 | 0,00 | 0,0 | 0,0 | n.d. |
| α_{GB} [%] | 34,40 | 28,20 | 32,40 | 31,7 | 2,58 | 8,2 |

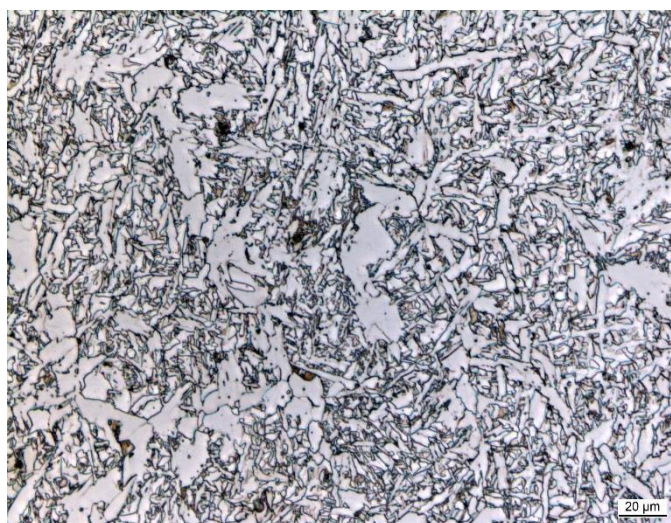
| 13-588/2-M21-15 | 1 | 2 | 3 | d | s | sr [%] |
|--------------------------|-------|-------|-------|-------------|-------------|--------------|
| AF [%] | 62,60 | 69,70 | 68,70 | 67,0 | 3,1 | 4,7 |
| PF [%] | 18,20 | 15,20 | 16,20 | 16,5 | 1,2 | 7,5 |
| PF (GB) [%] | 10,10 | 8,10 | 10,10 | 9,4 | 0,9 | 10,0 |
| FS [%] | 18,20 | 15,20 | 14,10 | 15,8 | 1,7 | 10,9 |
| FS (GB) [%] | 5,10 | 6,10 | 10,10 | 7,1 | 2,2 | 30,4 |
| FCA [%] | 1,00 | 0,00 | 1,00 | 0,7 | 0,5 | 70,7 |
| M/LB [%] | 0,00 | 0,00 | 0,00 | 0,0 | 0,0 | n.d. |
| α_{GB} [%] | 15,20 | 14,20 | 20,20 | 16,5 | 2,62 | 15,9 |
| 14-588/2BA-M21-15 | 1 | 2 | 3 | d | s | sr [%] |
| AF [%] | 60,60 | 67,70 | 63,70 | 64,0 | 2,9 | 4,5 |
| PF [%] | 15,20 | 13,10 | 14,10 | 14,1 | 0,9 | 6,1 |
| PF (GB) [%] | 6,10 | 4,00 | 5,10 | 5,1 | 0,9 | 16,9 |
| FS [%] | 21,20 | 18,20 | 19,20 | 19,5 | 1,2 | 6,4 |
| FS (GB) [%] | 7,10 | 4,00 | 5,10 | 5,4 | 1,3 | 23,8 |
| FCA [%] | 0,00 | 0,00 | 0,00 | 0,0 | 0,0 | n.d. |
| M/LB [%] | 3,00 | 1,00 | 3,00 | 2,3 | 0,9 | 40,4 |
| α_{GB} [%] | 13,20 | 8,00 | 10,20 | 10,5 | 2,13 | 20,4 |
| 15-588/1B2-M21-15 | 1 | 2 | 3 | d | s | sr [%] |
| AF [%] | 74,80 | 71,70 | 70,70 | 72,4 | 1,7 | 2,4 |
| PF [%] | 16,20 | 15,20 | 18,20 | 16,5 | 1,2 | 7,5 |
| PF (GB) [%] | 4,00 | 4,00 | 3,00 | 3,7 | 0,5 | 12,9 |
| FS [%] | 9,10 | 13,10 | 11,20 | 11,1 | 1,6 | 14,7 |
| FS (GB) [%] | 4,00 | 8,10 | 6,10 | 6,1 | 1,7 | 27,6 |
| FCA [%] | 0,00 | 0,00 | 0,00 | 0,0 | 0,0 | n.d. |
| M/LB [%] | 0,00 | 0,00 | 0,00 | 0,0 | 0,0 | n.d. |
| α_{GB} [%] | 8,00 | 12,10 | 9,10 | 9,7 | 1,73 | 17,8 |
| 16-781/C-M21-15 | 1 | 2 | 3 | d | s | sr [%] |
| AF [%] | 65,60 | 60,60 | 62,70 | 63,0 | 2,0 | 3,3 |
| PF [%] | 20,20 | 20,20 | 21,20 | 20,5 | 0,5 | 2,3 |
| PF (GB) [%] | 4,00 | 3,00 | 4,00 | 3,7 | 0,5 | 12,9 |
| FS [%] | 14,10 | 17,20 | 13,10 | 14,8 | 1,7 | 11,8 |
| FS (GB) [%] | 2,00 | 5,10 | 3,00 | 3,4 | 1,3 | 38,4 |
| FCA [%] | 0,00 | 0,00 | 0,00 | 0,0 | 0,0 | n.d. |
| M/LB [%] | 0,00 | 2,00 | 3,00 | 1,7 | 1,2 | 74,8 |
| α_{GB} [%] | 6,00 | 8,10 | 7,00 | 7,0 | 0,86 | 12,2 |
| 17-781/B-M21-25 | 1 | 2 | 3 | d | s | sr [%] |
| AF [%] | 75,00 | 78,00 | 78,00 | 77,0 | 1,4 | 1,8 |
| PF [%] | 13,10 | 10,00 | 10,00 | 11,0 | 1,5 | 13,2 |
| PF (GB) [%] | 0,00 | 2,00 | 0,00 | 0,7 | 0,9 | 141,4 |
| FS [%] | 12,10 | 12,10 | 12,10 | 12,1 | 0,0 | 0,0 |
| FS (GB) [%] | 1,00 | 3,00 | 3,00 | 2,3 | 0,9 | 40,4 |
| FCA [%] | 0,00 | 0,00 | 0,00 | 0,0 | 0,0 | n.d. |
| M/LB [%] | 0,00 | 0,00 | 0,00 | 0,0 | 0,0 | n.d. |
| α_{GB} [%] | 1,00 | 5,00 | 3,00 | 3,0 | 1,63 | 54,4 |



A 29 *Matrixgefüge 01-VM2MG-M21-15, Bild 1*



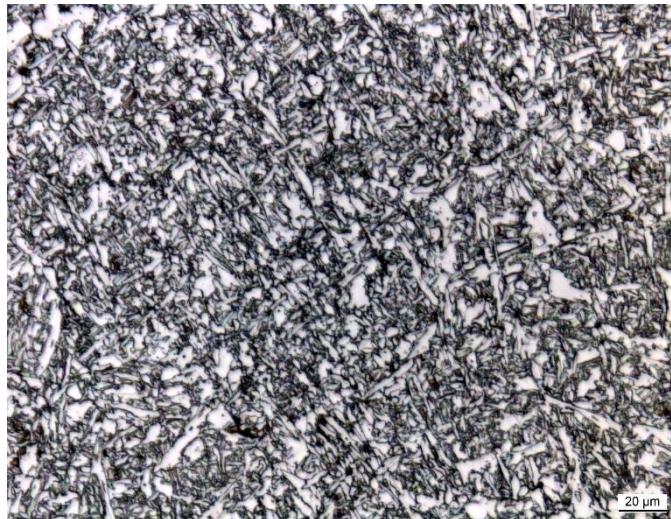
A 30 *Matrixgefüge 01-VM2MG-M21-15, Bild 2*



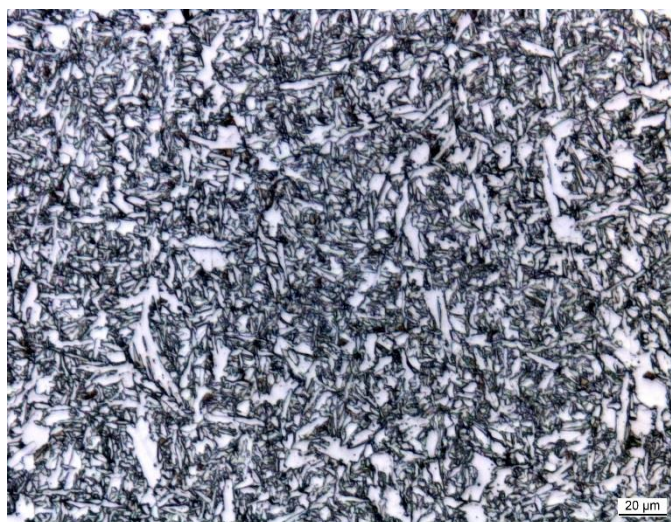
A 31 *Matrixgefüge 01-VM2MG-M21-15, Bild 3*



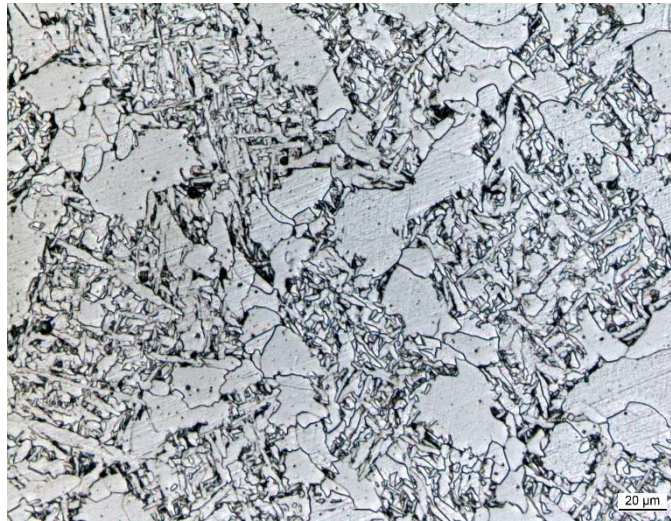
A 32 *Matrixgefüge 02-588/1-M21-15, Bild 1*



A 33 *Matrixgefüge 02-588/1-M21-15, Bild 2*



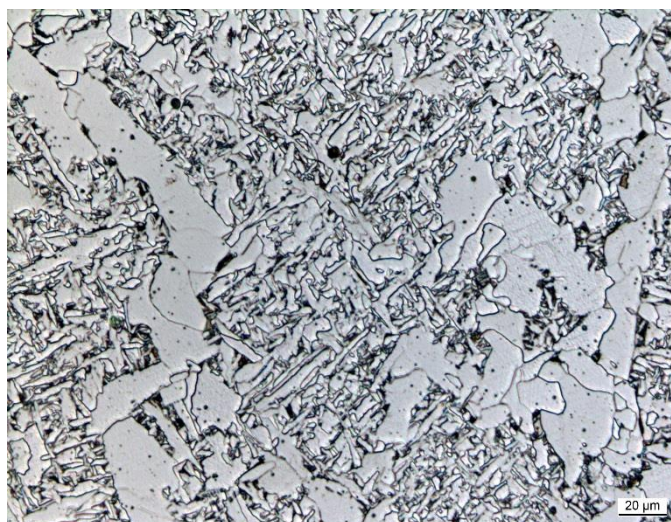
A 34 *Matrixgefüge 02-588/1-M21-15, Bild 3*



A 35 *Matrixgefüge 03-588/1-C1-15, Bild 1*



A 36 *Matrixgefüge 03-588/1-C1-15, Bild 2*



A 37 *Matrixgefüge 03-588/1-C1-15, Bild 3*



A 38 *Matrixgefüge 04-588/1-M20-15, Bild 1*



A 39 *Matrixgefüge 04-588/1-M20-15, Bild 2*



A 40 *Matrixgefüge 04-588/1-M20-15, Bild 3*



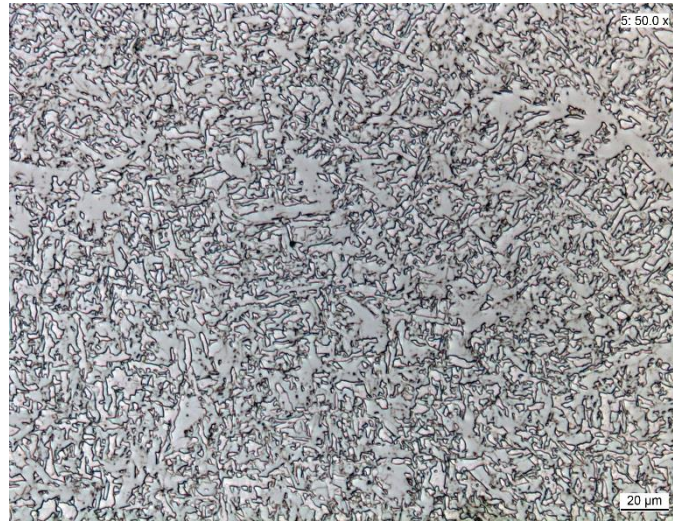
A 41 *Matrixgefüge 05-588/1-M13-15, Bild 1*



A 42 *Matrixgefüge 05-588/1-M13-15, Bild 2*



A 43 *Matrixgefüge 05-588/1-M13-15, Bild 3*



A 44 *Matrixgefüge 06-588/1A2-M21-15, Bild 1*



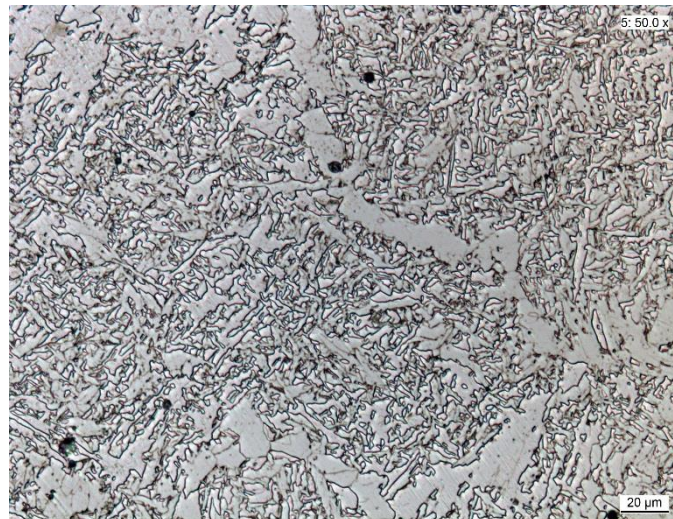
A 45 *Matrixgefüge 06-588/1A2-M21-15, Bild 2*



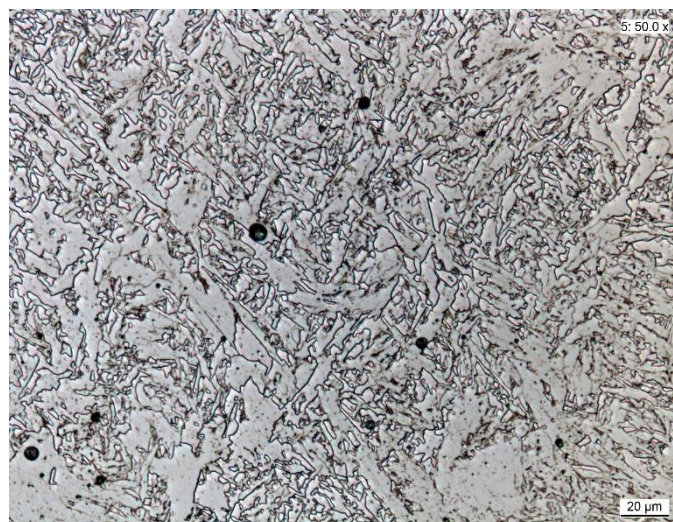
A 46 *Matrixgefüge 06-588/1A2-M21-15, Bild 3*



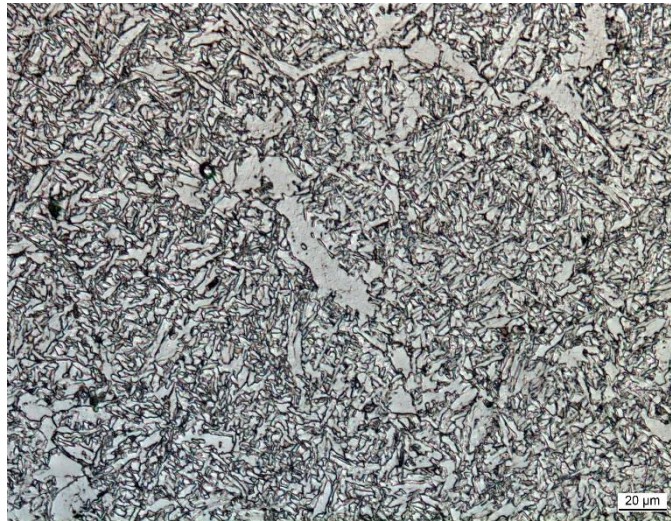
A 47 *Matrixgefüge 07-781/1A1-M21-15, Bild 1*



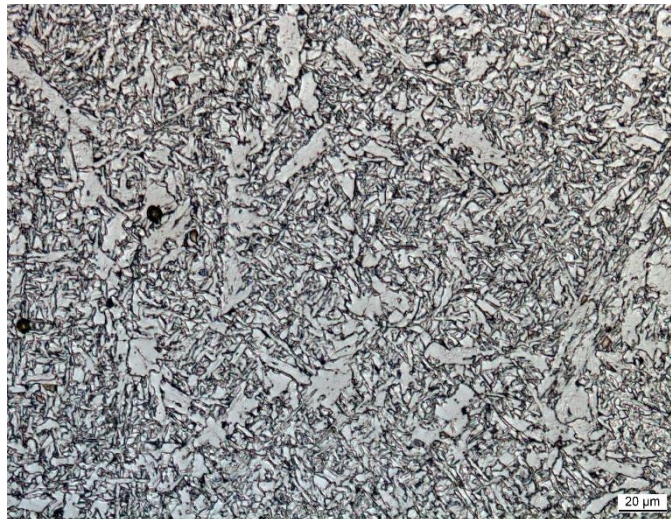
A 48 *Matrixgefüge 07-781/1A1-M21-15, Bild 2*



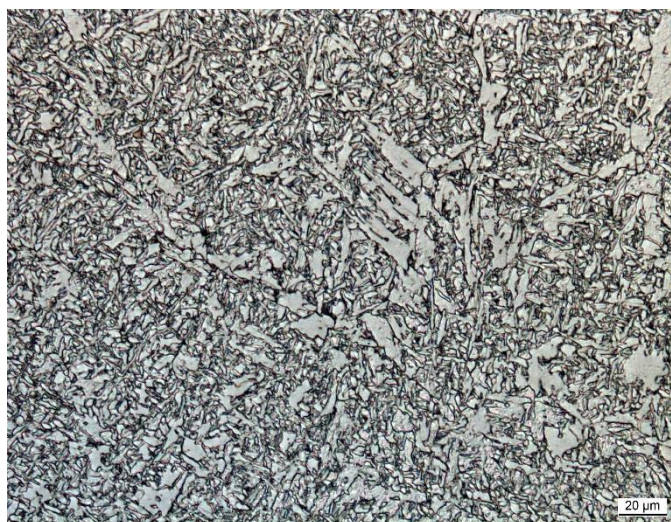
A 49 *Matrixgefüge 07-781/1A1-M21-15, Bild 3*



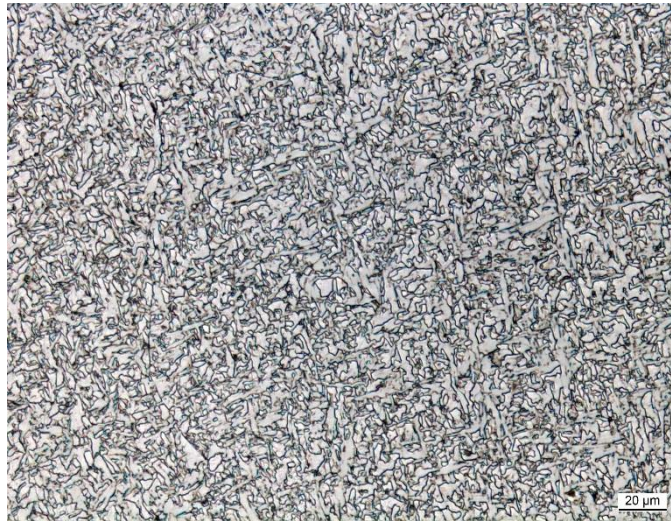
A 50 *Matrixgefüge 08-781/1A1-M20-15, Bild 1*



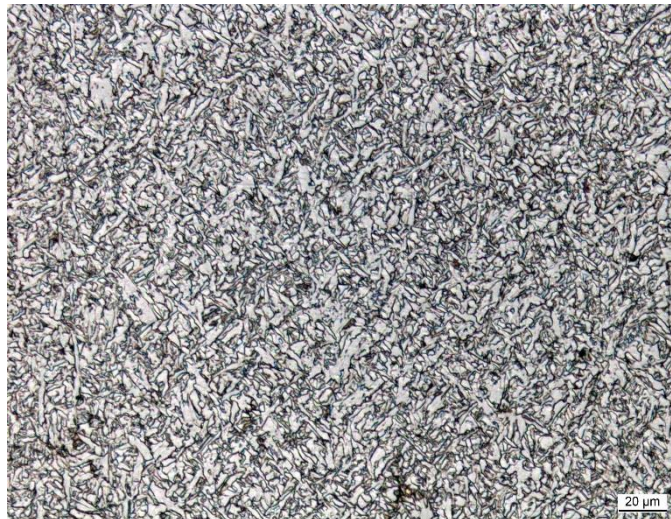
A 51 *Matrixgefüge 08-781/1A1-M20-15, Bild 1*



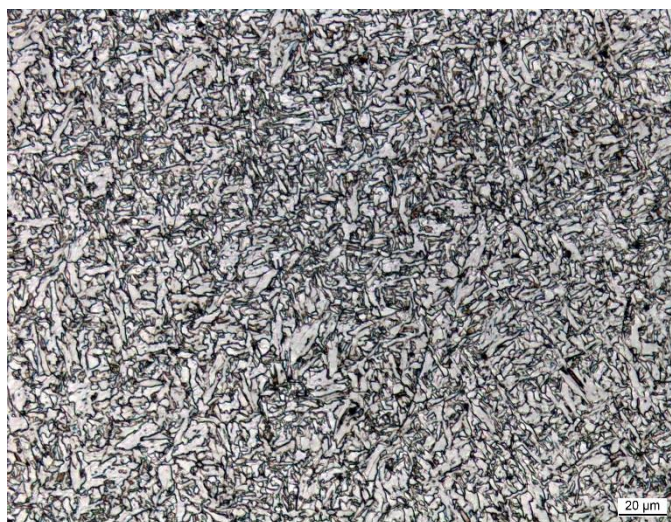
A 52 *Matrixgefüge 08-781/1A1-M20-15, Bild 1*



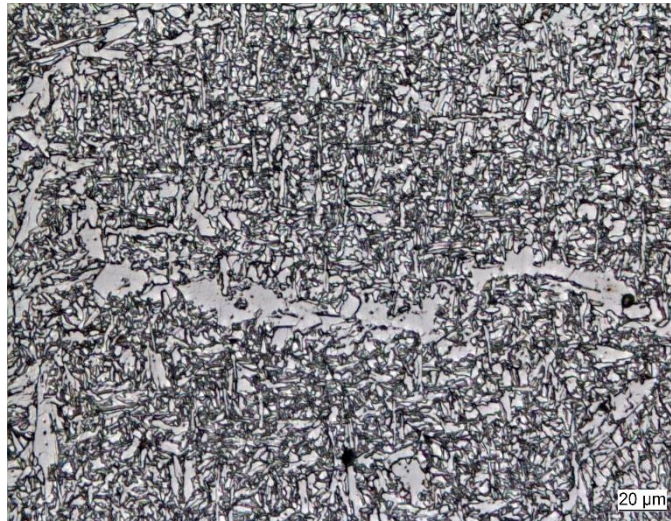
A 53 *Matrixgefüge 09-781/B-M21-15, Bild 1*



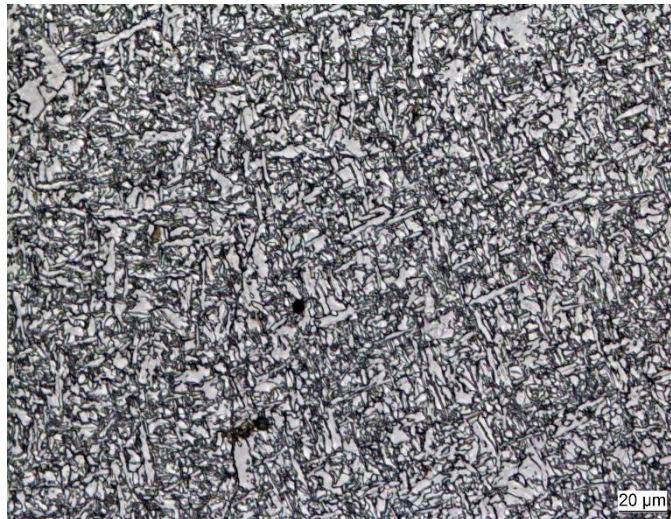
A 54 *Matrixgefüge 09-781/B-M21-15, Bild 2*



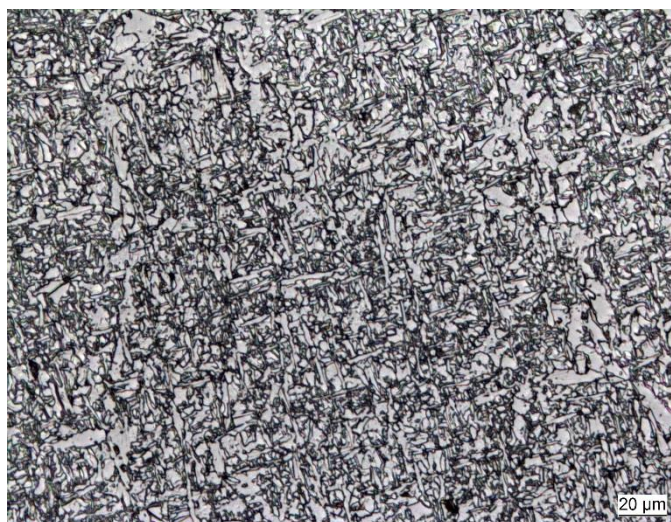
A 55 *Matrixgefüge 09-781/B-M21-15, Bild 3*



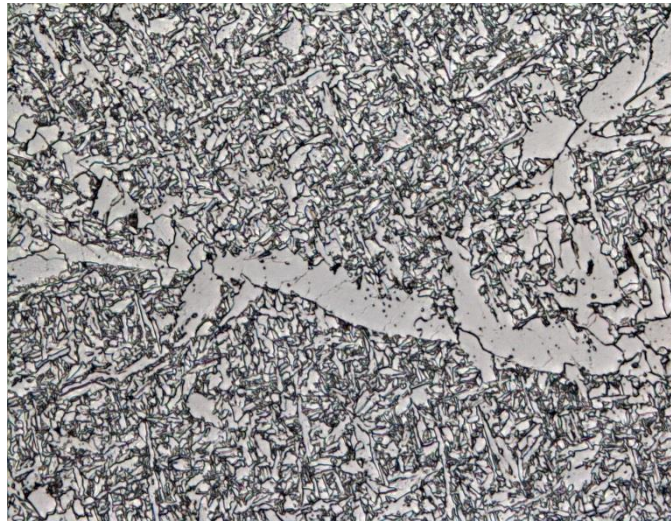
A 56 *Matrixgefüge 10-781/A-M21-15, Bild 1*



A 57 *Matrixgefüge 10-781/A-M21-15, Bild 2*



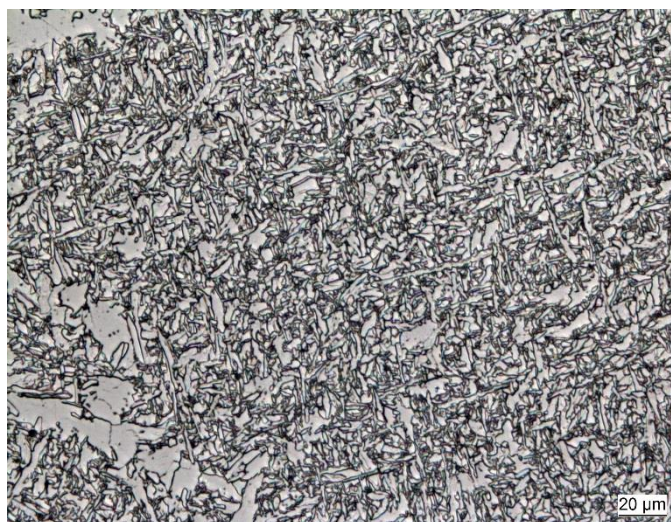
A 58 *Matrixgefüge 10-781/A-M21-15, Bild 3*



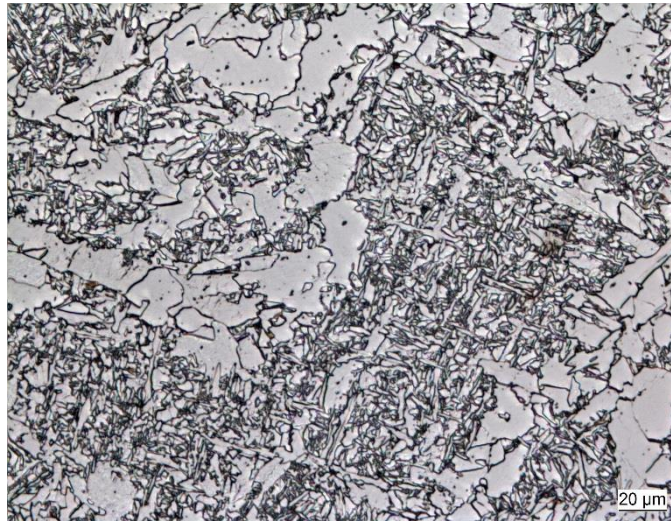
A 59 *Matrixgefüge 11-781/A0.5-M21-15, Bild 1*



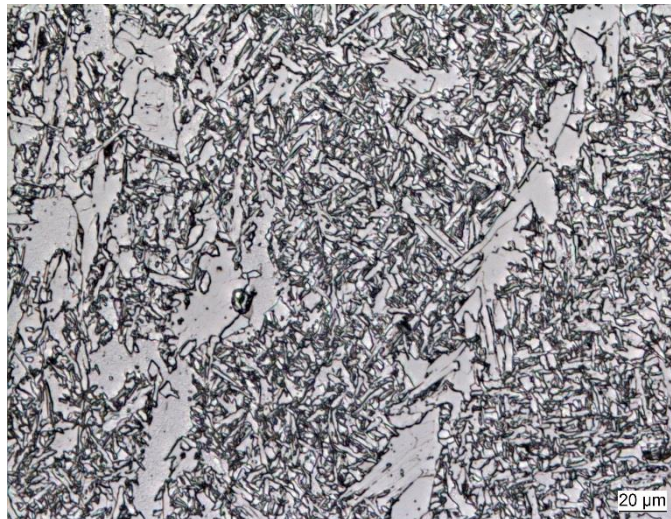
A 60 *Matrixgefüge 11-781/A0.5-M21-15, Bild 2*



A 61 *Matrixgefüge 11-781/A0.5-M21-15, Bild 3*



A 62 *Matrixgefüge 12-781/A0.0-M21-15, Bild 1*



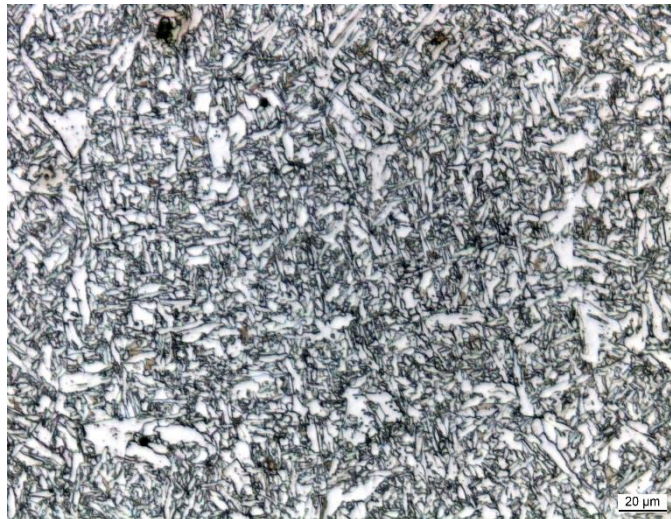
A 63 *Matrixgefüge 12-781/A0.0-M21-15, Bild 2*



A 64 *Matrixgefüge 12-781/A0.0-M21-15, Bild 3*



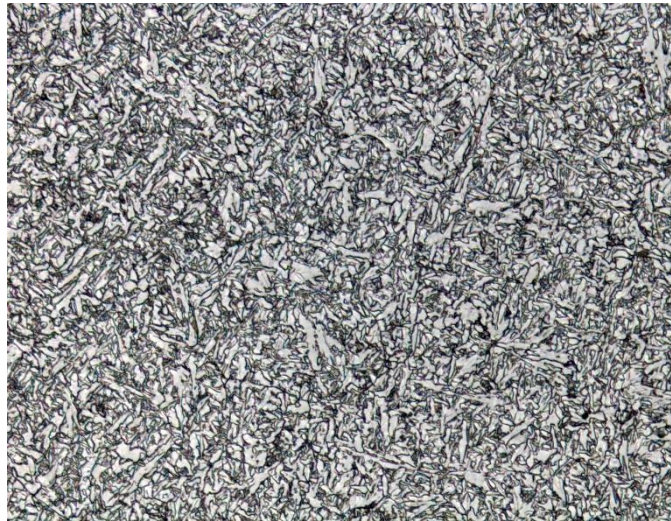
A 65 *Matrixgefüge 13-588/2-M21-15, Bild 1*



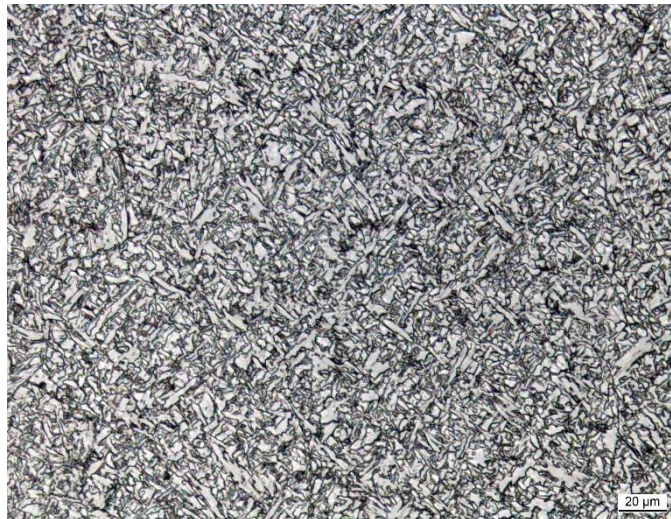
A 66 *Matrixgefüge 13-588/2-M21-15, Bild 2*



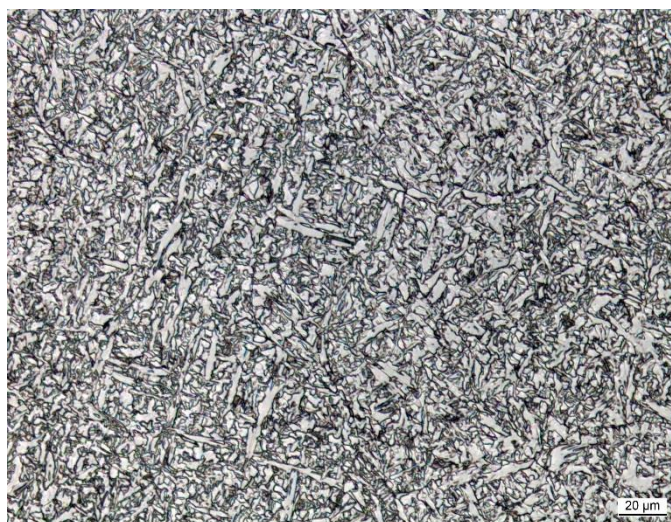
A 67 *Matrixgefüge 13-588/2-M21-15, Bild 3*



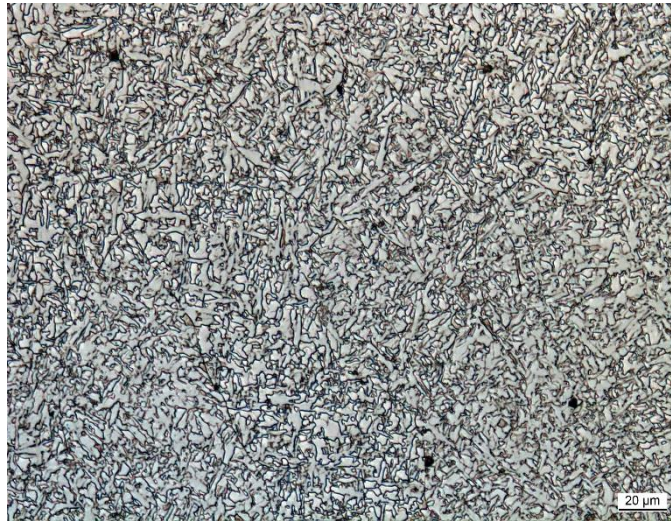
A 68 *Matrixgefüge 14-588/2BA-M21-15, Bild 1*



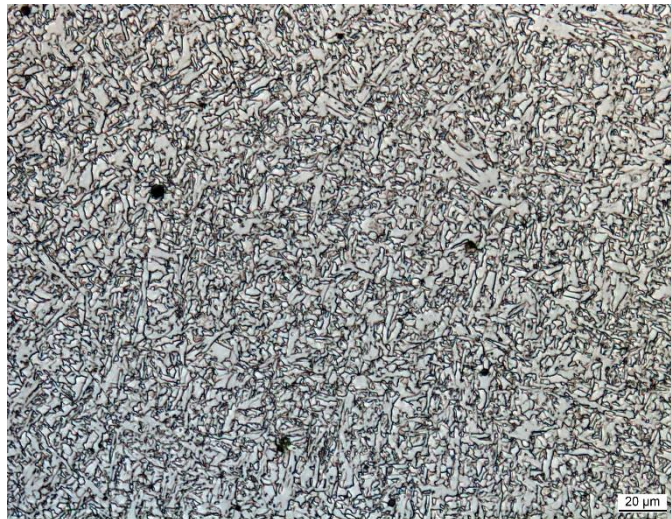
A 69 *Matrixgefüge 14-588/2BA-M21-15, Bild 2*



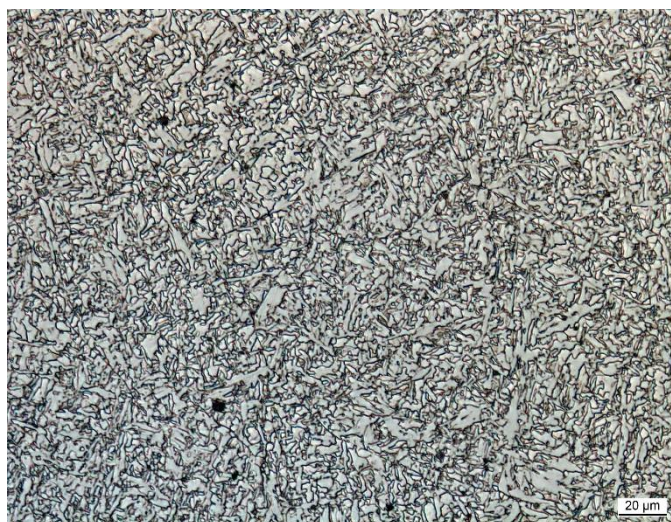
A 70 *Matrixgefüge 14-588/2BA-M21-15, Bild 3*



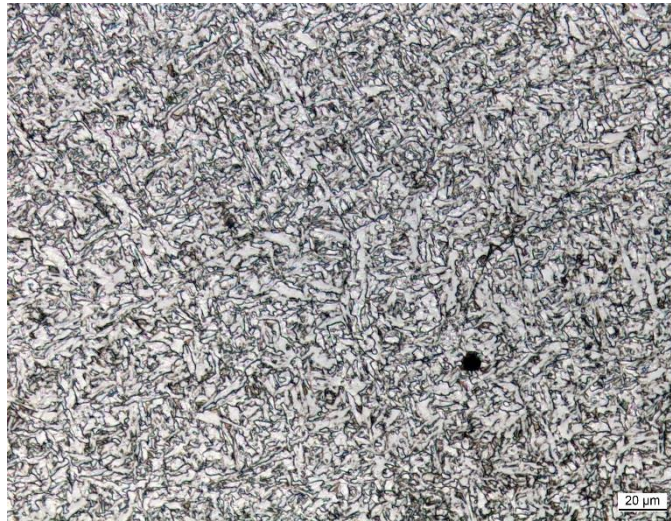
A 71 *Matrixgefüge 15-588/1B2-M21-15, Bild 1*



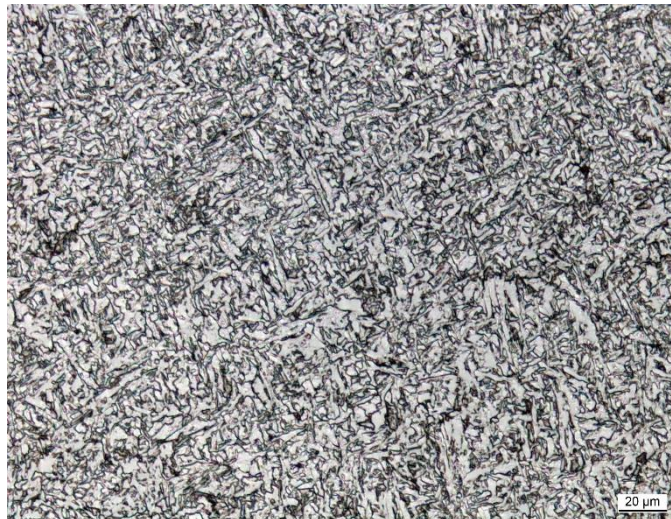
A 72 *Matrixgefüge 15-588/1B2-M21-15, Bild 2*



A 73 *Matrixgefüge 15-588/1B2-M21-15, Bild 3*



A 74 *Matrixgefüge 16-781/C-M21-15, Bild 1*



A 75 *Matrixgefüge 16-781/C-M21-15, Bild 2*



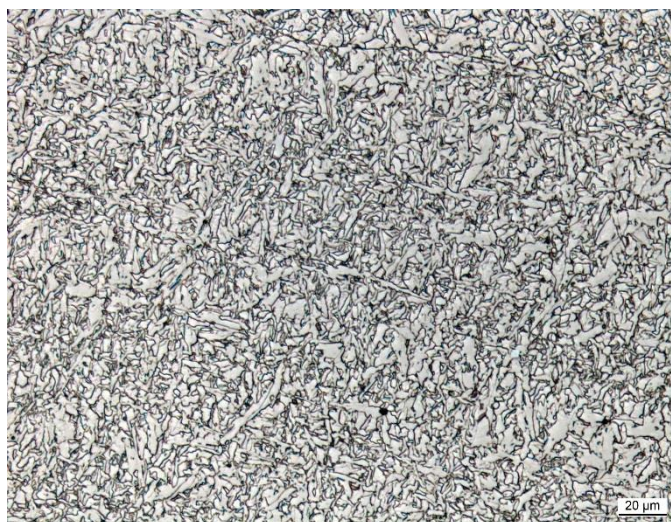
A 76 *Matrixgefüge 16-781/C-M21-15, Bild 3*



A 77 *Matrixgefüge 17-781/B-M21-25, Bild 1*



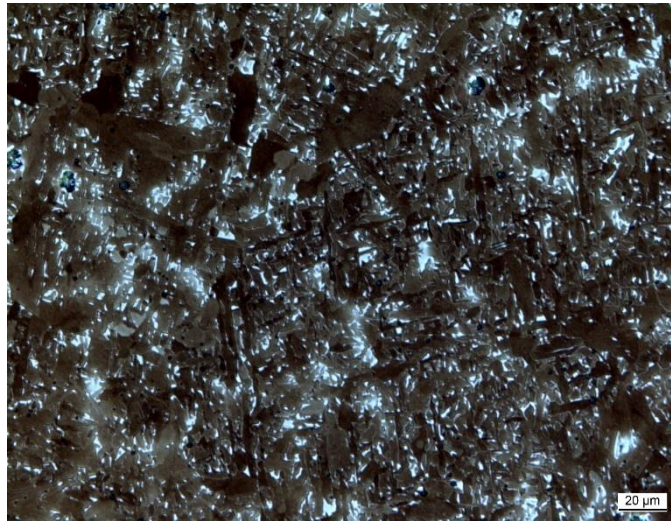
A 78 *Matrixgefüge 17-781/B-M21-25, Bild 2*



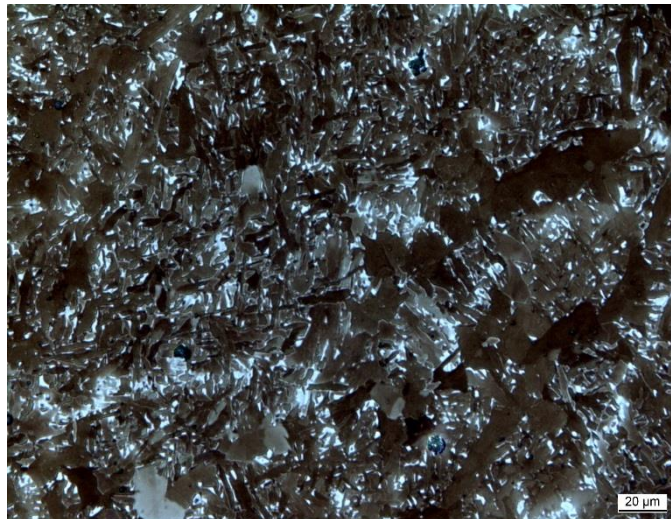
A 79 *Matrixgefüge 17-781/B-M21-25, Bild 3*

| | | | | | | |
|--------------------------------|-------|-------|-------|--------------|-------------|-------------|
| 01-VM2MG-M21-15 | 1 | 2 | 3 | d | s | sr [%] |
| MA-FA [%] | 8,84 | 8,98 | 10,08 | 9,30 | 0,55 | 6,0 |
| MA-FD [10^3mm^{-2}] | 40,72 | 41,10 | 44,02 | 41,95 | 1,47 | 3,5 |
| MA5, absolut [%] | 4,69 | 4,99 | 5,80 | 5,16 | 0,47 | 9,1 |
| MA5, relativ [%] | 53,05 | 55,57 | 57,54 | 55,39 | 1,84 | 3,3 |
| 02-588/1-M21-15 | 1 | 2 | 3 | d | s | sr [%] |
| MA-FA [%] | 9,40 | 8,34 | 6,87 | 8,20 | 1,04 | 12,6 |
| MA-FD [10^3mm^{-2}] | 46,27 | 39,72 | 35,53 | 40,51 | 4,42 | 10,9 |
| MA5, absolut [%] | 4,28 | 4,82 | 3,16 | 4,09 | 0,69 | 16,9 |
| MA5, relativ [%] | 45,53 | 57,79 | 46,00 | 49,77 | 5,67 | 11,4 |
| 03-588/1-C1-15 | 1 | 2 | 3 | d | s | sr [%] |
| MA-FA [%] | 4,06 | 3,91 | 4,93 | 4,30 | 0,45 | 10,5 |
| MA-FD [10^3mm^{-2}] | 27,30 | 23,89 | 25,00 | 25,40 | 1,42 | 5,6 |
| MA5, absolut [%] | 2,09 | 2,22 | 2,99 | 2,43 | 0,40 | 16,3 |
| MA5, relativ [%] | 51,48 | 56,78 | 60,65 | 56,30 | 3,76 | 6,7 |
| 04-588/1-M20-15 | 1 | 2 | 3 | d | s | sr [%] |
| MA-FA [%] | 9,02 | 8,30 | 9,00 | 8,77 | 0,33 | 3,8 |
| MA-FD [10^3mm^{-2}] | 50,43 | 54,31 | 50,06 | 51,60 | 1,92 | 3,7 |
| MA5, absolut [%] | 4,00 | 3,57 | 3,02 | 3,53 | 0,40 | 11,4 |
| MA5, relativ [%] | 44,35 | 43,01 | 33,56 | 40,30 | 4,80 | 11,9 |
| 05-588/1-M13-15 | 1 | 2 | 3 | d | s | sr [%] |
| MA-FA [%] | 8,22 | 11,11 | 10,63 | 9,99 | 1,26 | 12,7 |
| MA-FD [10^3mm^{-2}] | 59,62 | 63,72 | 62,83 | 62,06 | 1,76 | 2,8 |
| MA5, absolut [%] | 2,53 | 3,70 | 3,92 | 3,38 | 0,61 | 18,0 |
| MA5, relativ [%] | 30,78 | 33,30 | 36,88 | 33,65 | 2,50 | 7,4 |
| 06-588/1A2-15 | 1 | 2 | 3 | d | s | sr [%] |
| MA-FA [%] | 7,66 | 6,92 | 7,66 | 7,41 | 0,35 | 4,7 |
| MA-FD [10^3mm^{-2}] | 46,15 | 47,89 | 49,21 | 47,75 | 1,25 | 2,6 |
| MA5, absolut [%] | 2,88 | 1,95 | 2,53 | 2,45 | 0,38 | 15,6 |
| MA5, relativ [%] | 37,60 | 28,18 | 33,03 | 32,94 | 3,85 | 11,7 |
| 07-781/1A1-M21-15 | 1 | 2 | 3 | d | s | sr [%] |
| MA-FA [%] | 2,80 | 2,61 | 2,93 | 2,78 | 0,13 | 4,7 |
| MA-FD [10^3mm^{-2}] | 21,33 | 23,51 | 21,30 | 22,05 | 1,03 | 4,7 |
| MA5, absolut [%] | 1,12 | 0,67 | 1,32 | 1,04 | 0,27 | 26,2 |
| MA5, relativ [%] | 40,00 | 25,67 | 45,05 | 36,91 | 8,21 | 22,2 |
| 08-781/1A1-M20-15 | 1 | 2 | 3 | d | s | sr [%] |
| MA-FA [%] | 6,36 | 6,02 | 6,10 | 6,16 | 0,15 | 2,4 |
| MA-FD [10^3mm^{-2}] | 39,65 | 38,55 | 35,37 | 37,86 | 1,81 | 4,8 |
| MA5, absolut [%] | 2,24 | 2,06 | 2,60 | 2,30 | 0,22 | 9,8 |
| MA5, relativ [%] | 35,22 | 34,22 | 42,62 | 37,35 | 3,75 | 10,0 |
| 09-781/B-M21-15 | 1 | 2 | 3 | d | s | sr [%] |
| MA-FA [%] | 3,52 | 3,08 | 3,36 | 3,32 | 0,18 | 5,5 |
| MA-FD [10^3mm^{-2}] | 43,59 | 41,48 | 42,94 | 42,67 | 0,88 | 2,1 |
| MA5, absolut [%] | 0,41 | 0,24 | 0,57 | 0,41 | 0,13 | 33,1 |
| MA5, relativ [%] | 11,65 | 7,79 | 16,96 | 12,13 | 3,76 | 31,0 |

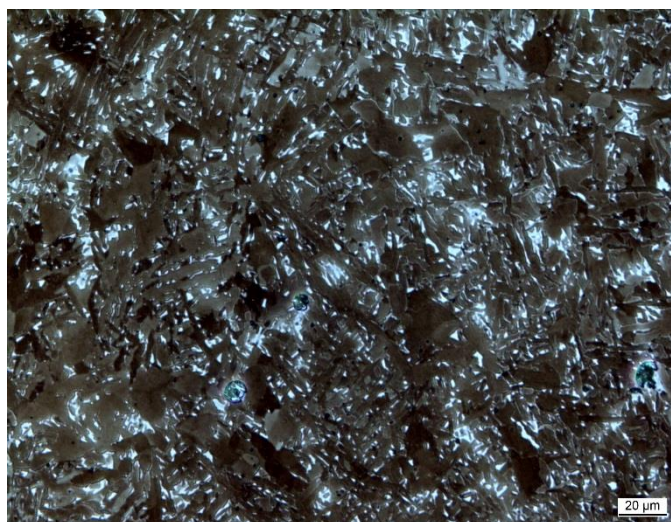
| | | | | | | |
|--------------------------------|-------|-------|-------|--------------|-------------|-------------|
| 10-781/A-M21-15 | 1 | 2 | 3 | d | s | sr [%] |
| MA-FA [%] | 3,62 | 3,70 | 2,83 | 3,38 | 0,39 | 11,6 |
| MA-FD [10^3mm^{-2}] | 26,17 | 27,39 | 22,11 | 25,22 | 2,26 | 8,9 |
| MA5, absolut [%] | 0,69 | 0,66 | 0,43 | 0,59 | 0,12 | 19,6 |
| MA5, relativ [%] | 19,06 | 17,84 | 15,19 | 17,36 | 1,61 | 9,3 |
| 11-781/0,5-M21-15 | 1 | 2 | 3 | d | s | sr [%] |
| MA-FA [%] | 3,71 | 3,15 | 2,96 | 3,27 | 0,32 | 9,7 |
| MA-FD [10^3mm^{-2}] | 26,11 | 22,01 | 21,17 | 23,10 | 2,16 | 9,3 |
| MA5, absolut [%] | 0,74 | 0,61 | 0,60 | 0,65 | 0,06 | 9,8 |
| MA5, relativ [%] | 19,95 | 19,37 | 20,27 | 19,86 | 0,37 | 1,9 |
| 12-781/0,0-M21-15 | 1 | 2 | 3 | d | s | sr [%] |
| MA-FA [%] | 0,92 | 1,20 | 1,57 | 1,23 | 0,27 | 21,6 |
| MA-FD [10^3mm^{-2}] | 9,39 | 11,42 | 15,38 | 12,06 | 2,49 | 20,6 |
| MA5, absolut [%] | 0,09 | 0,18 | 0,23 | 0,17 | 0,06 | 34,8 |
| MA5, relativ [%] | 9,78 | 15,00 | 14,65 | 13,14 | 2,38 | 18,1 |
| 13-588/2-M21-15 | 1 | 2 | 3 | d | s | sr [%] |
| MA-FA [%] | 6,89 | 7,23 | 7,97 | 7,36 | 0,45 | 6,1 |
| MA-FD [10^3mm^{-2}] | 44,00 | 42,66 | 42,06 | 42,91 | 0,81 | 1,9 |
| MA5, absolut [%] | 2,70 | 3,26 | 3,43 | 3,13 | 0,31 | 10,0 |
| MA5, relativ [%] | 39,19 | 45,09 | 43,04 | 42,44 | 2,45 | 5,8 |
| 14-588/2BA-M21-15 | 1 | 2 | 3 | d | s | sr [%] |
| MA-FA [%] | 10,11 | 7,60 | 6,90 | 8,20 | 1,38 | 16,8 |
| MA-FD [10^3mm^{-2}] | 52,08 | 45,86 | 46,09 | 48,01 | 2,88 | 6,0 |
| MA5, absolut [%] | 4,98 | 3,26 | 2,70 | 3,65 | 0,97 | 26,6 |
| MA5, relativ [%] | 49,26 | 42,89 | 39,13 | 43,76 | 4,18 | 9,6 |
| 15-588/1B2-M21-15 | 1 | 2 | 3 | d | s | sr [%] |
| MA-FA [%] | 6,06 | 7,74 | 6,55 | 6,78 | 0,71 | 10,4 |
| MA-FD [10^3mm^{-2}] | 40,60 | 45,84 | 43,30 | 43,25 | 2,14 | 4,9 |
| MA5, absolut [%] | 2,34 | 3,89 | 2,70 | 2,98 | 0,66 | 22,3 |
| MA5, relativ [%] | 38,61 | 50,26 | 41,22 | 43,36 | 4,99 | 11,5 |
| 16-781/C-M21-15 | 1 | 2 | 3 | d | s | sr [%] |
| MA-FA [%] | 7,62 | 7,98 | 6,90 | 7,50 | 0,45 | 6,0 |
| MA-FD [10^3mm^{-2}] | 53,55 | 53,96 | 48,07 | 51,86 | 2,69 | 5,2 |
| MA5, absolut [%] | 2,89 | 3,24 | 2,65 | 2,93 | 0,24 | 8,3 |
| MA5, relativ [%] | 37,93 | 40,60 | 38,41 | 38,98 | 1,16 | 3,0 |
| 17-781/B-M21-25 | 1 | 2 | 3 | d | s | sr [%] |
| MA-FA [%] | 5,32 | 3,90 | 4,60 | 4,61 | 0,58 | 12,6 |
| MA-FD [10^3mm^{-2}] | 30,91 | 25,72 | 28,46 | 28,36 | 2,12 | 7,5 |
| MA5, absolut [%] | 1,91 | 1,19 | 1,54 | 1,55 | 0,29 | 19,0 |
| MA5, relativ [%] | 35,89 | 30,47 | 33,48 | 33,28 | 2,21 | 6,7 |



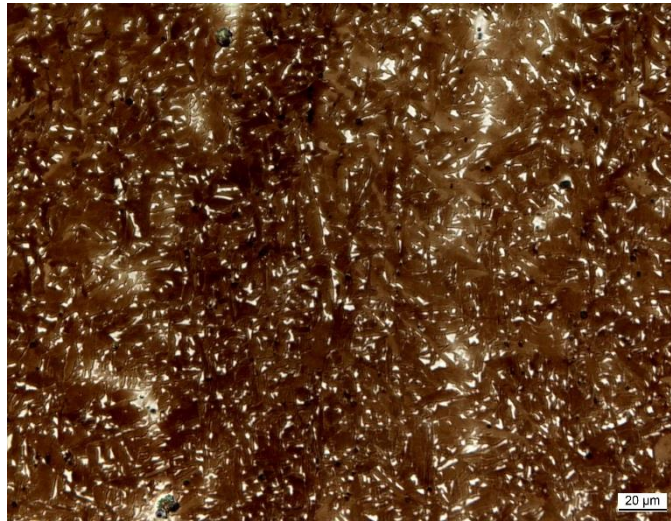
A 82 MA-Partikel 01-VM2MG-M21-15, Bild 1



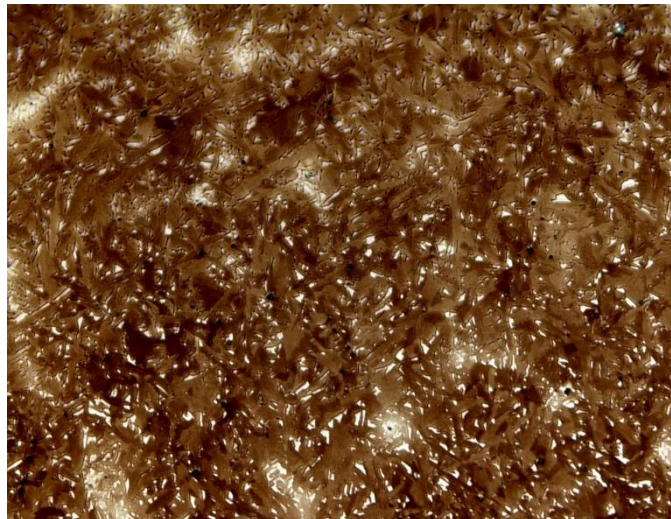
A 83 MA-Partikel 01-VM2MG-M21-15, Bild 2



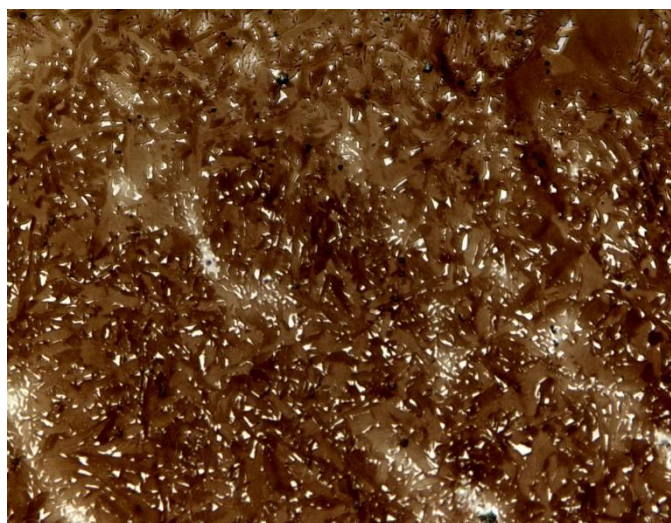
A 84 MA-Partikel 01-VM2MG-M21-15, Bild 3



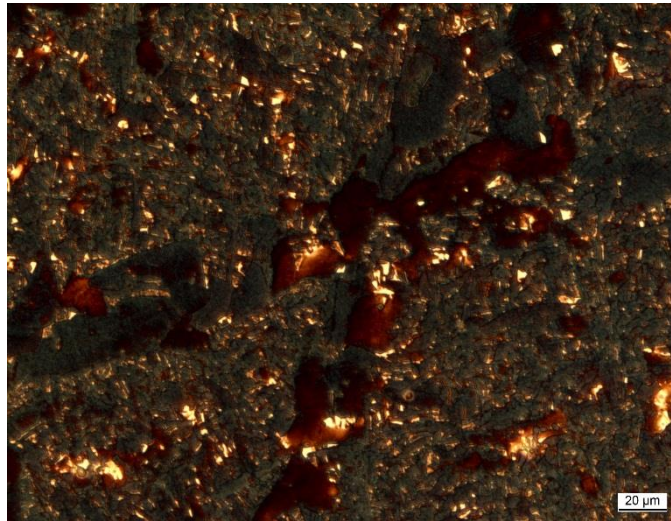
A 85 *MA-Partikel 02-588/1-M21-15, Bild 1*



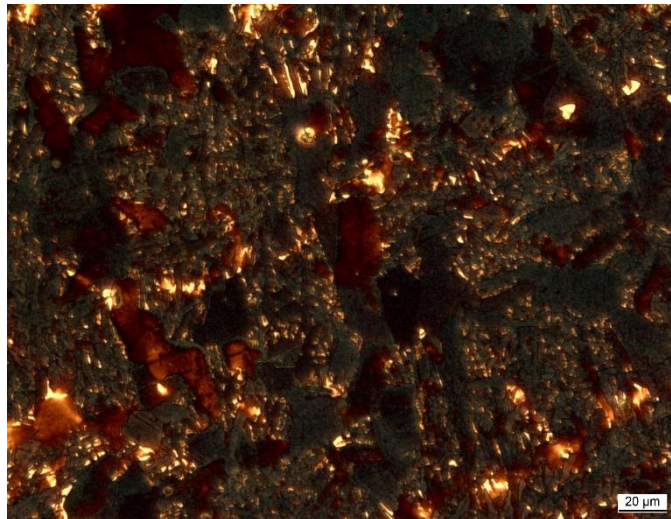
A 86 *MA-Partikel 02-588/1-M21-15, Bild 2*



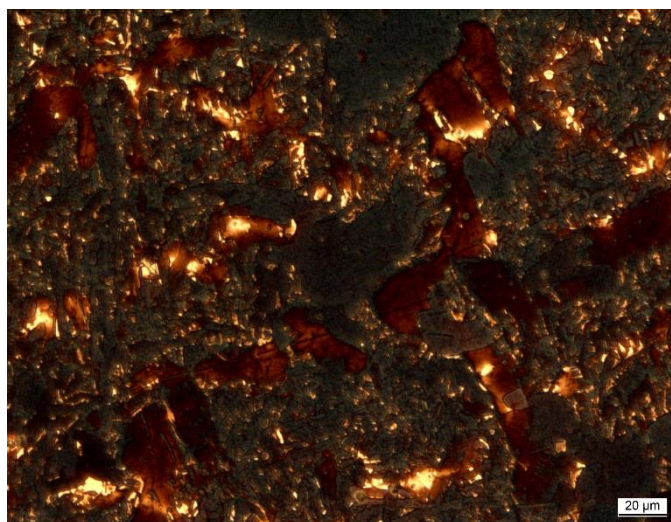
A 87 *MA-Partikel 02-588/1-M21-15, Bild 3*



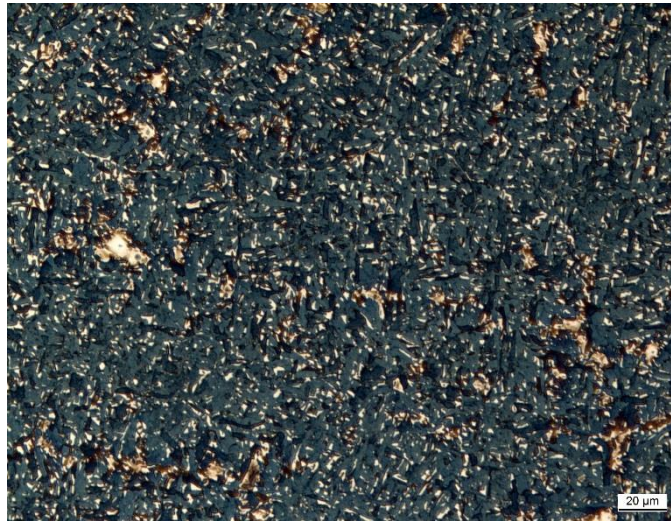
A 88 MA-Partikel 03-588/1-C1-15, Bild 1



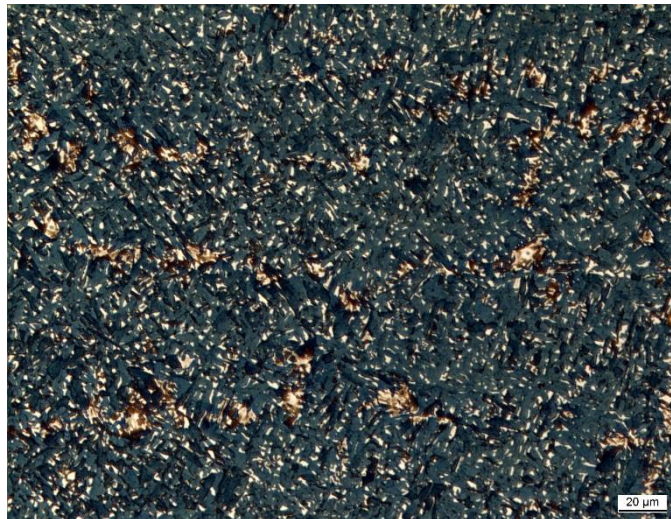
A 89 MA-Partikel 03-588/1-C1-15, Bild 2



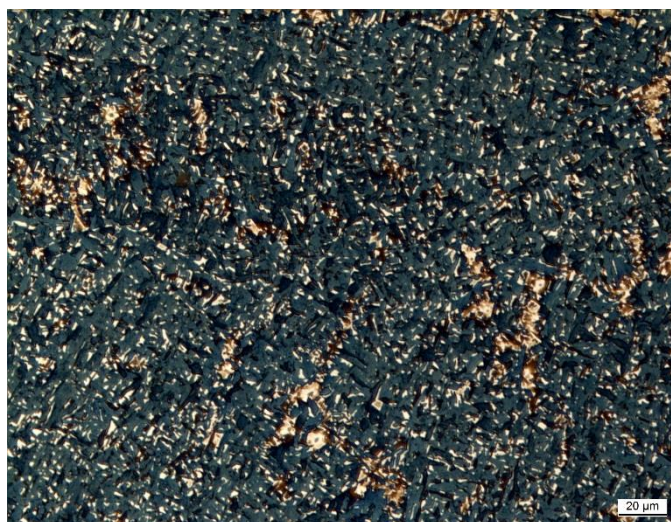
A 90 MA-Partikel 03-588/1-C1-15, Bild 3



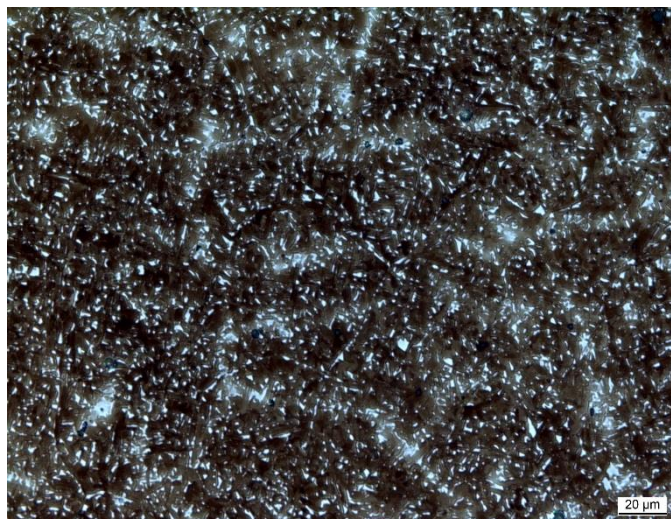
A 91 MA-Partikel 04-588/1-M20-15, Bild 1



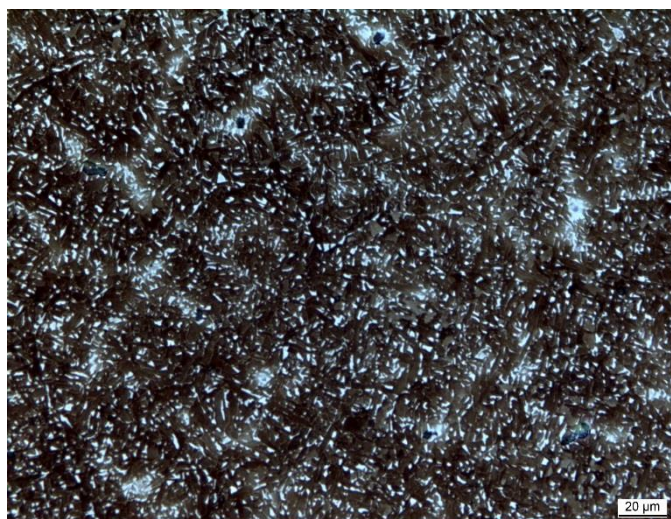
A 92 MA-Partikel 04-588/1-M20-15, Bild 2



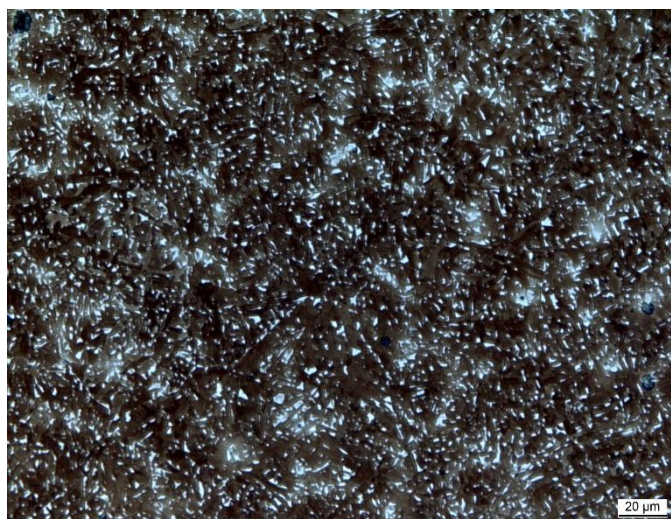
A 93 MA-Partikel 04-588/1-M20-15, Bild 3



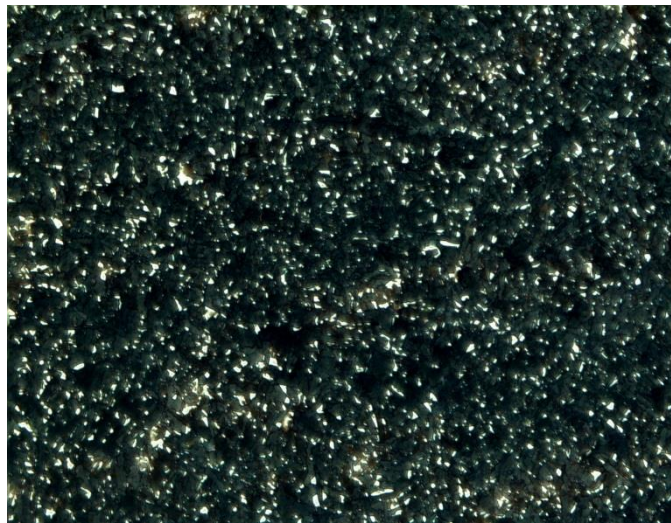
A 94 *MA-Partikel 05-588/1-M13-15, Bild 1*



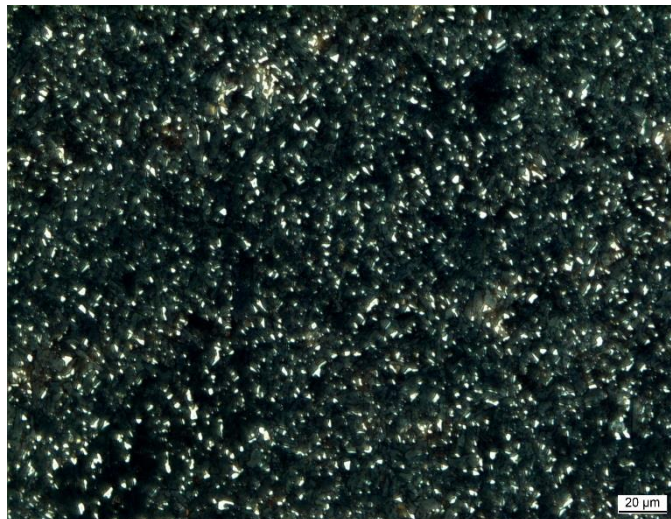
A 95 *MA-Partikel 05-588/1-M13-15, Bild 2*



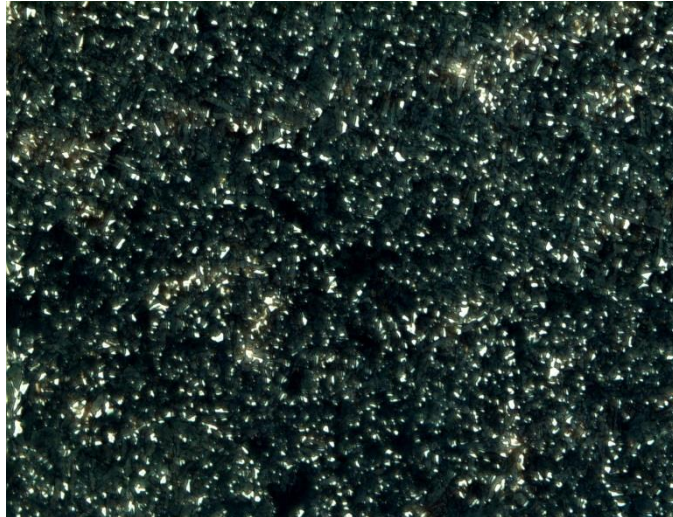
A 96 *MA-Partikel 05-588/1-M13-15, Bild 3*



A 97 *MA-Partikel 06-588/1A2-M21-15, Bild 1*

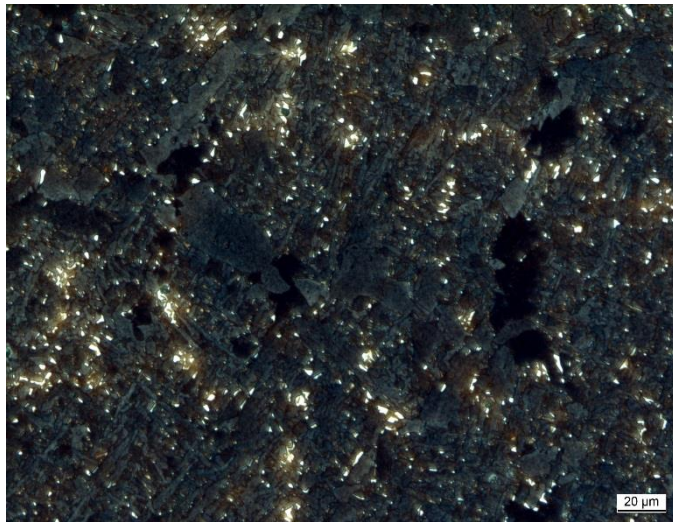


A 98 *MA-Partikel 06-588/1A2-M21-15, Bild 2*



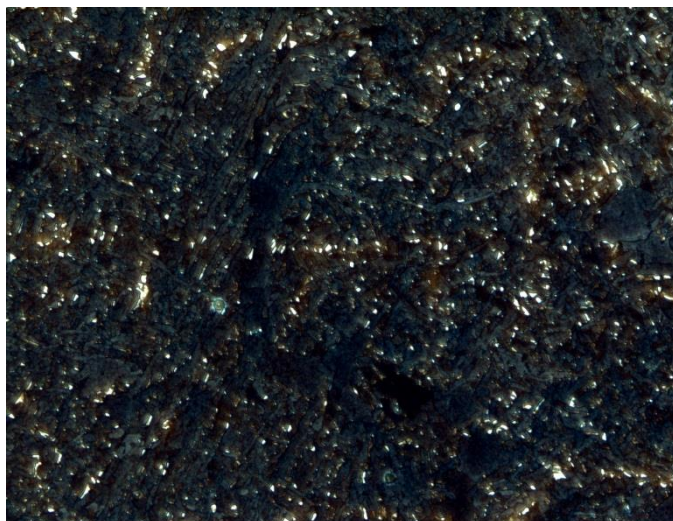
A 99

MA-Partikel 06-588/1A2-M21-15, Bild 3



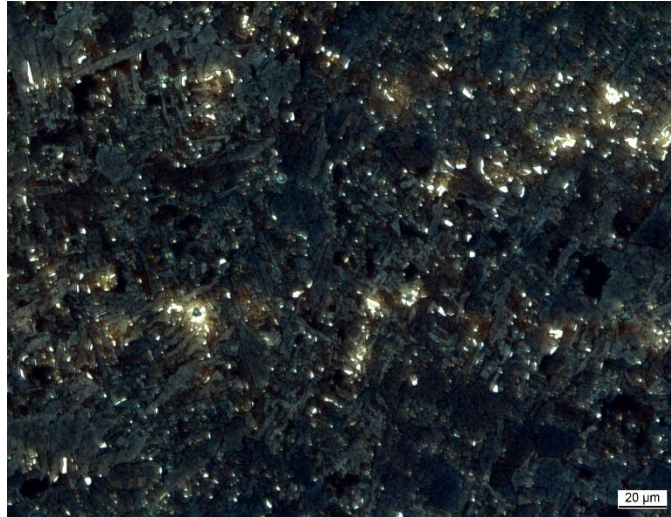
A 100

MA-Partikel 07-781/1A1-M21-15, Bild 1

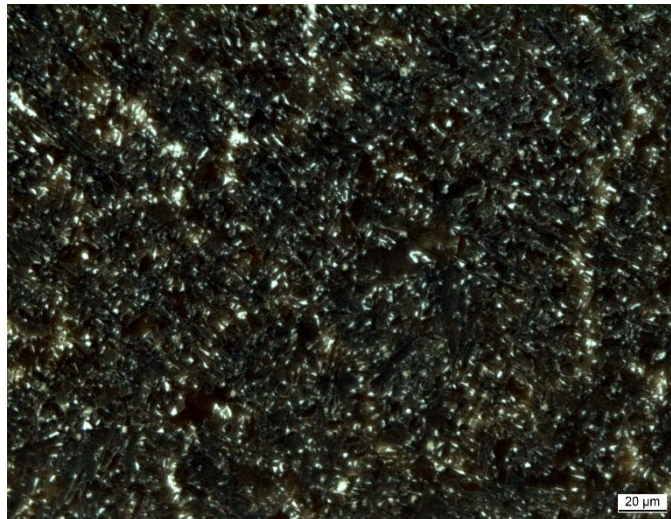


A 101

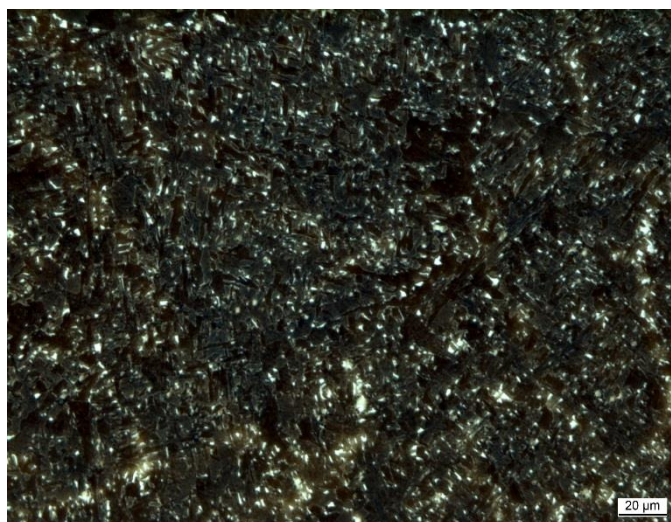
MA-Partikel 07-781/1A1-M21-15, Bild 2



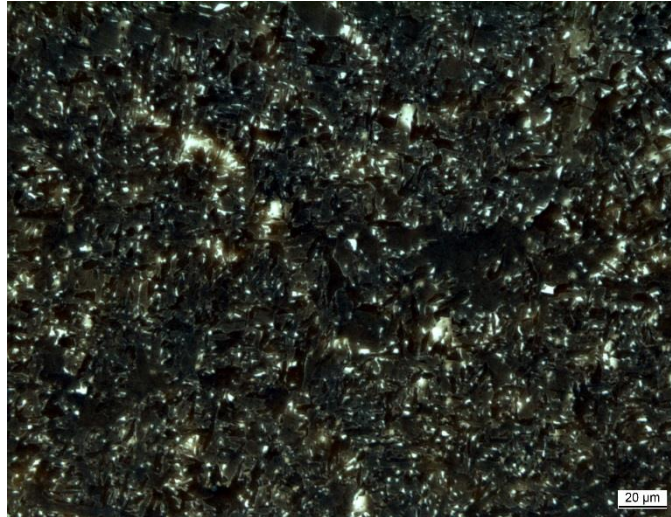
A 102 *MA-Partikel 07-781/1A1-M21-15, Bild 3*



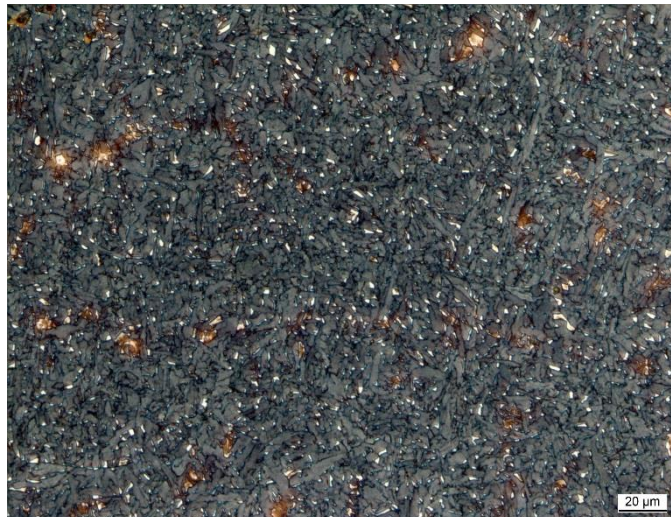
A 103 *MA-Partikel 08-781/1A1-M20-15, Bild 1*



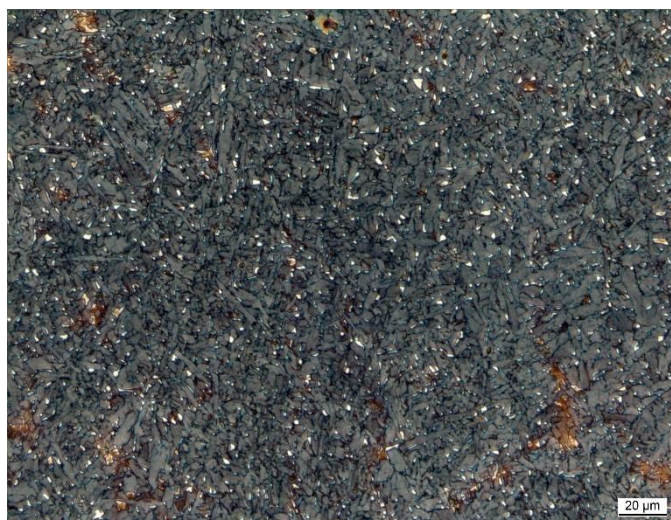
A 104 *MA-Partikel 08-781/1A1-M20-15, Bild 2*



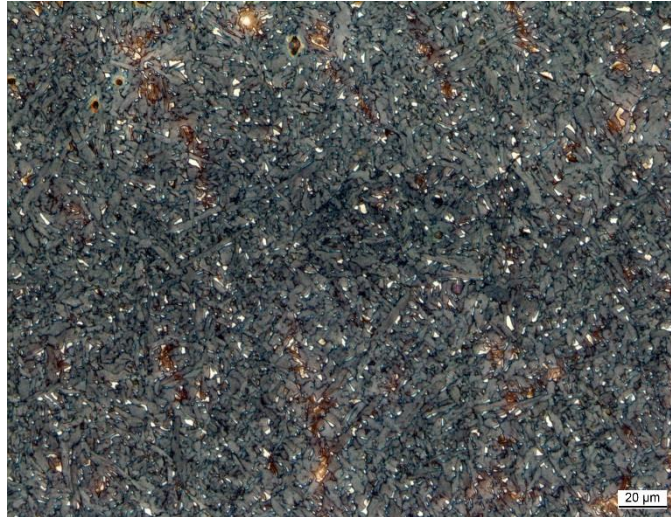
A 105 MA-Partikel 08-781/1A1-M20-15, Bild 3



A 106 MA-Partikel 09-781/B-M21-15, Bild 1



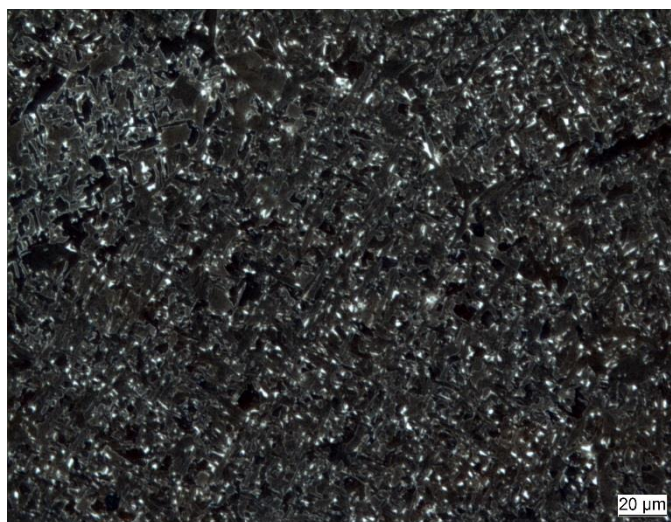
A 107 MA-Partikel 09-781/B-M21-15, Bild 2



A 108 MA-Partikel 09-781/B-M21-15, Bild 3



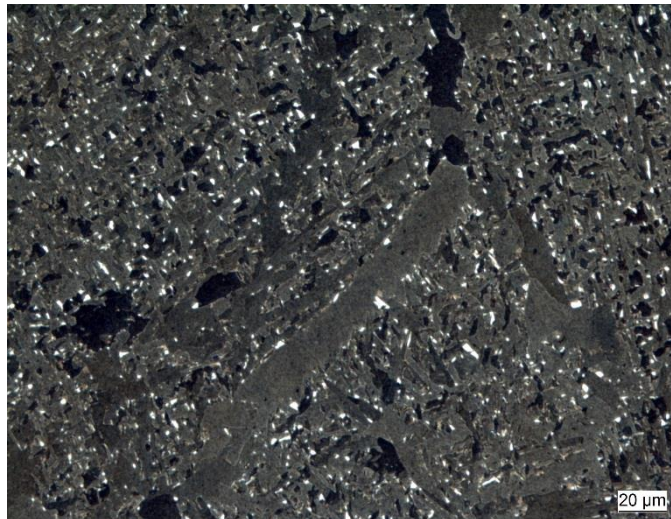
A 109 MA-Partikel 10-781/A-M21-15, Bild 1



A 110 MA-Partikel 10-781/A-M21-15, Bild 2



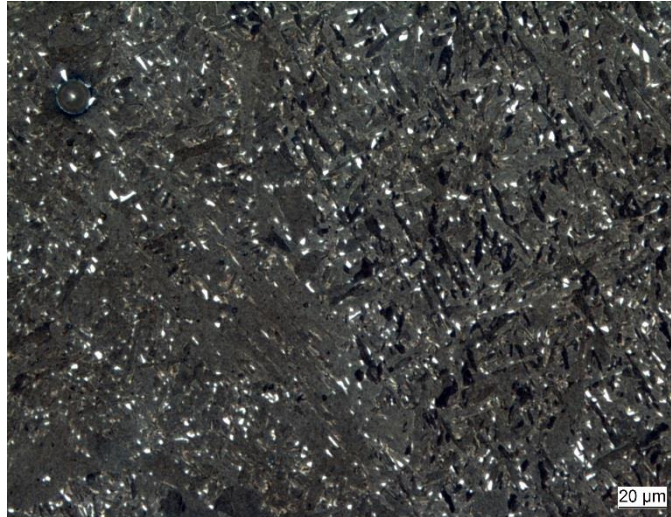
A 111 MA-Partikel 10-781/A-M21-15, Bild 3



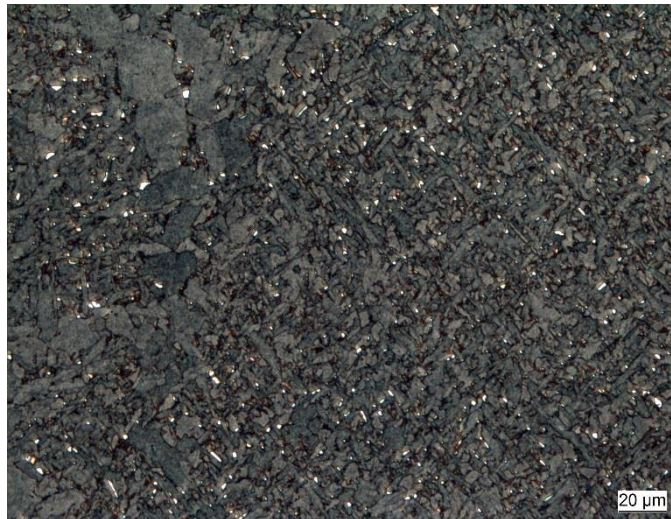
A 112 MA-Partikel 11-781/A0.5-M21-15, Bild 1



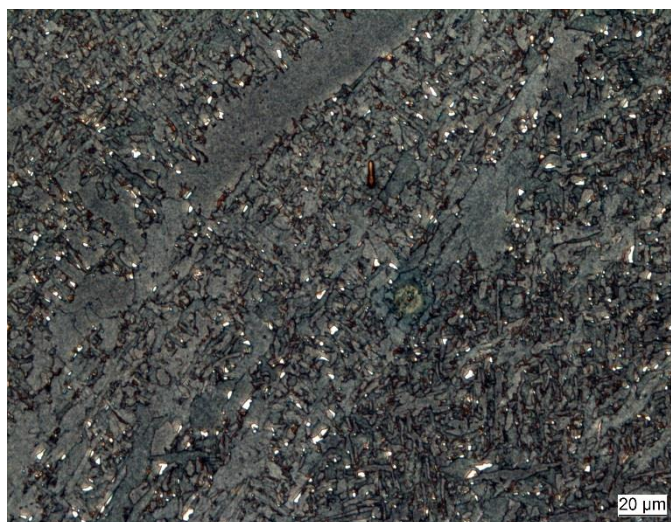
A 113 MA-Partikel 11-781/A0.5-M21-15, Bild 2



A 114 MA-Partikel 11-781/A0.5-M21-15, Bild 3



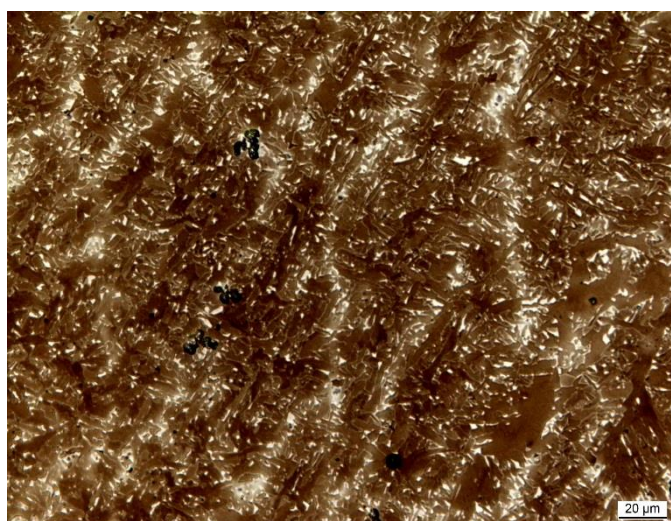
A 115 MA-Partikel 12-781/A0.0-M21-15, Bild 1



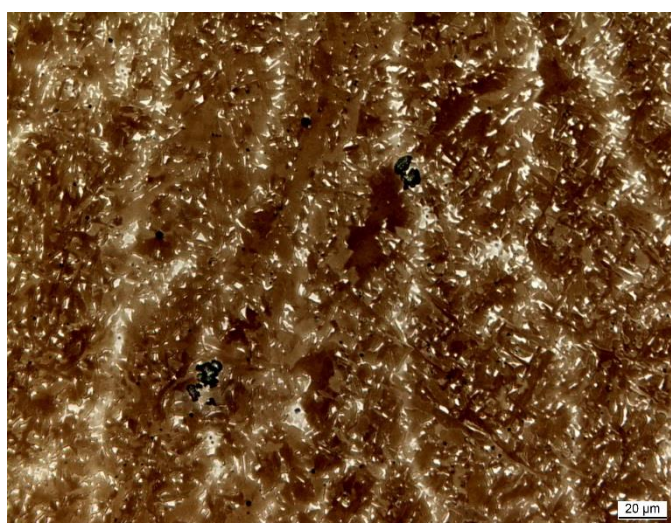
A 116 MA-Partikel 12-781/A0.0-M21-15, Bild 2



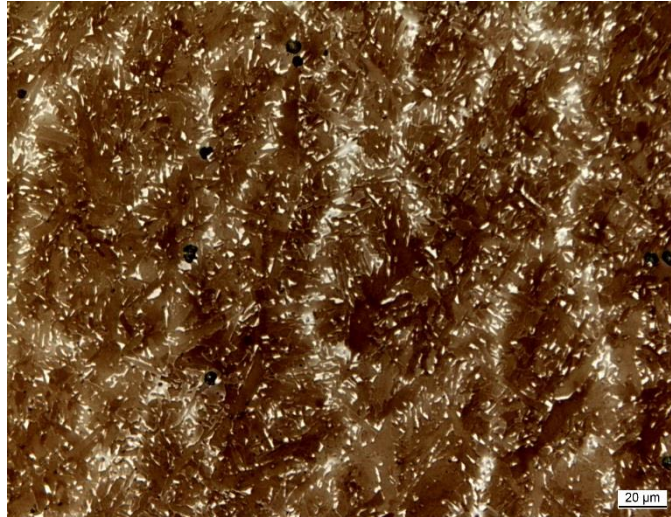
A 117 MA-Partikel 12-781/A0.0-M21-15, Bild 3



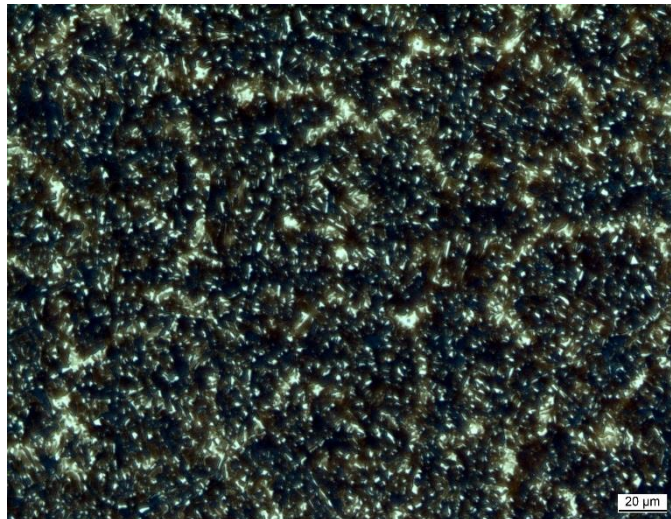
A 118 MA-Partikel 13-588/2-M21-15, Bild 1



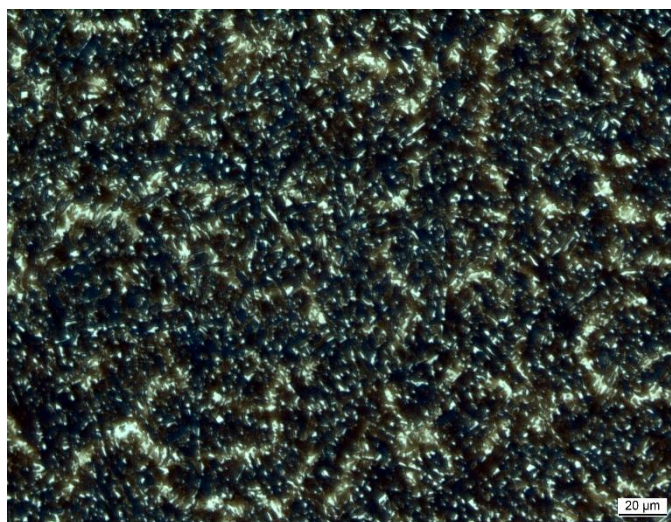
A 119 MA-Partikel 13-588/2-M21-15, Bild 2



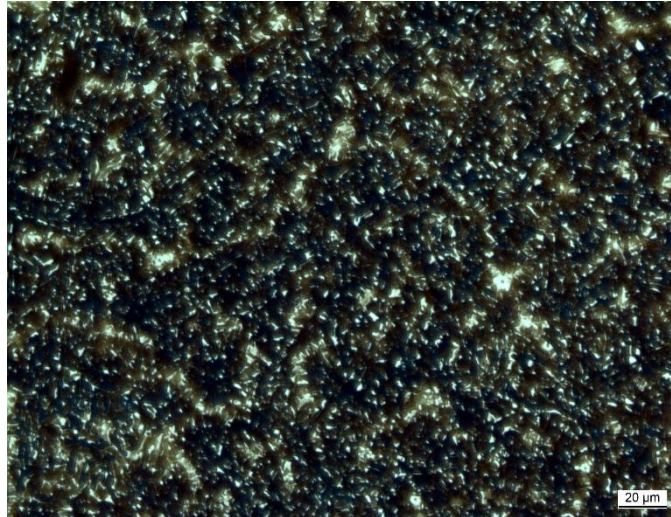
A 120 MA-Partikel 13-588/2-M21-15, Bild 3



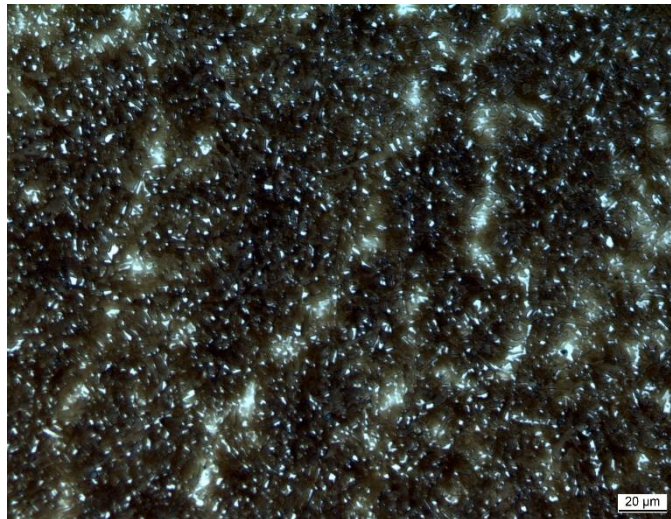
A 121 MA-Partikel 14-588/2BA-M21-15, Bild 1



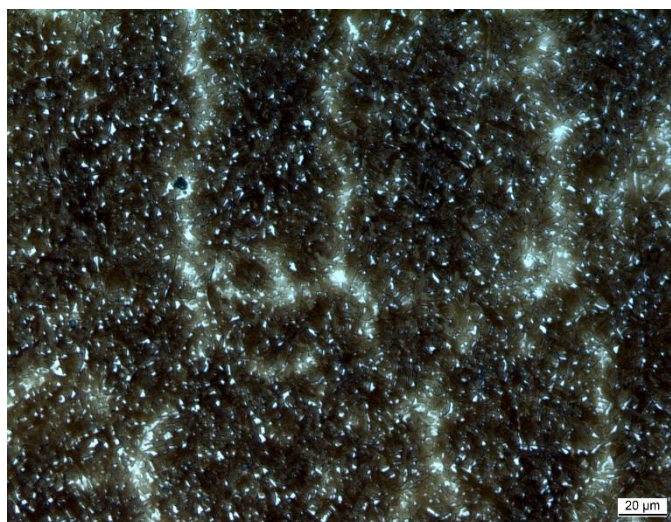
A 122 MA-Partikel 14-588/2BA-M21-15, Bild 2



A 123 MA-Partikel 14-588/2BA-M21-15, Bild 3



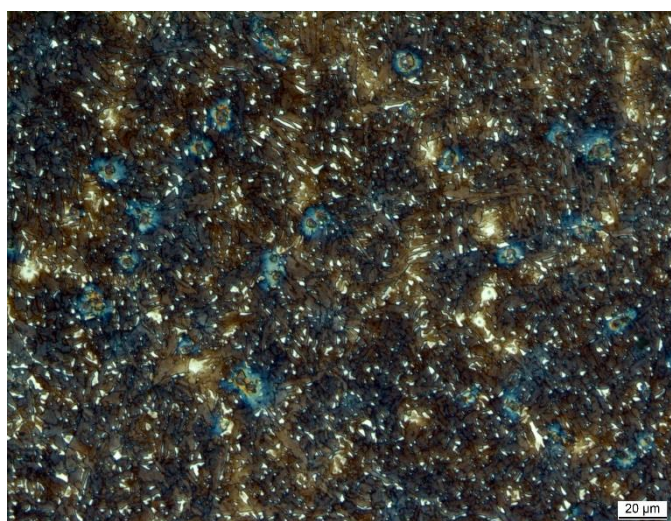
A 124 MA-Partikel 15-588/1B2-M21-15, Bild 1



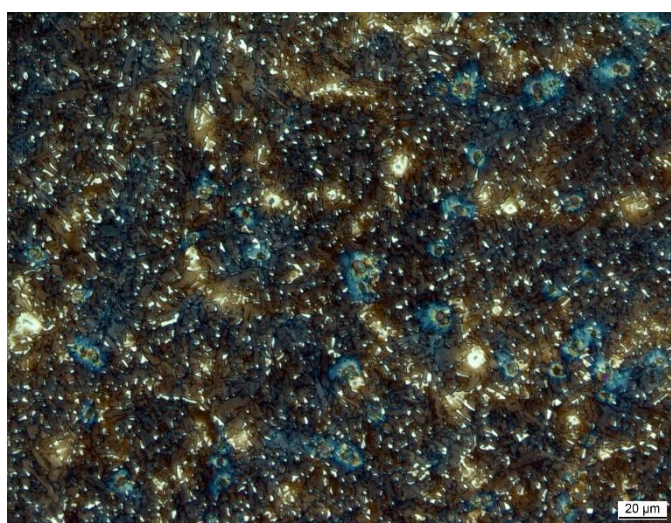
A 125 MA-Partikel 15-588/1B2-M21-15, Bild 2



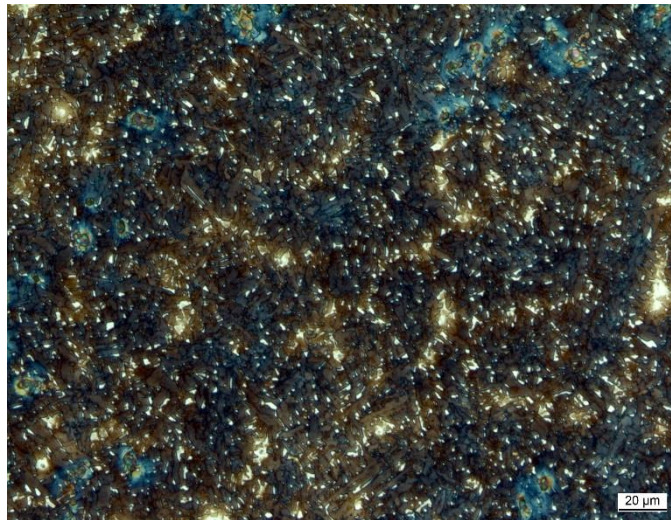
A 126 MA-Partikel 15-588/1B2-M21-15, Bild 3



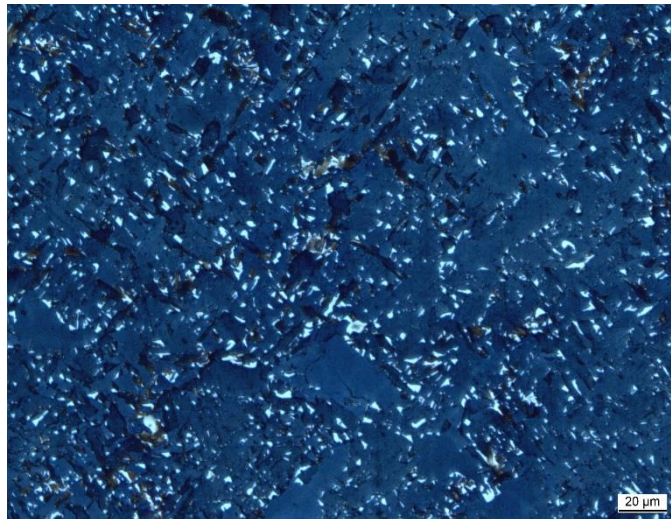
A 127 MA-Partikel 16-781/C-M21-15, Bild 1



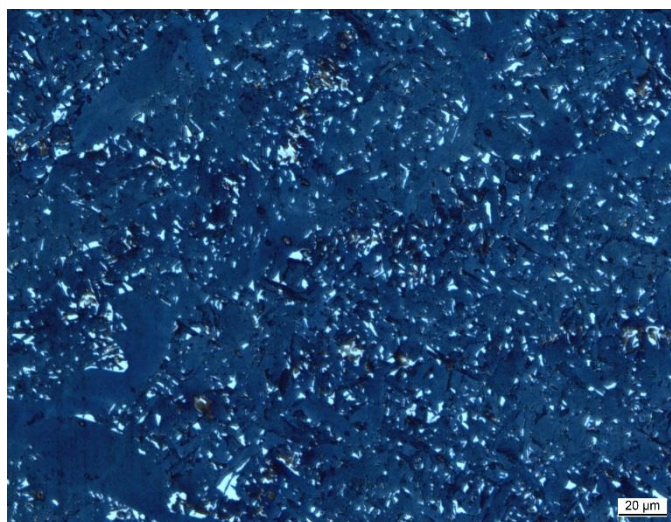
A 128 MA-Partikel 16-781/C-M21-15, Bild 2



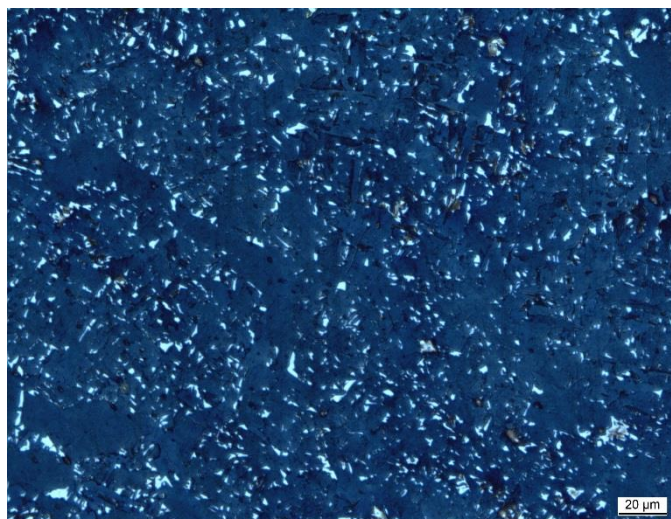
A 129 MA-Partikel 16-781/C-M21-15, Bild 3



A 130 MA-Partikel 17-781/B-M21-25, Bild 1



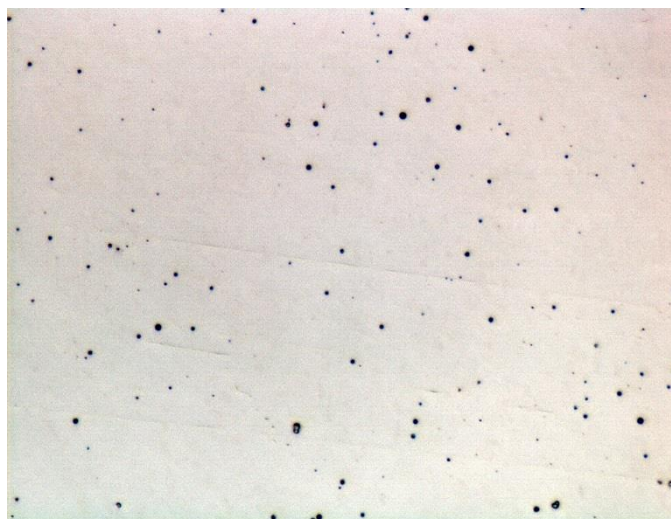
A 131 MA-Partikel 17-781/B-M21-25, Bild 2



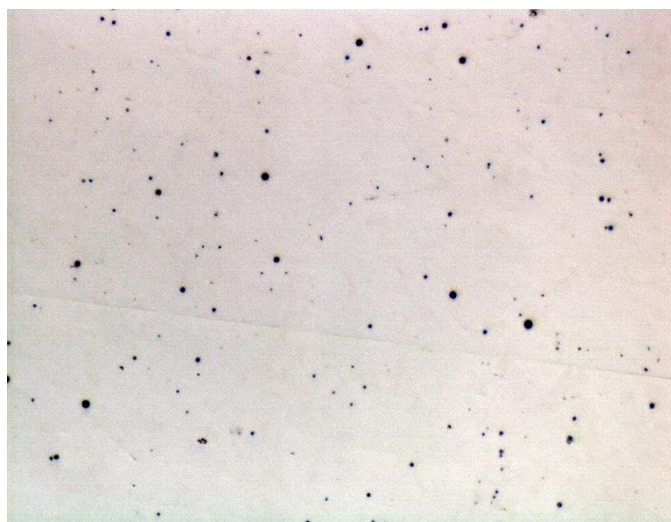
A 132

MA-Partikel 17-781/B-M21-25, Bild 3

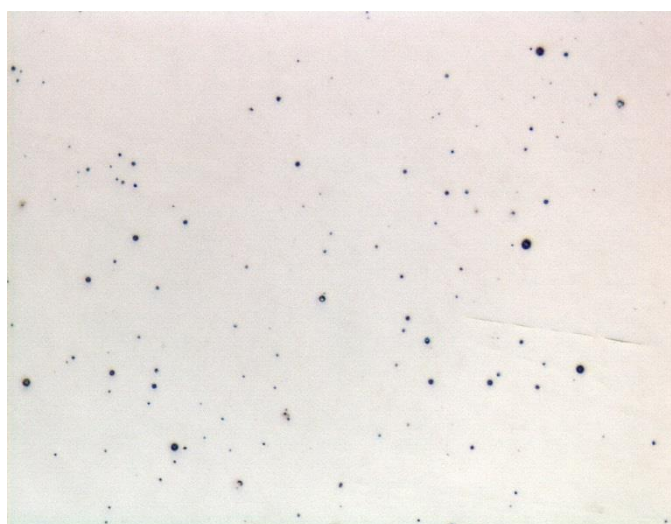
| | | | | | | | | |
|---|-------|-------|-------|-------|-------|-------|---------|--------|
| 01-VM2MG-M21-15 | 1 | 2 | 3 | 4 | 5 | d | s | sr [%] |
| mittlere Fläche [μm^2] | 0,49 | 0,49 | 0,42 | 0,34 | 0,42 | 0,43 | 0,0543 | 12,6 |
| mittlerer Durchmesser [μm] | 0,71 | 0,72 | 0,64 | 0,61 | 0,67 | 0,67 | 0,0423 | 6,3 |
| Flächenanteil [μm^2] | 62,9 | 61,9 | 36,1 | 65,9 | 54,2 | 56,2 | 10,7655 | 19,2 |
| rel. Flächenanteil [%] | 0,43 | 0,42 | 0,25 | 0,45 | 0,37 | 0,38 | 0,0737 | 19,2 |
| Anzahl | 129 | 127 | 87 | 193 | 128 | 133 | 34,0376 | 25,6 |
| Flächendichte [10^3mm^{-2}] | 8,83 | 8,69 | 5,96 | 13,21 | 8,76 | 9,09 | 2,3301 | 25,6 |
| 02-588/1-M21-15 | 1 | 2 | 3 | 4 | 5 | d | s | sr [%] |
| mittlere Fläche [μm^2] | 0,80 | 0,85 | 0,66 | 0,91 | 0,63 | 0,77 | 0,1083 | 14,1 |
| mittlerer Durchmesser [μm] | 0,89 | 0,92 | 0,78 | 0,96 | 0,77 | 0,86 | 0,0761 | 8,8 |
| Flächenanteil [μm^2] | 84,3 | 53,5 | 54,7 | 65,5 | 69,7 | 65,5 | 11,2402 | 17,2 |
| rel. Flächenanteil [%] | 0,58 | 0,37 | 0,37 | 0,45 | 0,48 | 0,45 | 0,0769 | 17,2 |
| Anzahl | 105 | 63 | 83 | 72 | 111 | 87 | 18,5300 | 21,3 |
| Flächendichte [10^3mm^{-2}] | 7,19 | 4,31 | 5,68 | 4,93 | 7,60 | 5,94 | 1,2685 | 21,3 |
| 03-588/1-C1-15 | 1 | 2 | 3 | 4 | 5 | d | s | sr [%] |
| mittlere Fläche [μm^2] | 0,61 | 0,73 | 0,65 | 0,88 | 0,83 | 0,74 | 0,1028 | 13,9 |
| mittlerer Durchmesser [μm] | 0,80 | 0,86 | 0,83 | 0,93 | 0,90 | 0,86 | 0,0467 | 5,4 |
| Flächenanteil [μm^2] | 89,7 | 110,4 | 92,2 | 103,4 | 104,1 | 100,0 | 7,7904 | 7,8 |
| rel. Flächenanteil [%] | 0,61 | 0,76 | 0,63 | 0,71 | 0,71 | 0,68 | 0,0533 | 7,8 |
| Anzahl | 147 | 152 | 150 | 118 | 125 | 138 | 14,0656 | 10,2 |
| Flächendichte [10^3mm^{-2}] | 10,06 | 10,41 | 10,27 | 8,08 | 8,56 | 9,47 | 0,9629 | 10,2 |
| 04-588/1-M20-15 | 1 | 2 | 3 | 4 | 5 | d | s | sr [%] |
| mittlere Fläche [μm^2] | 0,63 | 0,52 | 0,43 | 0,56 | 0,53 | 0,53 | 0,0647 | 12,1 |
| mittlerer Durchmesser [μm] | 0,80 | 0,73 | 0,66 | 0,77 | 0,76 | 0,74 | 0,0476 | 6,4 |
| Flächenanteil [μm^2] | 43,3 | 36,1 | 32,1 | 47,6 | 40,6 | 39,9 | 5,4150 | 13,6 |
| rel. Flächenanteil [%] | 0,31 | 0,25 | 0,22 | 0,33 | 0,28 | 0,28 | 0,0399 | 14,4 |
| Anzahl | 69 | 69 | 74 | 85 | 77 | 75 | 5,9464 | 7,9 |
| Flächendichte [10^3mm^{-2}] | 5,01 | 4,72 | 5,07 | 5,82 | 5,27 | 5,18 | 0,3654 | 7,1 |
| 05-588/1-M13-15 | 1 | 2 | 3 | 4 | 5 | d | s | sr [%] |
| mittlere Fläche [μm^2] | 0,67 | 0,49 | 0,80 | 0,75 | 0,41 | 0,62 | 0,1501 | 24,1 |
| mittlerer Durchmesser [μm] | 0,80 | 0,71 | 0,89 | 0,72 | 0,73 | 0,77 | 0,0678 | 8,8 |
| Flächenanteil [μm^2] | 39,7 | 26,2 | 74,2 | 49,1 | 44,4 | 46,7 | 15,7261 | 33,7 |
| rel. Flächenanteil [%] | 0,27 | 0,18 | 0,51 | 0,34 | 0,30 | 0,32 | 0,1077 | 33,7 |
| Anzahl | 59 | 53 | 93 | 49 | 85 | 68 | 17,7809 | 26,2 |
| Flächendichte [10^3mm^{-2}] | 4,04 | 3,63 | 6,37 | 3,35 | 5,82 | 4,64 | 1,2172 | 26,2 |
| 06-588/1A2-M21-15 | 1 | 2 | 3 | 4 | 5 | d | s | sr [%] |
| mittlere Fläche [μm^2] | 0,67 | 0,69 | 0,70 | 0,62 | 0,61 | 0,66 | 0,0366 | 5,6 |
| mittlerer Durchmesser [μm] | 0,83 | 0,84 | 0,85 | 0,76 | 0,77 | 0,81 | 0,0374 | 4,6 |
| Flächenanteil [μm^2] | 67,1 | 50,0 | 71,2 | 68,7 | 57,1 | 62,8 | 8,0023 | 12,7 |
| rel. Flächenanteil [%] | 0,46 | 0,34 | 0,49 | 0,47 | 0,39 | 0,43 | 0,0548 | 12,7 |
| Anzahl | 100 | 73 | 101 | 111 | 93 | 96 | 12,6744 | 13,3 |
| Flächendichte [10^3mm^{-2}] | 6,85 | 5,00 | 6,91 | 7,60 | 6,37 | 6,54 | 0,8676 | 13,3 |
| 09-781/B-M21-15 | 1 | 2 | 3 | 4 | 5 | d | s | sr [%] |
| mittlere Fläche [μm^2] | 0,61 | 0,49 | 0,52 | 0,46 | 0,41 | 0,50 | 0,0668 | 13,4 |
| mittlerer Durchmesser [μm] | 0,78 | 0,70 | 0,73 | 0,70 | 0,66 | 0,71 | 0,0398 | 5,6 |
| Flächenanteil [μm^2] | 61,8 | 41,7 | 60,2 | 42,8 | 34,4 | 48,2 | 10,8702 | 22,6 |
| rel. Flächenanteil [%] | 0,42 | 0,29 | 0,41 | 0,29 | 0,24 | 0,33 | 0,0744 | 22,6 |
| Anzahl | 101 | 85 | 115 | 94 | 84 | 96 | 11,4438 | 11,9 |
| Flächendichte [10^3mm^{-2}] | 6,91 | 5,82 | 7,87 | 6,43 | 5,75 | 6,56 | 0,7834 | 11,9 |
| 10-781/A-M21-15 | 1 | 2 | 3 | 4 | 5 | d | s | sr [%] |
| mittlere Fläche [μm^2] | 0,68 | 0,67 | 0,76 | 1,00 | 1,00 | 0,82 | 0,1486 | 18,1 |
| mittlerer Durchmesser [μm] | 0,83 | 0,79 | 0,88 | 0,91 | 1,00 | 0,88 | 0,0719 | 8,2 |
| Flächenanteil [μm^2] | 54,9 | 47,0 | 52,8 | 58,1 | 98,5 | 62,3 | 18,4779 | 29,7 |
| rel. Flächenanteil [%] | 0,38 | 0,32 | 0,36 | 0,40 | 0,67 | 0,43 | 0,1265 | 29,7 |
| Anzahl | 81 | 70 | 69 | 58 | 94 | 74 | 12,2082 | 16,4 |
| Flächendichte [10^3mm^{-2}] | 5,54 | 4,79 | 4,72 | 3,97 | 6,43 | 5,09 | 0,8357 | 16,4 |



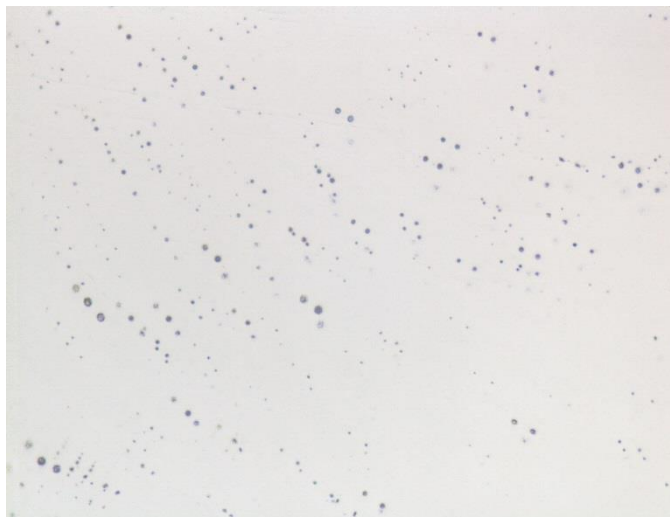
A 134 NME-ALM 01-VM2MG-M21-15, Bild 1



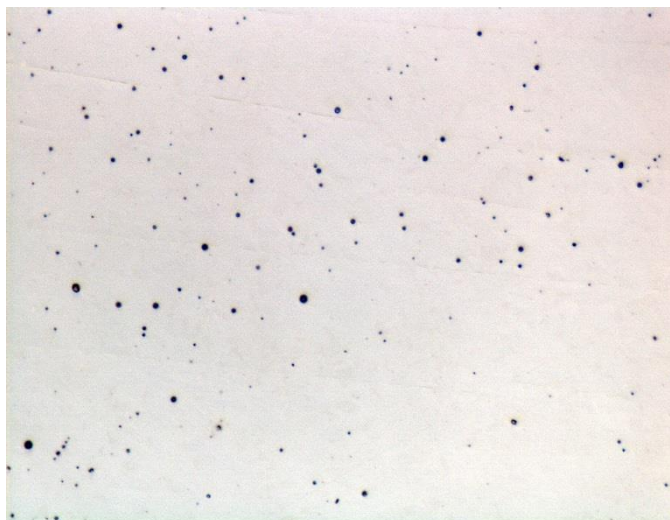
A 135 NME-ALM 01-VM2MG-M21-15, Bild 2



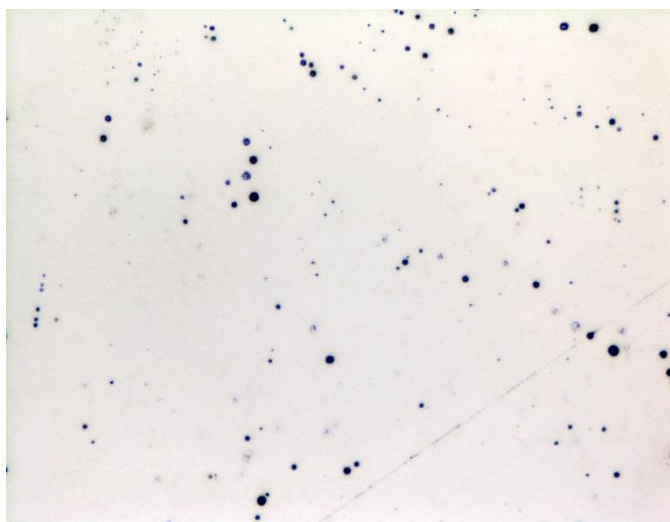
A 136 NME-ALM 01-VM2MG-M21-15, Bild 3



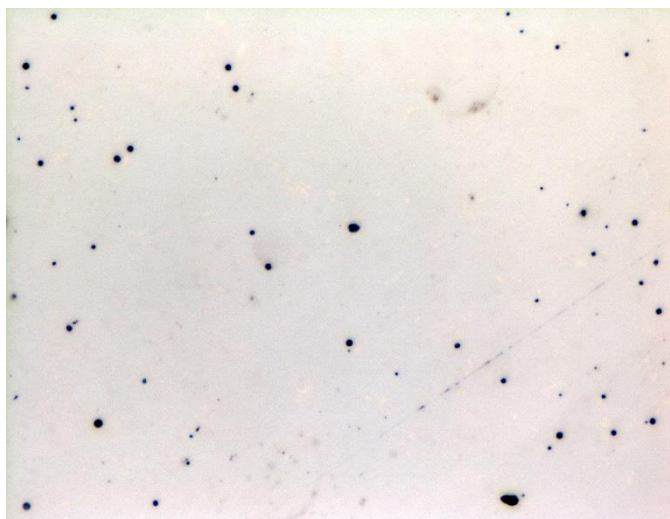
A 137 *NME-ALM 01-VM2MG-M21-15, Bild 4*



A 138 *NME-ALM 01-VM2MG-M21-15, Bild 5*

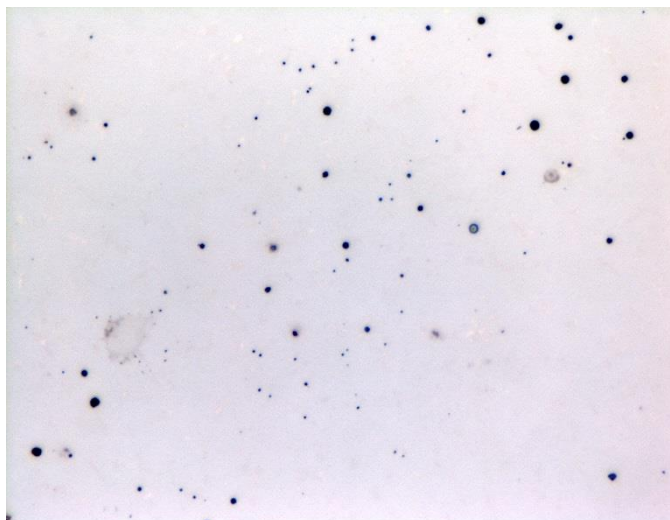


A 139 *NME-ALM 02-588/1-M21-15, Bild 1*



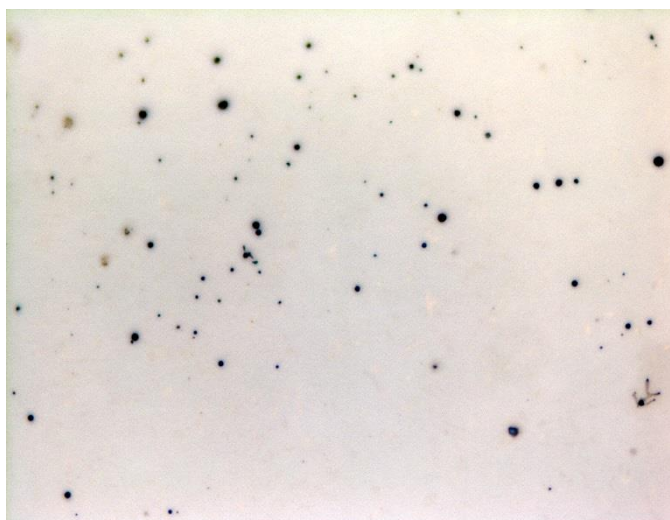
A 140

NME-ALM 02-588/1-M21-15, Bild 2



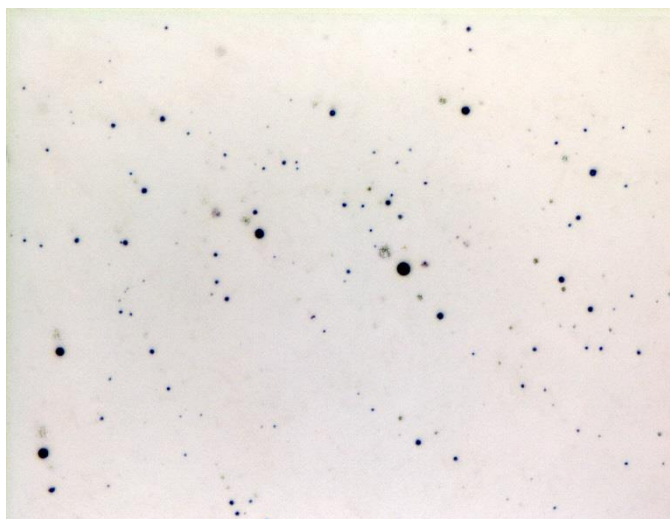
A 141

NME-ALM 02-588/1-M21-15, Bild 3



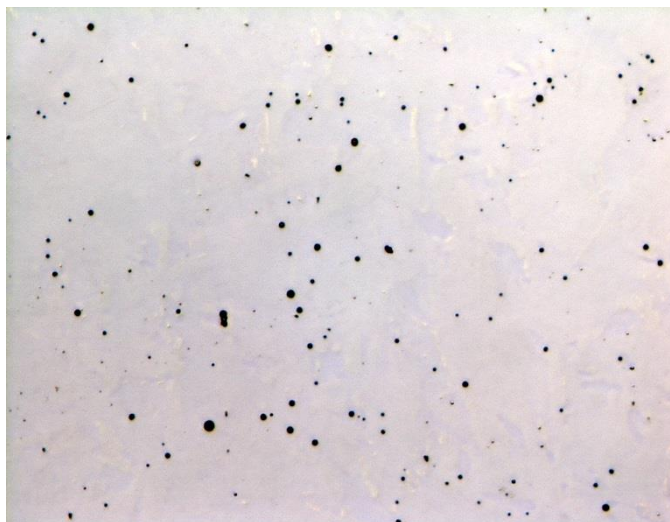
A 142

NME-ALM 02-588/1-M21-15, Bild 4



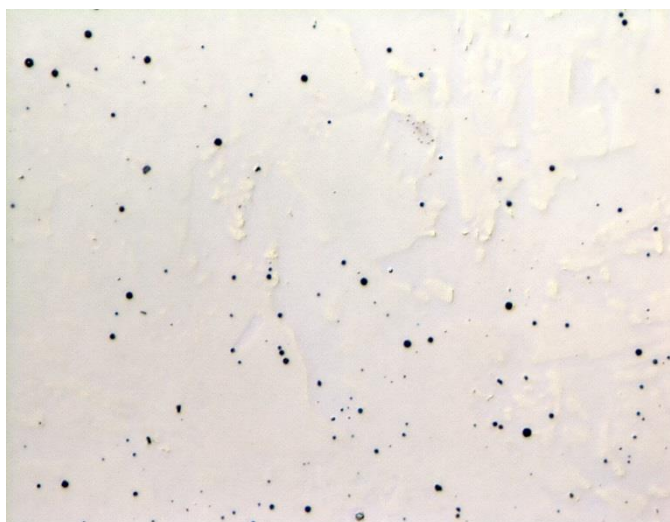
A 143

NME-ALM 02-588/1-M21-15, Bild 5



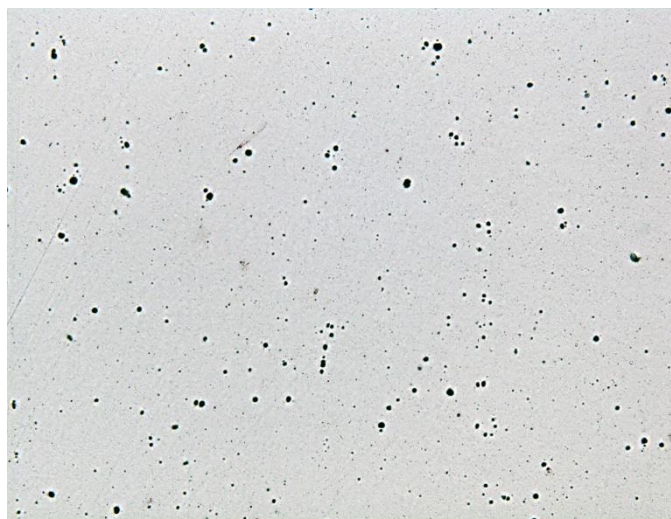
A 144

NME-ALM 03-588/1-C1-15, Bild 1



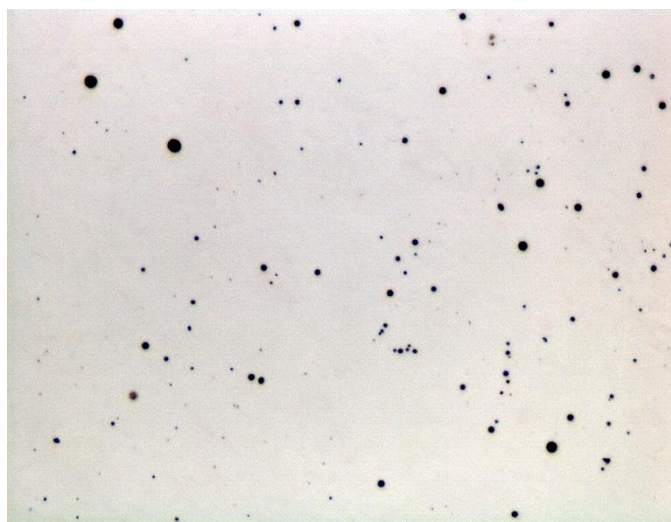
A 145

NME-ALM 03-588/1-C1-15, Bild 2



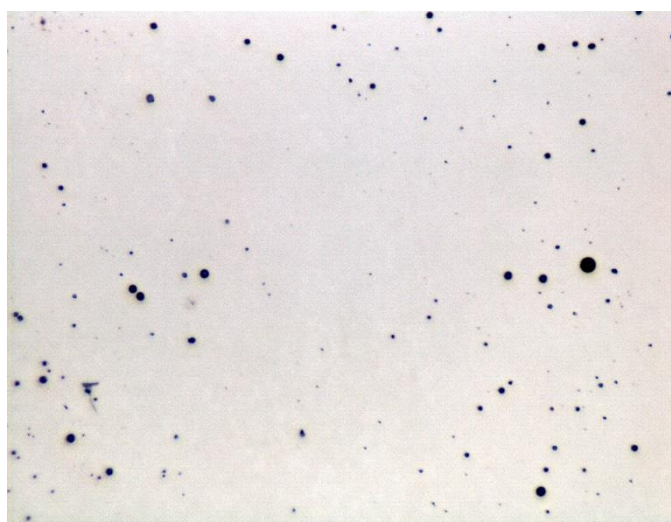
A 146

NME-ALM 03-588/1-C1-15, Bild 3



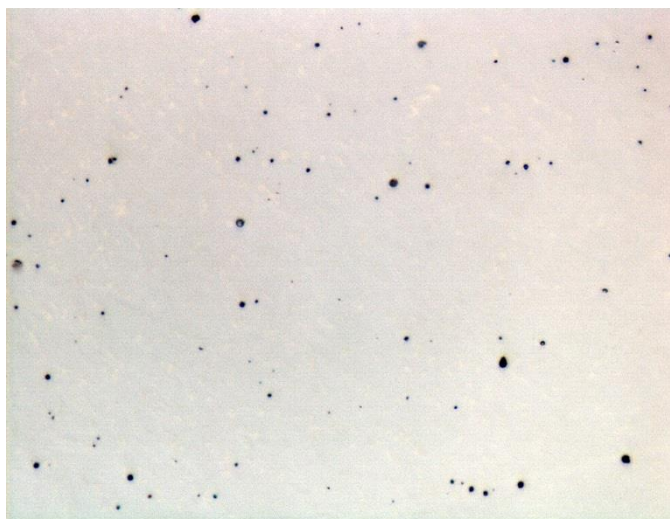
A 147

NME-ALM 03-588/1-C1-15, Bild 4



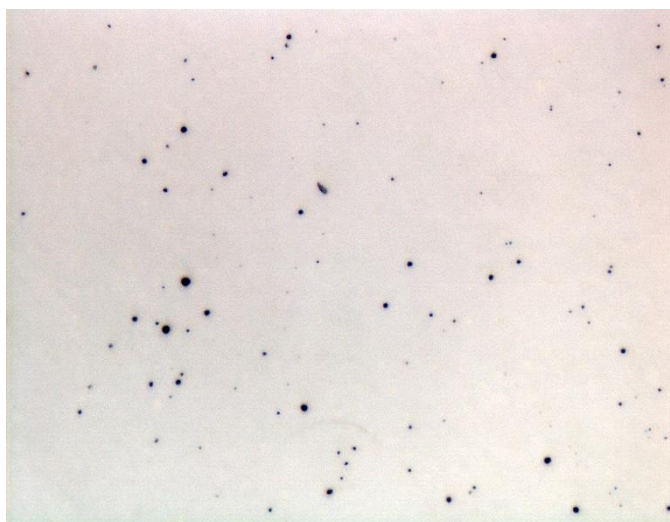
A 148

NME-ALM 03-588/1-C1-15, Bild 5



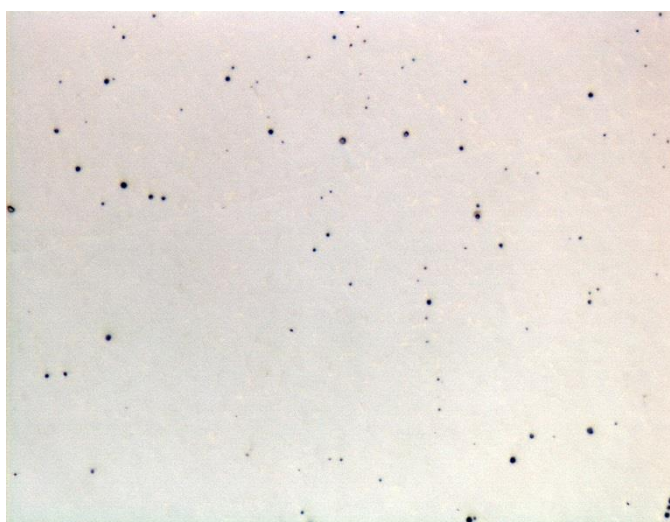
A 149

NME-ALM 04-588/1-M20-15, Bild 1



A 150

NME-ALM 04-588/1-M20-15, Bild 2

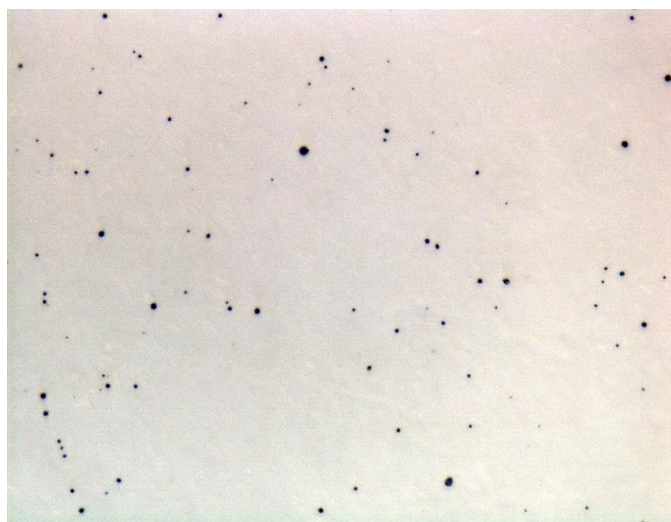


A 151

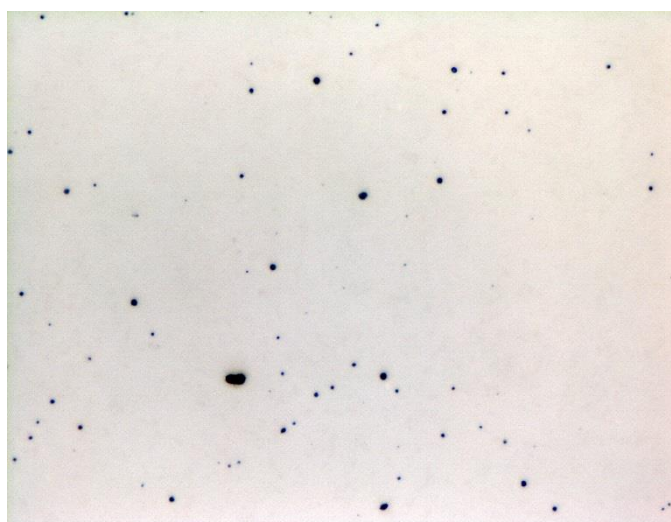
NME-ALM 04-588/1-M20-15, Bild 3



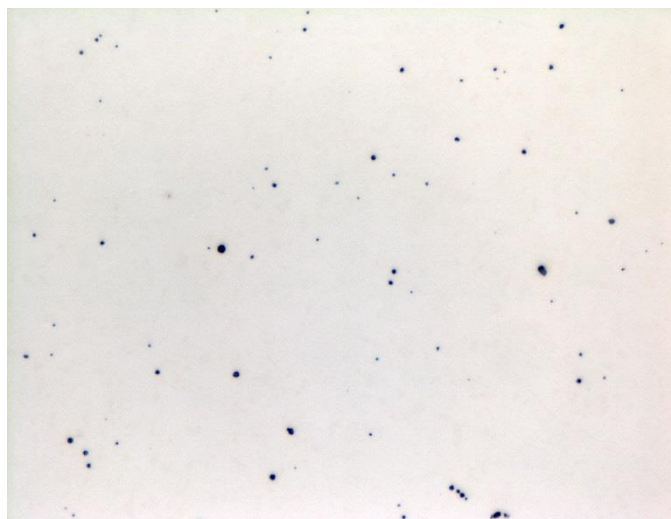
A 152 NME-ALM 04-588/1-M20-15, Bild 4



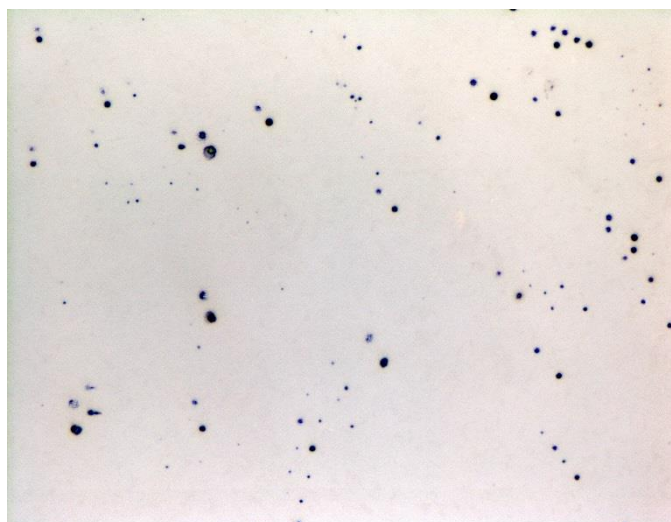
A 153 NME-ALM 04-588/1-M20-15, Bild 5



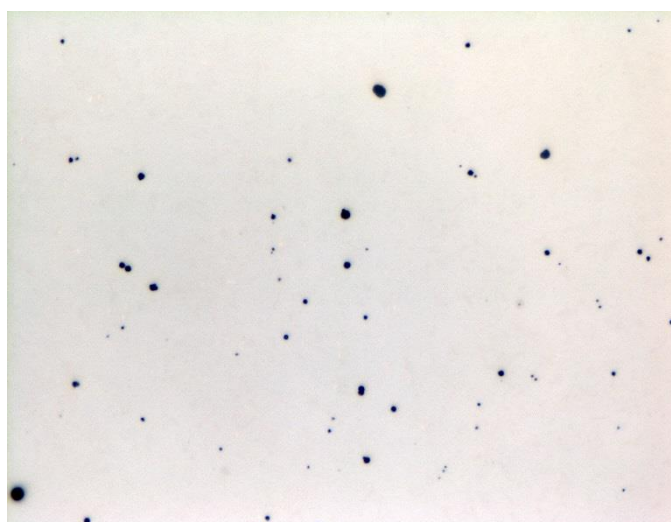
A 154 NME-ALM 05-588/1-M13-15, Bild 1



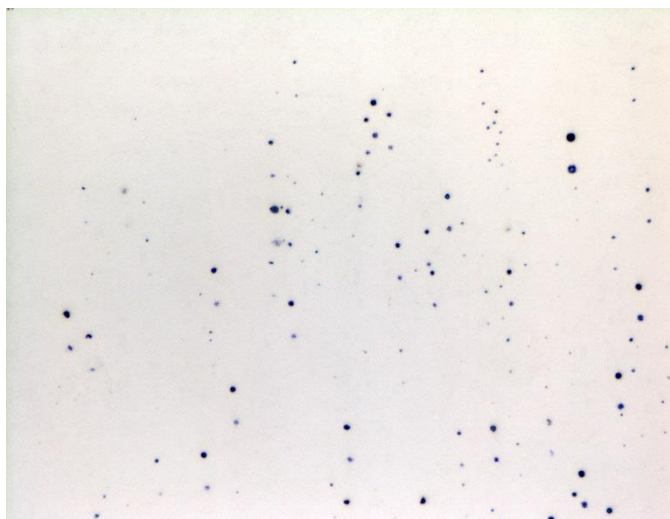
A 155 NME-ALM 05-588/1-M13-15, Bild 2



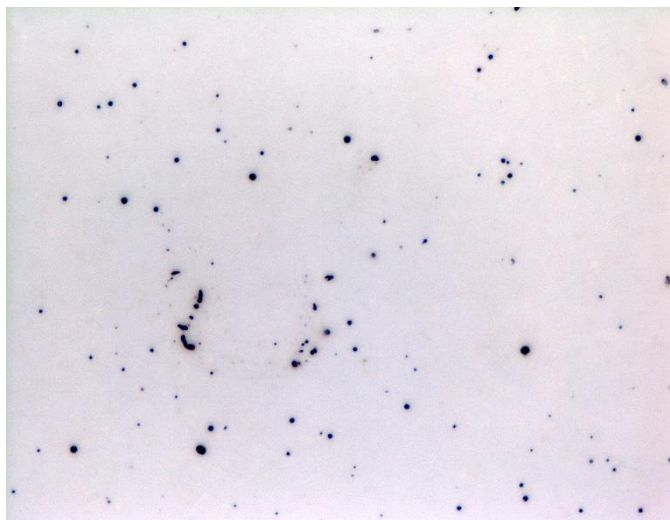
A 156 NME-ALM 05-588/1-M13-15, Bild 3



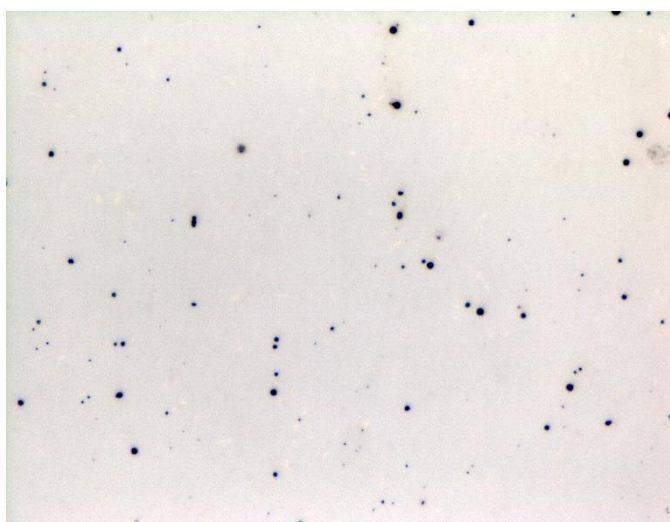
A 157 NME-ALM 05-588/1-M13-15, Bild 4



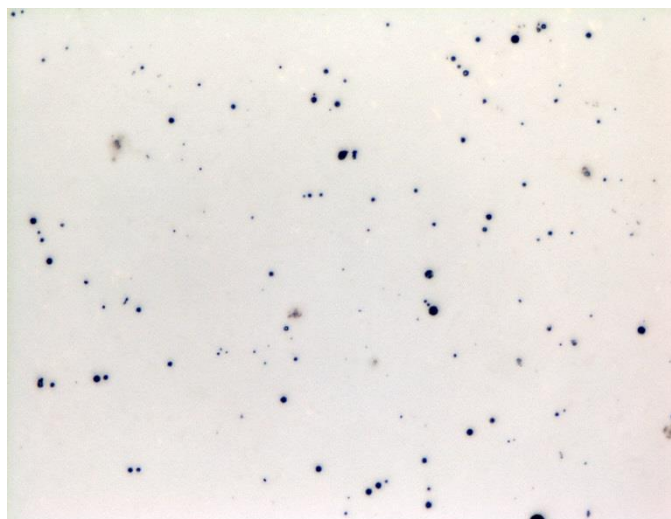
A 158 NME-ALM 05-588/1-M13-15, Bild 5



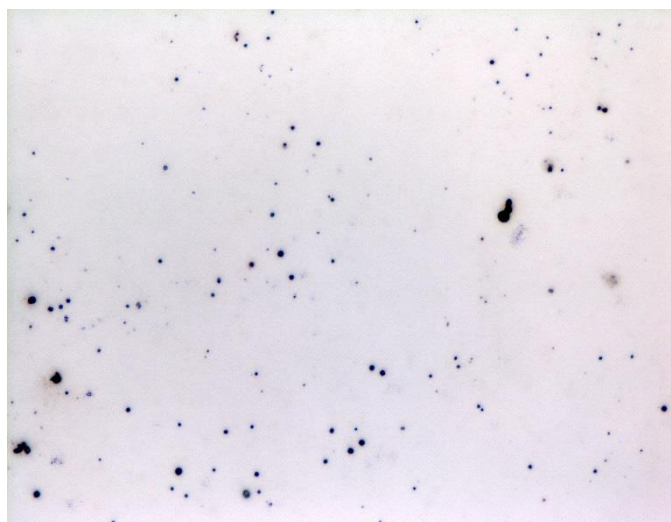
A 159 NME-ALM 06-588/1A2-M21-15, Bild 1



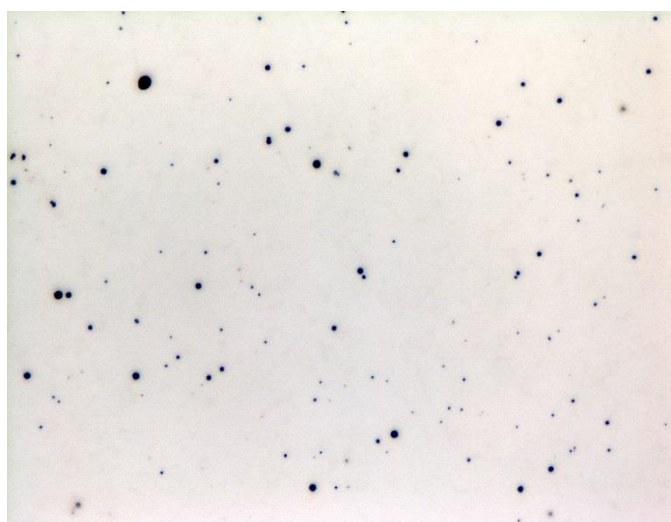
A 160 NME-ALM 06-588/1A2-M21-15, Bild 2



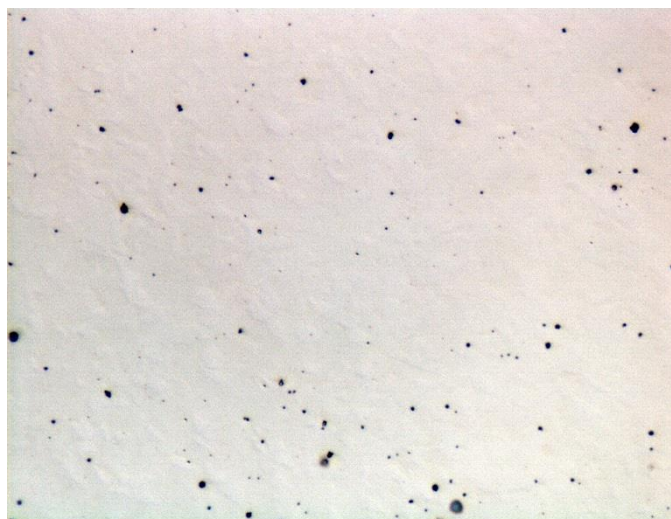
A 161 *NME-ALM 06-588/1A2-M21-15, Bild 3*



A 162 *NME-ALM 06-588/1A2-M21-15, Bild 4*

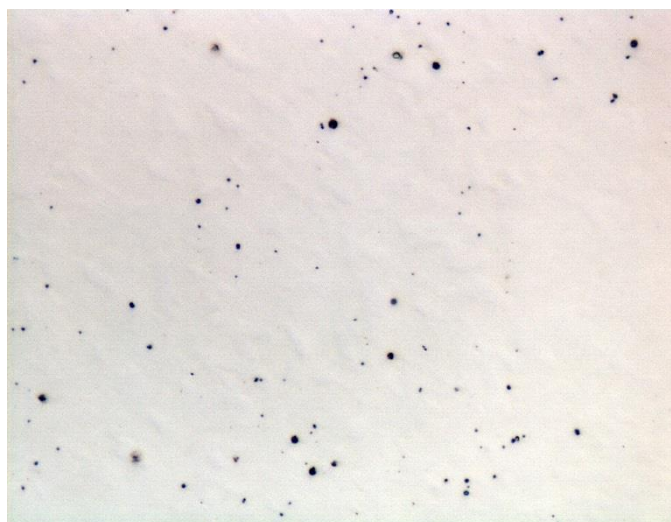


A 163 *NME-ALM 06-588/1A2-M21-15, Bild 5*



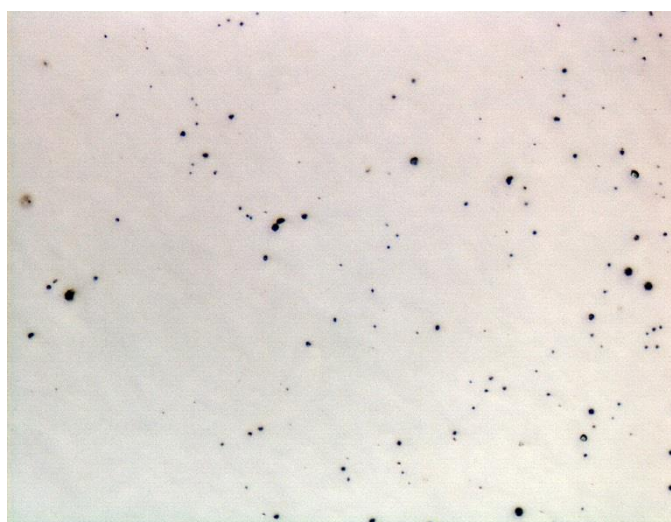
A 164

NME-ALM 09-781/B-M21-15, Bild 1



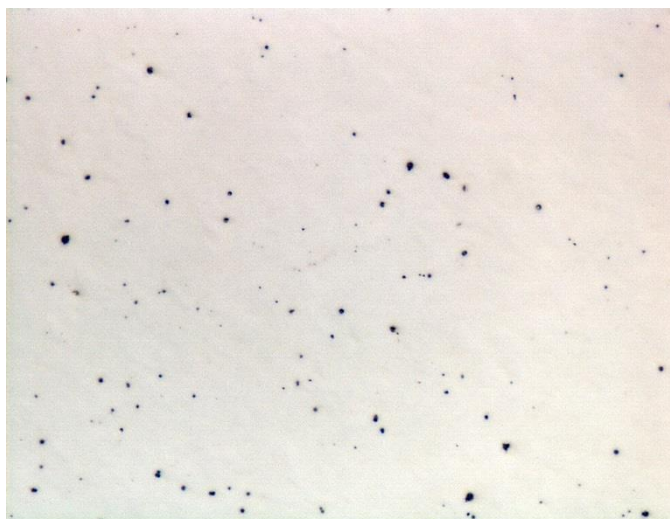
A 165

NME-ALM 09-781/B-M21-15, Bild 2

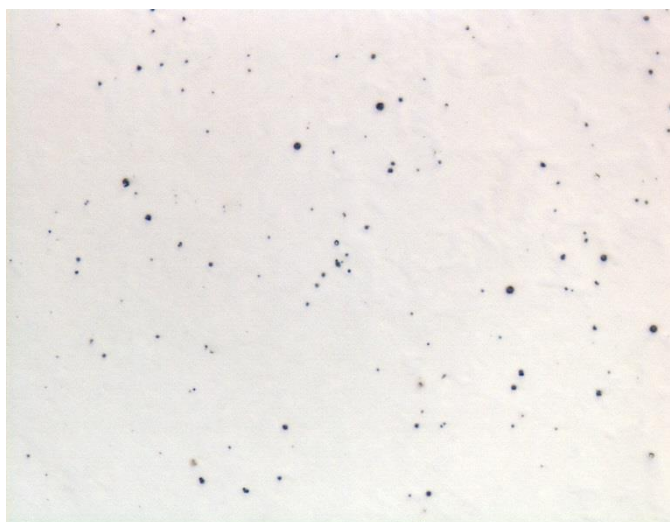


A 166

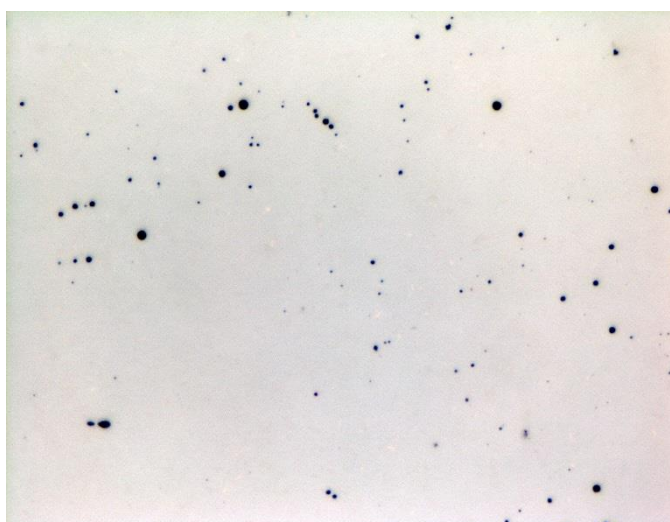
NME-ALM 09-781/B-M21-15, Bild 3



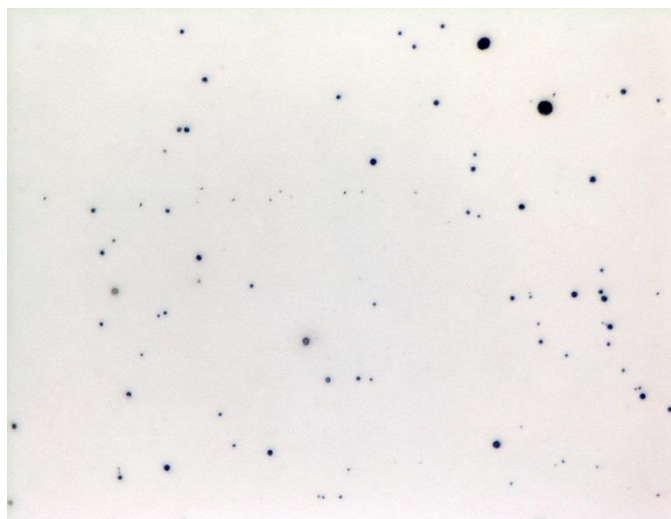
A 167 *NME-ALM 09-781/B-M21-15, Bild 4*



A 168 *NME-ALM 09-781/B-M21-15, Bild 5*

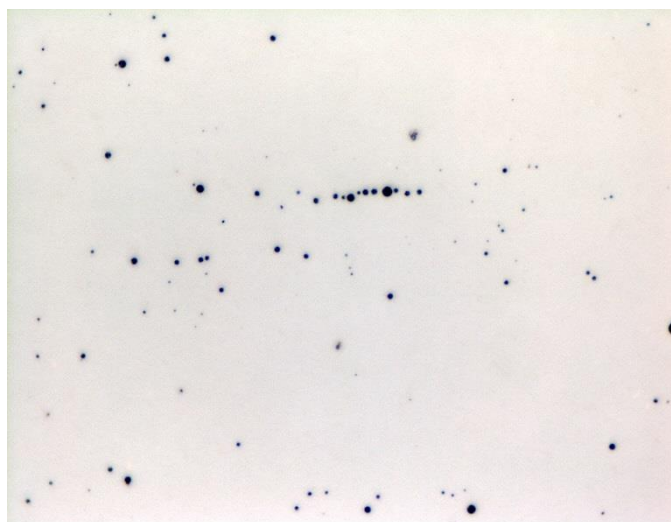


A 169 *NME-ALM 10-781/A-M21-15, Bild 1*



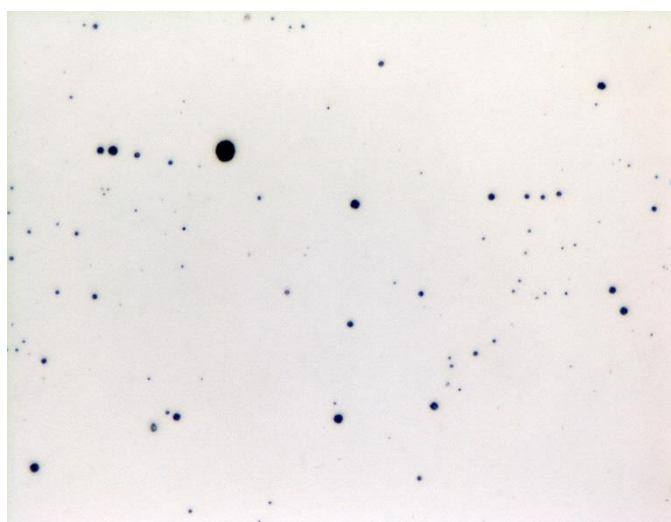
A 170

NME-ALM 09-781/A-M21-15, Bild 2



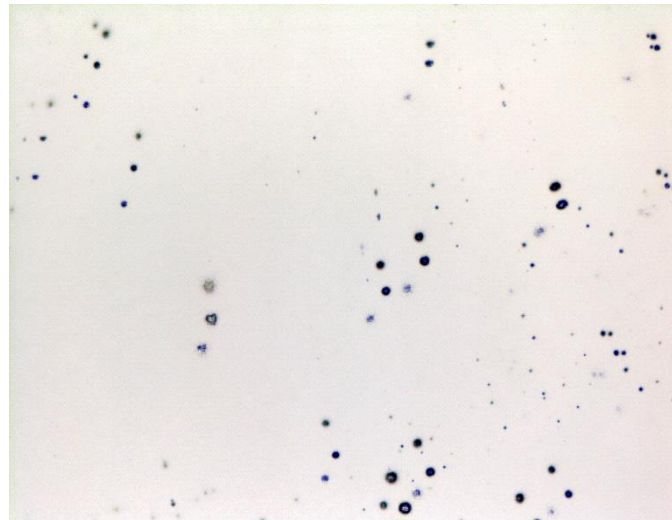
A 171

NME-ALM 09-781/A-M21-15, Bild 3



A 172

NME-ALM 09-781/A-M21-15, Bild 4



A 173

NME-ALM 09-781/A-M21-15, Bild 5

| 01-VM2MG-M21-15 | 1 | 2 | 3 | 4 | 5 | 6 | 7 | 8 | 9 | 10 | d | s | sr [%] |
|------------------------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|--------------|-------------|--------------|
| Sauerstoff [Ma%] | 41,61 | 47,74 | 48,25 | 46,91 | 49,28 | 47,43 | 42,29 | 48,26 | 47,79 | 46,26 | 46,58 | 2,44 | 5,2 |
| Mangan [Ma%] | 31,77 | 27,31 | 25,19 | 27,99 | 25,23 | 28,21 | 31,28 | 27,68 | 26,85 | 30,52 | 28,20 | 2,20 | 7,8 |
| Silizium [Ma%] | 15,72 | 14,67 | 15,33 | 15,12 | 14,35 | 13,97 | 14,86 | 15 | 14,44 | 14,62 | 14,81 | 0,48 | 3,3 |
| Aluminium [Ma%] | 8,65 | 8,25 | 8,05 | 7,93 | 9,07 | 7,89 | 6,86 | 8,18 | 8,3 | 7,83 | 8,10 | 0,55 | 6,8 |
| Titan [Ma%] | 1,27 | 0,78 | 1,25 | 0,97 | 1,22 | 0,67 | 0,43 | 0,88 | 1,17 | 0,77 | 0,94 | 0,27 | 28,7 |
| Kalzium [Ma%] | 0 | 0 | 1,05 | 0,48 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0,15 | 0,33 | 216,7 |
| Magnesium [Ma%] | 0,4 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | 1,17 | 0 | 0 | 0 | 0,16 | 0,36 | 228,1 |
| Schwefel [Ma%] | 0,58 | 1,25 | 0,88 | 0,6 | 0,85 | 1,83 | 3,11 | 0 | 1,45 | 0 | 1,06 | 0,88 | 83,4 |
| Kupfer [Ma%] | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | n.d. | n.d. | n.d. |
| Summe [Ma%] | 100 | 100 | 100 | 100 | 100 | 100 | 100 | 100 | 100 | 100 | | | |
| Durchmesser [µm] | 2,76 | 1,43 | 2,38 | 1,33 | 1,9 | 1,62 | 1,62 | 1,14 | 1,14 | 1,24 | 1,66 | 0,55 | 33,05 |
| 02-588/1-M21-15 | 1 | 2 | 3 | 4 | 5 | 6 | 7 | 8 | 9 | 10 | d | s | sr [%] |
| Sauerstoff [Ma%] | 43,24 | 47,28 | 48,48 | 41,98 | 46,35 | 46,22 | 47,7 | 42,96 | 47,1 | 46,11 | 45,74 | 2,11 | 4,6 |
| Mangan [Ma%] | 32,51 | 28,2 | 27,19 | 33,88 | 27,62 | 28,73 | 27,84 | 35,16 | 27,73 | 28,61 | 29,75 | 2,78 | 9,4 |
| Silizium [Ma%] | 11,89 | 11,76 | 10,61 | 10,75 | 8,75 | 10,81 | 12,12 | 10,11 | 10,59 | 11,17 | 10,86 | 0,93 | 8,6 |
| Aluminium [Ma%] | 7,99 | 8,03 | 8,03 | 6,83 | 6,36 | 7,73 | 8,62 | 7,06 | 7,97 | 7,72 | 7,63 | 0,64 | 8,4 |
| Titan [Ma%] | 4,37 | 3,66 | 4,48 | 4,64 | 7,42 | 4,69 | 3,72 | 4,71 | 4,95 | 4,56 | 4,72 | 0,98 | 20,8 |
| Kalzium [Ma%] | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | n.d. | n.d. | n.d. |
| Magnesium [Ma%] | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | n.d. | n.d. | n.d. |
| Schwefel [Ma%] | 0 | 1,07 | 1,21 | 1,92 | 3,5 | 1,82 | 0 | 0 | 1,66 | 1,83 | 1,30 | 1,05 | 80,7 |
| Kupfer [Ma%] | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | n.d. | n.d. | n.d. |
| Summe [Ma%] | 100 | 100 | 100 | 100 | 100 | 100 | 100 | 100 | 100 | 100 | | | |
| Durchmesser [µm] | 1,81 | 1,52 | 1,24 | 1,52 | 1,24 | 1,33 | 2,86 | 1,05 | 1,14 | 1,24 | 1,50 | 0,50 | 33,51 |
| 03-588/1-C1-15 | 1 | 2 | 3 | 4 | 5 | 6 | 7 | 8 | 9 | 10 | d | s | sr [%] |
| Sauerstoff [Ma%] | 49,16 | 45,9 | 42,16 | 46,58 | 48,9 | 39,76 | 47,93 | 44,14 | 47,61 | 49,36 | 46,15 | 3,05 | 6,6 |
| Mangan [Ma%] | 27,97 | 30,52 | 33,93 | 30,71 | 28,17 | 37,58 | 29,56 | 33,72 | 28,75 | 27,29 | 30,82 | 3,12 | 10,1 |
| Silizium [Ma%] | 12,13 | 13,96 | 14,33 | 13,57 | 14,94 | 12,53 | 11,92 | 13,69 | 13,63 | 11,94 | 13,26 | 1,01 | 7,6 |
| Aluminium [Ma%] | 5,27 | 5,22 | 5,06 | 5,14 | 5,79 | 4,63 | 4,64 | 5,5 | 5,27 | 4,9 | 5,14 | 0,34 | 6,6 |
| Titan [Ma%] | 4,11 | 2,1 | 2,08 | 2,97 | 1,65 | 4,88 | 3,31 | 2,95 | 3,9 | 4,62 | 3,26 | 1,05 | 32,4 |
| Kalzium [Ma%] | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | n.d. | n.d. | n.d. |
| Magnesium [Ma%] | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0,32 | 0,03 | 0,10 | 300,0 |
| Schwefel [Ma%] | 1,36 | 2,3 | 1,65 | 1,03 | 0,55 | 0,62 | 2,64 | 0 | 0,84 | 1,57 | 1,26 | 0,77 | 61,5 |
| Kupfer [Ma%] | 0 | 0 | 0,79 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0,08 | 0,24 | 300,0 |
| Summe [Ma%] | 100 | 100 | 100 | 100 | 100 | 100 | 100 | 100 | 100 | 100 | | | |
| Durchmesser [µm] | 1,43 | 1,14 | 1,05 | 0,95 | 1,43 | 1,71 | 1,33 | 1,14 | 1,33 | 1,14 | 1,27 | 0,21 | 16,83 |
| 04-588/1-M20-15 | 1 | 2 | 3 | 4 | 5 | 6 | 7 | 8 | 9 | 10 | d | s | sr [%] |
| Sauerstoff [Ma%] | 46,74 | 50,09 | 47,93 | 45,64 | 54,6 | 48,71 | 45,56 | 49,29 | 46,87 | 42,57 | 47,80 | 3,06 | 6,4 |
| Mangan [Ma%] | 25,8 | 16,89 | 22,72 | 29,7 | 16,91 | 25,3 | 25,1 | 22,24 | 25,01 | 28,49 | 23,82 | 4,06 | 17,1 |
| Silizium [Ma%] | 8,44 | 8,74 | 6,58 | 9,1 | 9,94 | 8,92 | 7,42 | 6,52 | 6,92 | 6,52 | 7,91 | 1,20 | 15,2 |
| Aluminium [Ma%] | 9,99 | 10,66 | 12,36 | 8,97 | 9,73 | 10,41 | 11,98 | 12,38 | 11,88 | 9,52 | 10,79 | 1,20 | 11,1 |
| Titan [Ma%] | 6,78 | 10,12 | 9,04 | 4,29 | 5,19 | 6,66 | 8,45 | 9,57 | 7,11 | 7,13 | 7,43 | 1,78 | 23,9 |
| Kalzium [Ma%] | 0,68 | 3,5 | 0,42 | 0 | 3,63 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0,82 | 1,39 | 168,8 |
| Magnesium [Ma%] | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | n.d. | n.d. | n.d. |
| Schwefel [Ma%] | 1,57 | 0 | 0,95 | 2,3 | 0 | 0 | 1,49 | 0 | 2,21 | 5,77 | 1,43 | 1,69 | 118,4 |
| Kupfer [Ma%] | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | n.d. | n.d. | n.d. |
| Summe [Ma%] | 100 | 100 | 100 | 100 | 100 | 100 | 100 | 100 | 100 | 100 | | | |
| Durchmesser [µm] | 1,14 | 2,48 | 1,52 | 1,14 | 2,86 | 1,5 | 1,33 | 1,14 | 1,05 | 0,95 | 1,51 | 0,61 | 40,43 |

A 174

EDX-Analyse Versuche 01, 02, 03, 04

| 05-588/1-M13-15 | 1 | 2 | 3 | 4 | 5 | 6 | 7 | 8 | 9 | 10 | d | s | sr [%] |
|--------------------------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|--------|-------|-------|--------------|-------------|--------------|
| Sauerstoff [Ma%] | 51,18 | 46,01 | 45,18 | 51,43 | 51,06 | 51,09 | 48,21 | 53,39 | 47,95 | 52 | 49,75 | 2,59 | 5,2 |
| Mangan [Ma%] | 20,28 | 25,84 | 25,23 | 20,85 | 24,12 | 20,5 | 23,32 | 15,73 | 25,1 | 14,47 | 21,54 | 3,76 | 17,5 |
| Silizium [Ma%] | 6,22 | 7,6 | 6,22 | 6,99 | 9,14 | 6,35 | 6,41 | 9,12 | 6,76 | 9,36 | 7,42 | 1,24 | 16,7 |
| Aluminium [Ma%] | 12,81 | 9,48 | 13,21 | 12,45 | 9,85 | 12,45 | 10,61 | 8,59 | 10,45 | 9,76 | 10,97 | 1,54 | 14,1 |
| Titan [Ma%] | 8,44 | 9,03 | 6,96 | 6,86 | 5,83 | 8,15 | 10,27 | 6,72 | 8,21 | 6,11 | 7,66 | 1,33 | 17,3 |
| Kalzium [Ma%] | 0 | 0,8 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | 4,89 | 0 | 7,36 | 1,31 | 2,48 | 190,3 |
| Magnesium [Ma%] | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0,42 | 0 | 0 | 0,04 | 0,13 | 300,0 |
| Schwefel [Ma%] | 1,07 | 1,24 | 3,2 | 1,42 | 0 | 1,46 | 1,18 | 1,14 | 1,53 | 0,94 | 1,32 | 0,75 | 56,9 |
| Kupfer [Ma%] | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | n.d. | n.d. | n.d. |
| Summe [Ma%] | 100 | 100 | 100 | 100 | 100 | 100 | 100 | 100 | 100 | 100 | | | |
| Durchmesser [µm] | 1,62 | 1,43 | 1,05 | 1,05 | 1,05 | 1,05 | 1,43 | 2,19 | 1,33 | 2,38 | 1,46 | 0,46 | 31,40 |
| 06-588/1A2-M21-15 | 1 | 2 | 3 | 4 | 5 | 6 | 7 | 8 | 9 | 10 | d | s | sr [%] |
| Sauerstoff [Ma%] | 54,81 | 46,62 | 47,28 | 48,14 | 43,74 | 54,9 | 48,39 | 51,37 | 45,94 | 48,31 | 48,95 | 3,48 | 7,1 |
| Mangan [Ma%] | 13,18 | 18,73 | 23,53 | 24,85 | 21,42 | 12,36 | 17,17 | 18,5 | 23 | 20,51 | 19,33 | 3,99 | 20,7 |
| Silizium [Ma%] | 1,9 | 1,66 | 5,83 | 6,97 | 3,21 | 2,29 | 0 | 1,58 | 5,56 | 4,59 | 3,36 | 2,15 | 63,9 |
| Aluminium [Ma%] | 7,88 | 7,09 | 6,62 | 6,83 | 6,38 | 9,8 | 7,26 | 5,32 | 7,19 | 7,23 | 7,16 | 1,09 | 15,2 |
| Titan [Ma%] | 21,29 | 25,9 | 16,74 | 13,21 | 25,25 | 20,65 | 27,18 | 22,29 | 16,84 | 17,96 | 20,73 | 4,32 | 20,8 |
| Kalzium [Ma%] | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0,62 | 0 | 0,06 | 0,19 | 300,0 |
| Magnesium [Ma%] | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | n.d. | n.d. | n.d. |
| Schwefel [Ma%] | 0,94 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0,94 | 0,85 | 1,4 | 0,41 | 0,52 | 126,8 |
| Kupfer [Ma%] | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | n.d. | n.d. | n.d. |
| Summe [Ma%] | 100 | 100 | 100 | 100 | 100 | 100 | 100 | 100 | 100 | 100 | | | |
| Durchmesser [µm] | 1,52 | 1,33 | 1,43 | 1,33 | 1,33 | 1,33 | 1,33 | 2,48 | 2,19 | 1,9 | 1,62 | 0,40 | 24,81 |
| 09-781/B-M21-15 | 1 | 2 | 3 | 4 | 5 | 6 | 7 | 8 | 9 | 10 | d | s | sr [%] |
| Sauerstoff [Ma%] | 50,8 | 44,96 | 55 | 53,21 | 50,08 | 48,23 | 53,1 | 52,65 | 43,51 | 48,64 | 50,02 | 3,54 | 7,1 |
| Stickstoff [Ma%] | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | 8,93 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0,89 | 2,68 | 300,0 |
| Mangan [Ma%] | 11,17 | 20,67 | 7,75 | 14,51 | 12,74 | 10,7 | 11,86 | 14,78 | 11,97 | 13,03 | 12,92 | 3,21 | 24,8 |
| Silizium [Ma%] | 0,68 | 1,77 | 1,02 | 1,43 | 0,84 | 1,03 | 1,11 | 1,09 | 0,62 | 0 | 0,96 | 0,45 | 47,3 |
| Aluminium [Ma%] | 5,75 | 6,22 | 6,9 | 6,29 | 5,33 | 4,66 | 6,57 | 6,6 | 2,88 | 4,62 | 5,58 | 1,18 | 21,1 |
| Titan [Ma%] | 30,48 | 23,49 | 29,33 | 24,56 | 30,08 | 26,45 | 26,24 | 22,91 | 41,02 | 33,71 | 28,83 | 5,21 | 18,1 |
| Kalzium [Ma%] | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | n.d. | n.d. | n.d. |
| Magnesium [Ma%] | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | n.d. | n.d. | n.d. |
| Schwefel [Ma%] | 1,12 | 2,89 | 0 | 0 | 0,93 | 0 | 1,12 | 1,97 | 0 | 0 | 0,80 | 0,96 | 119,2 |
| Kupfer [Ma%] | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | n.d. | n.d. | n.d. |
| Summe [Ma%] | 100 | 100 | 100 | 100 | 100 | 100 | 100 | 100 | 100 | 100 | | | |
| Durchmesser [µm] | 1,14 | 1,33 | 1,24 | 1,24 | 1,14 | 0,95 | 1,24 | 0,95 | 1,43 | 1,33 | 1,20 | 0,15 | 12,47 |
| 10-781/A-M21-15 | 1 | 2 | 3 | 4 | 5 | 6 | 7 | 8 | 9 | 10 | d | s | sr [%] |
| Sauerstoff [Ma%] | 49,87 | 48,55 | 48,61 | 44,35 | 43,22 | 48,45 | 43,6 | 47,33 | 44,38 | 44,16 | 46,25 | 2,40 | 5,2 |
| Mangan [Ma%] | 21,63 | 22 | 16,44 | 25,37 | 28,46 | 26,84 | 28,87 | 28,64 | 29,74 | 28,94 | 25,69 | 4,13 | 16,1 |
| Silizium [Ma%] | 10,44 | 7,71 | 13,01 | 6,15 | 6,01 | 7,78 | 5,31 | 7,79 | 6,05 | 5,58 | 7,58 | 2,32 | 30,6 |
| Aluminium [Ma%] | 9,66 | 8,57 | 6,77 | 9,82 | 8,41 | 8,56 | 8,04 | 7,83 | 7,48 | 8,21 | 8,34 | 0,87 | 10,5 |
| Titan [Ma%] | 4,32 | 10,97 | 3,91 | 14,31 | 9,64 | 5,21 | 12,29 | 8,5 | 9,77 | 11,39 | 9,03 | 3,35 | 37,1 |
| Kalzium [Ma%] | 2,18 | 1 | 9,6 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | 1,28 | 2,86 | 223,5 |
| Magnesium [Ma%] | 0 | 0 | 0,58 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0,06 | 0,17 | 300,0 |
| Schwefel [Ma%] | 1,9 | 1,2 | 1,08 | 0 | 4,26 | 3,16 | 1,89 | 0 | 2,58 | 1,72 | 1,78 | 1,26 | 70,9 |
| Kupfer [Ma%] | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | n.d. | n.d. | n.d. |
| Summe [Ma%] | 100 | 100 | 100 | 100 | 100 | 100 | 100 | 100,09 | 100 | 100 | | | |
| Durchmesser [µm] | 2,38 | 2,29 | 3,62 | 2,19 | 1,9 | 1,9 | 1,71 | 1,43 | 1,71 | 1,24 | 2,04 | 0,63 | 30,92 |

A 175

EDX-Analyse Versuche 05, 06, 09, 10

| 01-VM2MG-M21-15-MnS | 1 | 2 | 3 | d | s | sr [%] |
|----------------------------|-------|-------|-------|--------------|-------------|------------|
| Mangan [Ma%] | 58,43 | 59,43 | 59,28 | 59,05 | 0,44 | 0,7 |
| Silizium [Ma%] | 4,92 | 4,81 | 4,8 | 4,84 | 0,05 | 1,1 |
| Nickel [Ma%] | 6,45 | 6,42 | 6,64 | 6,50 | 0,10 | 1,5 |
| Schwefel [Ma%] | 30,2 | 29,34 | 29,28 | 29,61 | 0,42 | 1,4 |
| Summe [Ma%] | 100 | 100 | 100 | | | |

A 176

EDX-Analyse MnS Versuch 01-VM2MG-M21-15

Wissenschaftlicher Lebenslauf

Persönliches

Name: Richard Banaschik
Geburtsdatum, Ort: 01.05.1986, Rostock
Staatsangehörigkeit: deutsch

Berufliche Erfahrungen

Seit 08/2021 Ingenieur R&D, TPR Forschung, MEYER WERFT GmbH & Co. KG, Papenburg
04/2019 – 07/2021 Schweißtechnologe, Integriertes Managementsystem der NEPTUN WERFT GmbH & Co. KG, Rostock
04/2012 – 03/2019 Wissenschaftlicher Mitarbeiter, Fraunhofer-Institut für Großstrukturen in der Produktionstechnik, Rostock

Weiterbildungen

07/2020 Zertifizierung „Sichtprüfung Stufe 2“ nach DIN EN ISO 9712, Rostock
11/2013 Zertifizierung „Optische Emissionsspektroskopie Stufe 2“ nach DIN EN ISO 9712, Neunkirchen/Saar
04/2012 Prüfung zum „INTERNATIONAL WELDING ENGINEER“, SFI/IWE gemäß DVS®-IIW 1170 „Schweißaufsichtspersonen“, Rostock

Studium

10/2006 – 04/2012 Universität Rostock, Studium des Maschinenbauingenieurwesens mit Schwerpunkt Werkstofftechnik und Schweißtechnik (Abschluss: Dipl.-Ing.)

Schulbildung

2003 – 2006 Fachgymnasium Metalltechnik (Abschluss: Abitur), Rostock
1993 – 2003 Schule an der Carbak Grundschule und Realschule, Broderstorf