



Montanuniversität Leoben – University of Leoben

Department Metallurgie – Department of Metallurgy

Nichteisenmetallurgie – Nonferrous Metallurgy



# MASTERARBEIT

Thema:

## Bewertung der Warmrissneigung von Al-Knetlegierungen



Ersteller:

Hasan Hüseyin Ata

Betreuer:

Ing. Dr. Holm Böttcher

Univ.-Prof. Dipl.-Ing. Dr. mont. Helmut Antrekowitsch

Leoben, Mai 2014

## **Bewertung der Warmrissneigung von Al-Knetlegierungen**

Aluminium ist das dritthäufigste Element und wegen seines geringen Gewichtsverhältnisses zu Stahl, guter Verformbarkeit, guter Korrosionsbeständigkeit, guter Wärme- und elektrischer Leitfähigkeit nimmt es bedeutende Anwendungen in vielen industriellen Bereichen ein.

Die Firma AMAG Casting GmbH produziert Stranggussprodukte, welche von verschiedenen Aluminiumknetlegierungen erhalten werden und welche in den vielen Bereichen industriellen Einsatz findet. Beim Gießen des Aluminiums treten einige Fehler auf. Einer von diesen Fehlern ist der Warmriss, welcher in der Industrie eine große Einschränkung zur Gießproduktivität verursacht.

Ziel dieser Arbeit ist es, Einflüsse von Legierungselementen der Aluminiumknetlegierungen auf den Warmriss zu finden und eine günstige Legierungszusammensetzung zur Reduzierung festzulegen.

Die praktische Ausarbeitung umfasst unterschiedliche Versuchsreihen. Die erhaltenen Ergebnisse zeigen die Warmrissempfindlichkeit der Knetlegierungen unter Veränderung der Legierungselemente. Es ist zu beobachten, dass kleinere Mengenänderungen der Legierungselemente zur Senkung bzw. Erhöhung des Warmrisses führen.

Experimentelle Untersuchungen erzielen eine Minimierung des Warmrisses. Dafür wurden zahlreiche Experimente ausgeführt, um den Einfluss der chemischen Zusammensetzungen bzw. Änderung des Warmrisses besser zu verstehen.

Aus den experimentellen Untersuchungen soll die Warmrissempfindlichkeit der erforschten Legierungen erfolgen.

Leoben, Mai 2014

# Eidesstattliche Erklärung

Ich erkläre an Eides statt, dass ich die vorliegende Arbeit selbstständig und ohne fremde Hilfe verfasst, andere als die angegebenen Quellen und Hilfsmittel nicht benutzt, wörtlich und inhaltlich entnommene Stellen als solche kenntlich gemacht habe.

---

Hasan Hüseyin Ata

## Danksagung

Zuerst möchte ich herzlich meinen Betreuern Univ.-Prof. Dip.-Ing. Dr.mont. Helmut Antrekowitsch und Ing. Dr. Holm Böttcher für Ihre Beratung und Geduld während meiner Forschung und Lehre danken.

Ich bin der AMAG Austria Metall AG für Ihr Vertrauen und Ihre finanzielle Unterstützung dankbar. Die Gastfreundschaft während meines Aufenthalts habe ich sehr geschätzt.

Mein herzlicher Dank geht an die Mitglieder des Forschungsprojekts von Dip.-Ing. Dr.mont. Philip Pucher für Ihre wertvollen Diskussionen und kontinuierliche Unterstützung und Freundlichkeiten.

Ich möchte mich bei dem Herrn Christian Bernbacher und dem Herrn Johann Schmid für ihre hervorragende technische Unterstützung bei der Verwendung der Messgeräte und hilfreiche Ratschläge besonders bedanken.

Ganz besonders möchte ich mich beim Herrn Albert Casata für die Erstellung der REM-Bilder und die Bestimmung der Korngrößen bedanken.

Ich danke meine Professoren Univ.-Prof. Dip.-Ing. Dr. Phil. Peter Schumacher, Univ.-Prof. Dip.-Ing. Dr.techn. Harald Raupenstrauch und Univ.-Prof. Dipl.-Ing. Dr.mont. Christian Bernhard für das Grundlagenwissen, das ich während meines Studiums erhalten habe.

Ein herzliches Dankeschön gebührt Dip.-Ing. Dr.mont. Katherina Färber für Ihre Literaturvorschläge und ausdauernden motivierenden Worte.

Ich möchte mich an dieser Stelle beim Herrn Erol Bademcioglu bedanken, der mich bei der Anfertigung meiner Diplomarbeit so kräftig unterstützt hat.

Weiteres möchte ich meine tiefste Dankbarkeit gegenüber meiner Familie ausdrücken. Meine Eltern versuchten ihr Bestes, um mich in allen meinen Bestrebungen zu unterstützen. Mein Bruder Ali gibt mir immer Liebe, Ermutigung und finanzielle Unterstützung.

Schließlich möchte ich mich von ganzem Herzen bei meiner Freundin Hacer Mete bedanken. Sie steht immer hinter mir und ermutigt mich. Danke für deine Liebe und den Glauben an mich.

### *Bewertung der Warmrissneigung von Al-Knetlegierungen*

Die vorliegende Arbeit beinhaltet in Zusammenarbeit mit der Firma AMAG Casting GmbH die Untersuchung der Warmrissempfindlichkeit der Aluminiumknetlegierungen sowie AA 2017, AA 3535, AA 6061, AA 7050 und AA 7075. Im Rahmen der Versuche wurden die Prozessparameter für die Entstehung des Warmrisses im Hinblick auf die Wirtschaftlichkeit und Qualität durch eine Reihe von Gießversuchen optimiert.

Das Ziel dieser Arbeit ist es, Effekte der Legierungselemente festzulegen. Die praktischen Versuche haben gezeigt, dass bestimmte Legierungselemente einen bedeutenden Einfluss auf die Warmrissempfindlichkeit haben. Die Untersuchungen beziehen sich auf die Behandlung der diversen Zusammensetzungen der Legierungen und die Bewertung der erhaltenen Warmrisszahlen. Die Einstellung der Menge der Legierungselemente erhöht bzw. senkt die Warmrissempfindlichkeit.

Ein anderer Hauptpunkt dieser Arbeit war die Verminderung der Warmrissempfindlichkeit der bestimmten Serien der Al-Knetlegierung. Aus dieser Sicht wurden unter gleich gebliebener Prozessparameter sowie Gieß- und Kokillentemperatur verschiedene Legierungen eingesetzt. Aus den getesteten Untersuchungen kann eine Erhöhung bzw. Erniedrigung der Anteile von bestimmten Elementen einen großen Effekt auf den Warmriss beobachtet werden.

Die resultierenden Ergebnisse lassen sich für folgende Anforderung an den Warmrisszahl definieren:

Die Eignung der Legierungen zur Warmrissbildung kann mit der Menge der beteiligten Elemente zu einer starken Abhängigkeit führen.

*Valuation of hot cracking tendency of aluminum wrought alloys*

The present work deals in co-operation with the company AMAG Casting GmbH hot cracking susceptibility of wrought aluminum alloys as well as AA 2017, AA 3535, AA 6061, AA 7050 und AA 7050. The task implies the optimization of the process parameters in regard to quality and cost-effectiveness. During the investigations process parameter for formation of the hot tearing in terms of efficiency and quality have been optimized by a series of casting experiments.

The aim of this study is to determine effects of the alloying elements. The practical tests have shown that certain alloying elements have significant influence on hot tear susceptibility. The setting of the amount of alloying elements increases or decreases the hot tear sensitivity. For this purpose various compositions of the alloy have been treated. The obtained Hot Cracking Sensitivity (HCS) was then evaluated.

Another main point of this study was the reduction of hot tear sensitivity of certain series Al wrought alloy. For this various alloys under certain casting and mold temperature were used. Alternative alloying elements are tested and finally it was observed that increase/decrease of the proportion of certain elements has great effect on the result of hot tearing.

As a result, it was found that the hot tear sensitivity of the alloys is highly depended on quantity of its involved elements.

# INHALTSVERZEICHNIS

<b>1</b>	<b>EINLEITUNG</b> .....	<b>1</b>
<b>2</b>	<b>STAND DER TECHNIK DER WARMRISSNEIGUNG BEI AL-KNETLEGIERUNGEN</b>	<b>2</b>
2.1	Einfluss der Temperatur .....	3
2.1.1	Einfluss der Schmelztemperatur .....	5
2.1.2	Einfluss der Kokillentemperatur.....	6
2.1.3	Einfluss der Abkühlgeschwindigkeit der Schmelze .....	7
2.2	Einfluss der Legierung.....	8
2.2.1	AA 2xxx Legierungssystem .....	9
2.2.1.1	Al-Cu-Mg-Si.....	9
2.2.1.2	Al-Cu-Mg-Ti .....	11
2.2.1.3	Al-Cu-Mg-Fe-Si-Ti .....	12
2.2.1.4	Al-Cu-Mg-Ni-Fe-Si.....	14
2.2.2	AA 3xxx Legierungssystem .....	15
2.2.3	AA 6xxx Legierungssystem .....	17
2.2.3.1	Al-Mg-Si-Fe-Ti .....	17
2.2.3.2	Al-Mg-Si-Cu-Fe-Ti .....	17
2.2.4	AA 7xxx Legierungssystem .....	17
2.2.4.1	Al-Mg-Zn-Cu .....	17
2.2.4.2	Al-Mg-Zn-Cu-Mn.....	18
2.3	Einfluss der Kornfeinung .....	20
2.4	Einfluss der Spurenelemente .....	25
2.5	Einfluss der Schmelzequalität .....	26
2.6	Methode zur Bestimmung der Warmrissneigung .....	27
2.6.1	Ringkokillentest .....	27
2.6.2	Kaltfingertest .....	28
2.6.3	Knochenkokillentest .....	30
2.6.4	Spannungstest .....	32
<b>3</b>	<b>EXPERIMENTELLE METHODEN</b> .....	<b>34</b>
3.1	Verwendete Maschinen und Geräte.....	34
3.2	Verwendete Werkstoffe .....	35
3.3	Versuchsdurchführung .....	38
3.4	Beurteilung der Warmrisszahl .....	40
3.4.1	Beurteilung der Legierung AA 2017 .....	41
3.4.2	Beurteilung der Legierung AA 3535 .....	42
3.4.3	Beurteilung der Legierung AA 6061 .....	43
3.4.4	Beurteilung der Legierung AA 7050 .....	44
3.4.5	Beurteilung der Legierung AA 7075 .....	47
3.5	Bestimmung des Warmrisses.....	49

3.6	Beurteilung des Phasenanteils.....	50
<b>4</b>	<b>DISKUSSION DER ERGEBNISSE .....</b>	<b>54</b>
<b>5</b>	<b>ZUSAMMENFASSUNG UND AUSBLICK.....</b>	<b>56</b>
<b>6</b>	<b>LITERATURVERZEICHNIS .....</b>	<b>57</b>
<b>7</b>	<b>ABKÜRZUNGSVERZEICHNIS .....</b>	<b>60</b>
<b>8</b>	<b>ABBILDUNGSVERZEICHNIS .....</b>	<b>61</b>
<b>9</b>	<b>TABELLENVERZEICHNIS .....</b>	<b>63</b>
<b>10</b>	<b>ANHANG.....</b>	<b>I</b>



# 1 Einleitung

Die vorliegende Diplomarbeit ist im Rahmen des Forschungsprojekts „Warmrissneigungen von Al-Knetlegierungen“ in Zusammenarbeit mit der AMAG Austria Metall AG und der Montanuniversität Leoben entstanden.

In dieser Arbeit wurden fünf Aluminiumlegierungen AA 2017, AA 3535, AA 6061, AA 7050 und AA 7075 mit verschiedenen Anteilen von Hauptlegierungen untersucht.

Warmriss ist ein Gießfehler, welcher beim Gießen der vielen Produkten auftreten kann. Dieser Gießfehler ist ein großes Problem, vor allem bei Stahl und Aluminium-Legierungen. Es wurde seit Beginn des 20. Jahrhunderts nur mangelhaft erforscht [1]. Im Laufe der Jahre waren verschiedene Parameter (wie z.B. Spannung und Belastung) entscheidend für die Entwicklung vom Warmriss [2].

Warmriss umfasst komplexe Mechanismen beim Erstarren. Er tritt aufgrund von der Überlegenheit der mechanischen Spannung der festen Legierung zur Zugspannung beim Erstarren auf. Das bedeutet: der Warmriss ist in durch lokale Zugspannung deformierten Bereichen zu sehen [3]. In Mehrkomponentenlegierungen ist der Einfluss der Zusammensetzung auf die Warmrissbildung komplizierter. Offensichtlich wirkt sich jedes Element auf den Erstarrungsbereich der Legierung aus. Die Wechselwirkung zwischen den Elementen beeinflusst die Warmrissempfindlichkeit der Legierung [4].

Das Warmrissverhalten der Legierung hat sich experimentell auf dessen Erstarrungsbereich und der jeweiligen Phasendiagramme ausgewirkt. Der Erstarrungsbereich der Legierungen zeigt die Warmrissempfindlichkeit (WRE) der Legierung [3]. Im Allgemeinen sind die Legierungen warmrissempfindlich, welche anfänglich eine hohe Kristallisationsgeschwindigkeit und großes Temperaturintervall zur Erstarrung haben [5]. WRE ist bekannt während der Erstarrung nach der eutektischen flüssigen Phase und hängt von der eutektischen Menge ab. Die Menge der eutektischen Anteile wirken sich positiv auf die WRE aus. Wenn es zu einem kritischen Wert der eutektischen Legierungen kommt, dann erhält man eine maximale WRE. Wenn die Menge des eutektischen Anteils der Legierung weiter steigt, ist eine Reduzierung der WRE der Legierung zu erwarten [3].

## 2 Stand der Technik der Warmrissneigung bei Al-Knetlegierungen

Aluminium und seine Legierungen weisen verschiedene interessante Eigenschaften auf, wie gute thermische und elektrische Leitfähigkeit. Sein wichtigster Vorteil ist jedoch, dass seine Dichte etwa drei Mal geringer als Stahl ist. Diese geringere Dichte kombiniert mit interessanten mechanischen Eigenschaften, wie Zugfestigkeit, erweitern den möglichen Anwendungsbereich und der Elastizitätsmodul zeigt den Grund, warum Aluminiumlegierungen nützliche Strukturmaterialien sind. Heutzutage sind Aluminiumlegierungen nach den Eisenwerkstoffen (Stahl und Gusseisen) die am zweithäufigsten verwendeten metallischen Materialien [6].

In der Praxis beim Gießen der Aluminiumlegierungen sind verschiedene Fehler bekannt, welche meist im Endprodukt auftreten [7]. Eine dieser Fehler ist der Warmriss, welcher eine der gravierendsten Mängel ist, worunter das Gießen leidet. Obwohl es weitgehend erforscht wurde, bleibt es im Allgemeinen ein großes Problem in der Gießerei, besonders bei warmrissempfindlichen Legierungen. In der Abbildung 2.1 sind die Mechanismen und Bedingungen zusammengefasst [8].

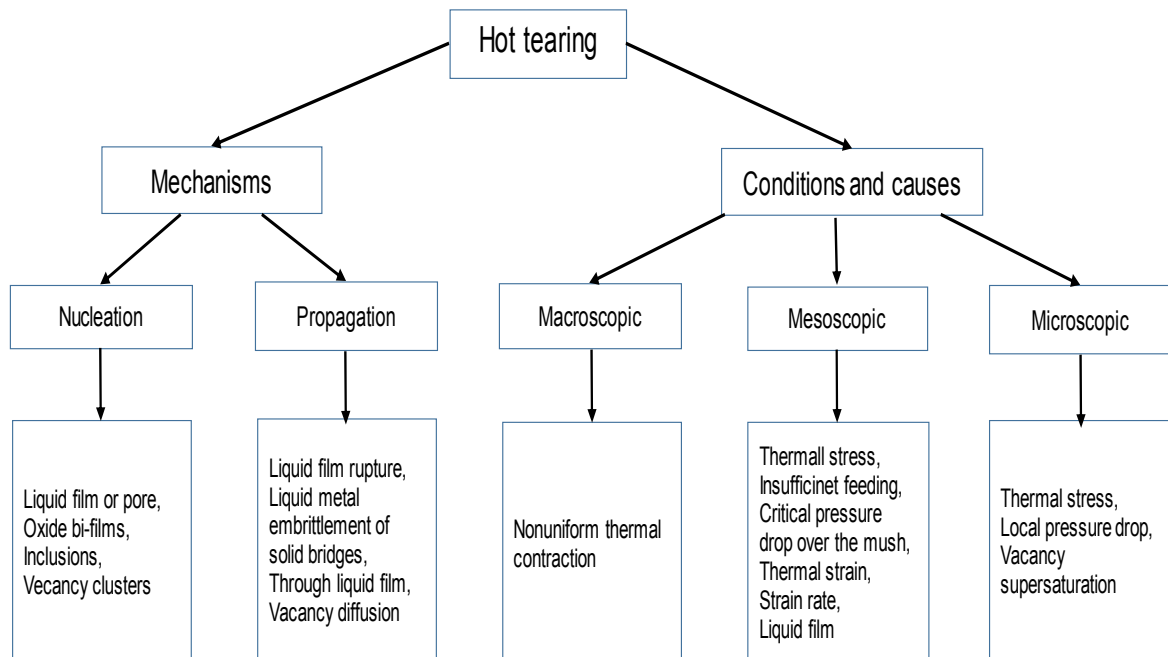


Abbildung 2.1: Mechanismen und Bedingungen des Warmrisses [8]

Warmriss ist ein sehr schwerwiegender Fehler, welcher bei verschiedenen Verfestigungsverfahren auftreten kann [6]. Während der Erstarrung, wenn die flüssige Menge in das erstarrende Produkt bei der Umformung nicht weiter fließen kann, treten Risse auf, welche Warmriss genannt werden [3]. Die Werkstoffe sind sensibel, wenn die am Ende der Erstarrung rein eutektisch sind (also erstarrende Schmelze ist bei konstanter Temperatur verfügbar). Denn bei konstanter Temperatur tritt keine Kontraktion bzw. keine Spannung auf [2].

Im Allgemeinen ist das Phänomen des Warmrisses wesentlich definiert durch die Bildung der makroskopischen Risse als Ergebnis der Belastungen und die sich daraus ergebenden Spannungen, welche beim Abkühlen auf einer Temperatur oberhalb des Ungleichgewichts erzeugt werden. Riskeime wachsen interdendritisch innerhalb des Verfestigungsmaterials. Während des Übergangs von Flüssigkeit zu Feststoff ziehen die meisten Metalle eine bestimmte Menge an Erstarrungskontraktion ( $\beta$ ).  $\beta$  generiert den Stamm welcher in der Regel bei  $\beta \sim 5$  Prozent liegt [9].

Bei jedem rasch entwickelten Gebiet der Wissenschaft und Technologie findet man die Lösung von vielen Problemen und maximiert dadurch die Lebensdauer und die Qualität des Produktes. Viele durch Gießen erzeugte Produkte, weisen aus verschiedenen Gründen eine Vielzahl von Gussfehlern auf. Diese Fehler beeinflussen die mechanischen Eigenschaften des Produktes. Deswegen sollen die Ingenieure und Forscher die gewünschte Qualität des Produktes erzielen und Gussfehler minimieren [3].

Heute wird angenommen, dass die mesoskopische Dehnrates der wichtigste Faktor ist und einige moderne Modelle basieren darauf. Die physikalische Erklärung dieses Ansatzes ist, dass das halbfeste Material während der Erstarrung für die auferlegten thermischen Belastungen durch plastische Verformung, das Auffüllen von Zwischenräumen und Poren mit der Flüssigkeit Platz bietet. Alle diese Prozesse erfordern einige Zeit und der Mangel an Zeit kann zum Bruch führen. Es besteht daher eine maximale Dehnrates, dass das halbfeste Material ohne Bruch während der Erstarrung aushalten kann [2].

## 2.1 Einfluss der Temperatur

Die Erstellung der richtigen Temperatur hat großen Einfluss bei Experimenten für die Untersuchungen von Warmrissen der Aluminiumlegierungen, weil die Erstarrung von Legierungen immer in gewissen Temperaturbereichen auftreten [10]. Die Warmrissempfindlichkeit nimmt mit der zunehmenden Solidustemperatur der Legierung zu. Es liegt daran, dass die thermische und mechanische Beanspruchung, wenn die Temperatur in einem Guss die Dendritenkohärenzpunkt erreicht, den Werkstoff beeinflusst [4]. Mit

abnehmender Temperatur wachsen feste Keime in Form von Körner (in der Regel in dendritischer Form), ausgehend von einem bestimmten Punkt im Erstarrungsbereich. Die Körner beginnen miteinander zu interagieren, in dem sie zunächst mit Nachbarkörnern sich verbinden und schließlich bildet es ein kontinuierliches Skelett der festen Phase. Die Temperatur, bei welcher die Körner zu interagieren beginnen, wird Kohärenzpunkt genannt [11]. Bei dem Dendritenkohärenzpunkt wird eine dendritische Netzform gebaut [4]. Der Kohärenzpunkt kann als die Volumenfraktion der Festkörper definiert, oder als die Temperatur, bei welcher eine gegebene Legierung eine mechanische Beständigkeit zu entwickeln beginnt, werden [10].

Der Kohärenzpunkt tritt bei einer Temperatur entsprechend mit einem Feststoffanteil von etwa 0,3 auf. Seit der gelösten Segregation ist er nicht wesentlich, bei kleinen Feststoffanteilen und wird von der niedrigen Schmelztemperatur der Bestandteile nicht beeinflusst. Jedoch reagiert die Solidustemperatur sehr empfindlich auf die Anwesenheit des trennbaren Elements. Nahe der Solidustemperatur können erhebliche Belastungen in dem Gussstück aufgebaut werden, aber es ist immer noch ein kleiner Teil der Flüssigkeit vorhanden. Die Flüssigkeit versprödet die Legierung und bildet somit die Warmrissbildung in der Region der letzten Erstarrung [4].

Die Temperatur, wo das kontinuierliche feste Netzwerk gebildet wird, heißt Steifigkeitspunkt. Unterhalb des Steifigkeitspunktes erwirbt der halbfeste Körper die wichtigsten Merkmale der festen Phase (mechanische Eigenschaften wie Festigkeit und Dehnbarkeit, Behaltung der Form). Offensichtlich hängt das thermomechanische Verhalten der halbfesten Körper sehr von seinen mechanischen Eigenschaften ab [11].

Die Reduzierung der Gießtemperatur kann manchmal helfen, wie deutlich für Al-Cu-Legierungen (siehe Abbildung 2.2) zu sehen ist. Diese Wirkung ist wahrscheinlich das Ergebnis der Erreichung einer feineren Korngröße. Jedoch stützt dieser Effekt sich auch auf die Reorganisation der Bifilms [12].

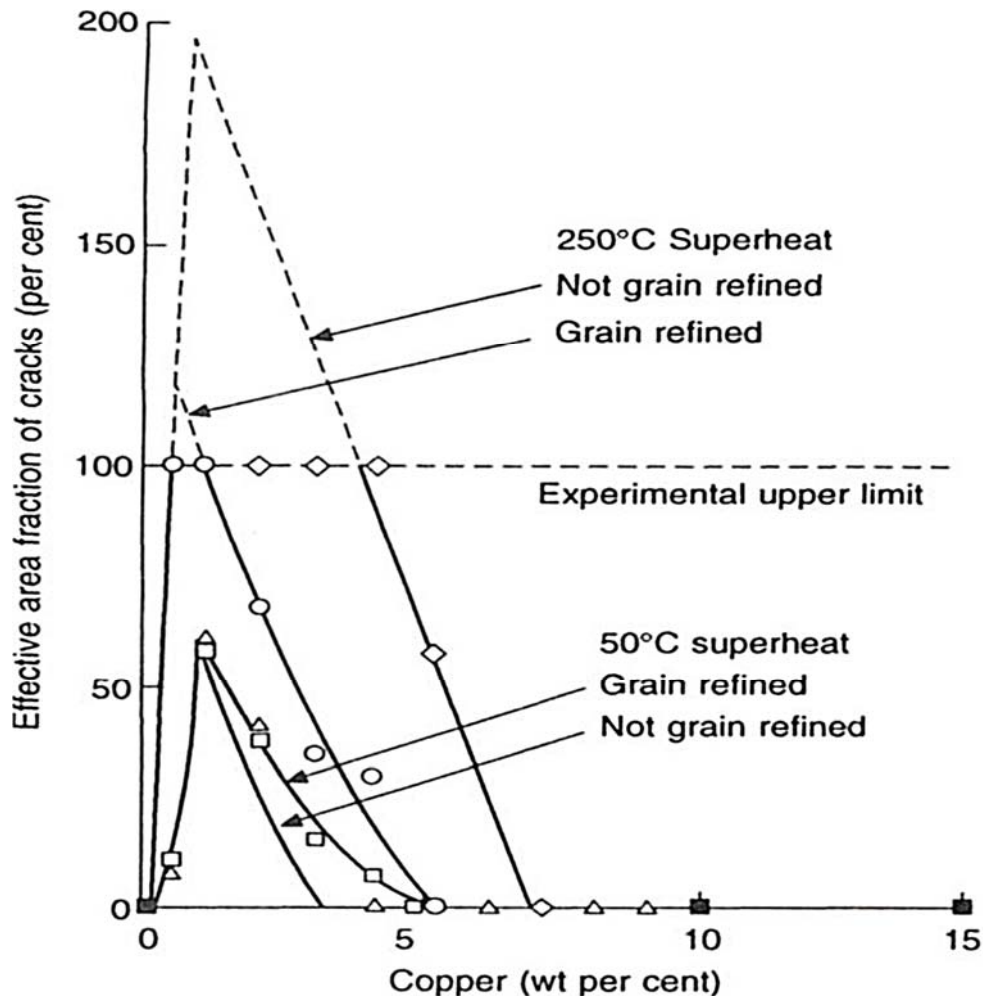


Abbildung 2.2: Warmrissverhalten von Al-Cu Legierungen mit einem I-Beam-Typ-Test zeigt die Vorteile der niedrigen Schmelztemperatur und Kornfeinung (Spittle and Cushway 1983) [12]

### 2.1.1 Einfluss der Schmelztemperatur

In den früheren Warmrissstudien ist ersichtlich, dass eine hohe Gießtemperatur die Warmrissempfindlichkeit (WRE) minimieren kann. Middleton [13] und andere Wissenschaftler haben herausgefunden, dass der Warmriss bei hohen Gießtemperaturen wahrscheinlicher als bei niedrigen Temperaturen auftreten kann. Diese widersprüchlichen experimentelle Ergebnisse und Meinungen wurden auch in Nichteisenlegierungen gesehen. Pumphrey [14] und die anderen (et al.) studierten sechs binäre Aluminiumlegierungssysteme und ihre Experimente zeigten, dass zu einem bestimmten Legierungselement mit abnehmender Überhitzung der WRE verringert wird [1].

Couture und Edwards [15] dachten, dass zwei Faktoren zu dieser Kontroverse zugeschrieben werden konnten. Eine höhere Überhitzung könnte zur Verbreitung des Hot-Spots folgen, welche voraussichtlich die WRE reduzieren kann und eine hohe Überhitzung

könnte auch zur Zunahme des Flüssigkeitsfilms führen, welche die Zunahme der WRE bewirkt [1].

Allerdings dachte Briggs [16], dass eine hohe Überhitzung die Temperaturgradienten während der Erstarrung erhöhen kann und führt zur Förderung von säulenförmigen Dendritenwachstum [1].

Reine Metalle verfestigen sich bei einer Temperatur und transformieren schrittweise ihre Legierungen von flüssig zu fest über einen breiten Temperaturintervall. Es gibt beim Gießen eine bedeutende Zeit, bei welcher die Legierung sowohl fest und flüssig ist. Das Material in diesem halbfesten Zustand ist in zwei Klassen unterteilt: Schlämmen und Mushyzone. Eine Aufschlämmung ist definiert als eine Flüssigkeit mit suspendierten Festpartikeln. Bei einer gewissen Temperatur beginnen die Festkörner miteinander zu interagieren und das Material entwickelt eine gewisse Stärke. Unterhalb dieser Temperatur ist das Material als Brei benannt. Das heißt, ein festes Netzwerk mit Flüssigkeit in den Zwischenräumen [11].

### **2.1.2 Einfluss der Kokillentemperatur**

Die Kokillentemperatur hat direkten Einfluss über die Abkühlgeschwindigkeit und damit über Gefüge und Eigenschaften der Produkte und der Warmrissneigungen. Die Kokillentemperatur wirkt sich direkt auf die Abkühlgeschwindigkeit und weiteres auf die Gießmikrostruktur und Gießleistung, einschließlich auf den Warmriss aus. Die allgemein höhere Kokillentemperatur führt zu einer geringeren Abkühlrate. Darüber hinaus verringert die erhöhte Kokillentemperatur die thermische Belastung des erstarren Metalls (konzentriert in den Hot Spot Bereich). Bei niedriger Kokillentemperatur wachsen die säulenförmigen Körner sehr schnell. Die säulenförmige Struktur ist nachteilig, wenn die Zugkraft senkrecht der Wunschrichtung steht und sie begünstigt die Warmrissbildung [1]. In Abbildung 2.3 ist zu sehen, dass bei hoher Kokillentemperatur wenige Warmrisse auftreten können.

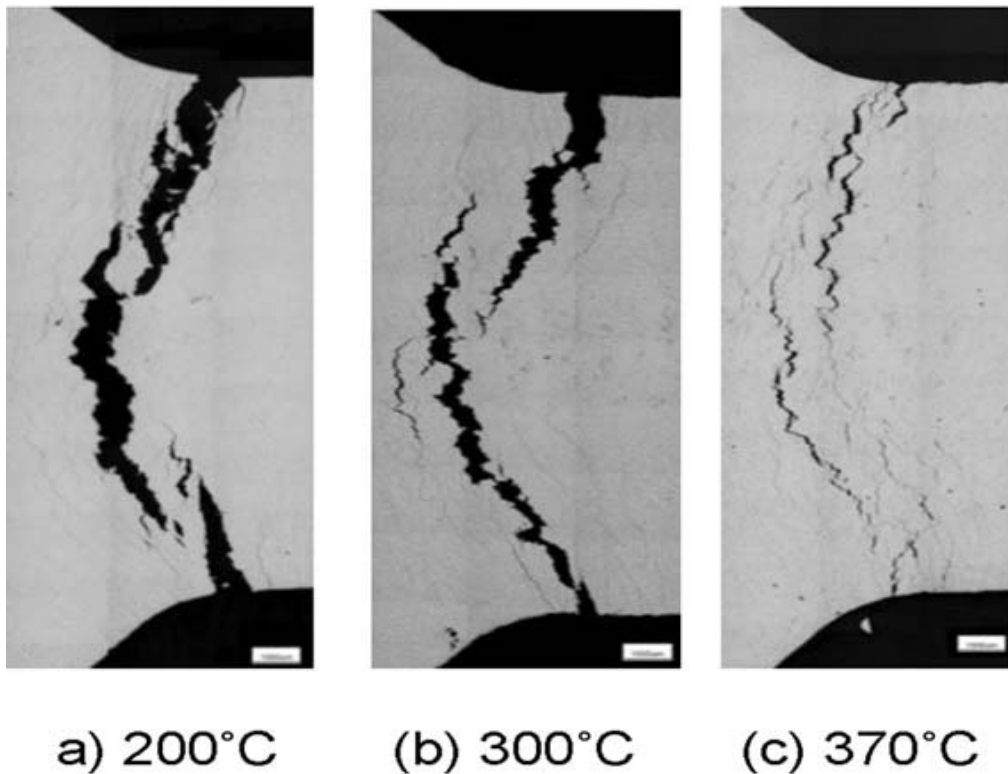


Abbildung 2.3: Effekt der Kokillentemperatur bei verschiedenen Temperaturen für M206 [17]

Bichler [18] und andere untersuchten die Auswirkungen der Kokillentemperatur auf AZ91D Mg-Legierungen. Die Experimente wurden bei einer Gießtemperatur von 700 °C und einer Kokillentemperatur von 140, 180, 220, 260, 300, 340 und 380 °C durchgeführt. Die Versuche stellten fest, dass die Kokillentemperatur eine signifikante Wirkung auf den Warmriss hatte. Die Temperatur von 220 °C war dabei entscheidend. Bei Kokillentemperaturen unterhalb von 220 °C beginnt es auf Oberflächen zu reißen, vermehrt in Richtung Mitte und die Risse breiten sich auf den gesamten Querschnitt aus. Bei mehr als 220 °C waren die Risse wie ein Haaransatz und waren nicht durchgehend. Die Kokillentemperaturen von über 340 °C reichten aus, um die Warmrisse deutliche zu senken. Es wurde festgestellt, dass bei höhere Kokillentemperatur die Warmrissneigung verbessert wird [1].

Es wird nur in der wenigen Literaturen erwähnt, dass bei durchgeführten Experimenten die Kokillentemperatur einen Einfluss auf den Warmriss einnimmt [1].

### 2.1.3 Einfluss der Abkühlgeschwindigkeit der Schmelze

Es wurde bereits in dem Kapitel 2.1.2 der Einfluss der Abkühlgeschwindigkeit der Schmelze über den Warmriss erwähnt. Denn die Kokillentemperatur und die Abkühlgeschwindigkeit der Schmelze sind direkt miteinander verbunden. Das Steuern der Abkühlgeschwindigkeit ist in der Regel durch Steuern der Kokillentemperatur gekennzeichnet. In den Studien wird die

Warmrissempfindlichkeit (WRE) durch die Kokillentemperatur gesteuert, welche wiederum für die Steuerung der Verfestigung der Muster verwendet wird [1] [19].

Die Gießgeschwindigkeit ist auch ein wichtiger Parameter für WRE [6] [11] [20]. Eine erhöhte Gießgeschwindigkeit führt sowohl zu einer allgemeinen Erhöhung der Erstarrungsgeschwindigkeit und ist für eine proportionale Zunahme der Dicke der Mushyzone verantwortlich. Bei niedrigen Gießgeschwindigkeiten (unter Kühlbedingungen) führt es zu reduzierten halbfesten Spannungen. Somit sollte eine Verringerung der Gießgeschwindigkeit die Empfindlichkeit des Warmrisses reduzieren [20]. In der Tabelle 2.1 ist der Anteil der Legierungselemente und deren WRE in der Tabelle 2.2 zu sehen [21]. Wenn die Barren langsamer gegossen werden, kann Warmriss verhindert werden [6] [11]. Reduzierung der Gießgeschwindigkeit ist eine von den einfachen Wegen für die Verminderung der Schrottrate durch Warmrissbildung [4]. Außerdem, wenn ein Warmriss gebildet wird, sollte die Gießgeschwindigkeit deutlich verringert werden, um es auszuheilen. Man fand auch heraus, dass wenn die Schmelze bei einer höheren Temperatur gegossen wird, nimmt die WRE ab [6] [11].

Tabelle 2.1: Chemische Zusammensetzung der Al-Mg-Si Legierungen [21]

Alloy	Si	Fe	Cu	Mg	Mn	Cr	Ti
A	1.0	0.25	0.40	0.83	0.37	0.27	0.02
B	1.0	0.18	0.40	0.83	0.37	0.27	0.02
C	1.0	0.15	0.40	0.83	0.37	0.27	0.02

Tabelle 2.2: Warmrissergebnisse bei verschiedener Gießgeschwindigkeit [21]

Casting speed (mm/min)	A	B	C
70	crack	crack	crack
60	crack	crack	no crack
50	crack	no crack	no crack
45	crack	no crack	no crack

## 2.2 Einfluss der Legierung

Die Warmrissempfindlichkeit hängt mit dem Erstarrungsintervall von der Legierung und damit verbundener Phasendiagramme zusammen. Die chemische Zusammensetzung der Legierungselemente hat einen größeren Einfluss über den Erstarrungsintervall. Die Legierungen mit niedrigem Erstarrungsbereich zeigen normalerweise eine niedrige



Warmrissbeständigkeit aufgrund der Wechselwirkung auf deren Geometrie und mechanischen Spannungen auf [5]. Ein großes Erstarrungsintervall ermöglicht bei Volumenänderungen mehr Zeit, um genügende Spannungen abzuleiten. Auftretende mechanische Spannungen und das Tensorfeld, welches zur Konzentration der Dehnung in flüssigen Regionen der Mushy-Zone führen und das Geschwindigkeitsvektorfeld des Fluids (welche die Hohlräume zu füllen wirkt), sind wichtigste Parameter für Warmrissbildung. Die Hohlräume sind dreidimensionaler und zeitlich variierende Kennzeichen, die stark von der Orientierung und Form der Mikrostruktur abhängig sind [22]. Außerdem, wenn die Legierung niedrigschmelzende Phasen hat oder Einschlüsse von den Korngrenzen getrennt sind, wird die Festigkeit des Metalls reduziert, infolge dessen der Flüssigkeitsfilm bei niedrigen Temperaturen entsteht [5].

Eine Mehrheit der Studien [6] [23] [24] haben sich ausschließlich mit Schwankungen der Legierungszusammensetzung beschäftigt. Der enthaltene Beweis in diesen Untersuchungen zeigte, dass die Enge des Eutektikums das wichtigste Merkmal zur Konstitution von Legierungen ist. Es wurde beobachtet, dass die Anwesenheit von nur einer kleinen Menge des Eutektikums die Warmrissempfindlichkeit (WRE) verschärft. Wenn der eutektische Anteil auf eine kritische Menge steigt, erhält die Legierung eine maximale WRE. Bei weiterer Erhöhung der Menge der Eutektika in den Legierungen beginnt sich die WRE zu verringern [5].

Die drei Aluminiumknetlegierungen AA 2xxx (Al-Cu-Mg), AA 6xxx (Al-Mg-Si) und AA 7xxx (Al-Zn-Mg) sind von der WRE abhängig. Der Grund ist, dass der Warmriss meist in diesen drei Legierungssystemen gefunden wird. WRE ist nicht immer mit Kennwerten zusammenhängend aber eher vergleichsweise vertreten und es zeigt sich die Wirkung von Addition der verschiedenen Legierungselemente über bestimmte Legierungen [8].

## **2.2.1 AA 2xxx Legierungssystem**

AA-2xxx-Legierungssysteme bestehen hauptsächlich aus Aluminium, Kupfer und Magnesium. Al-Legierungen der Serie 2xxx (Al-Cu-Mg) werden für industrielle Maschinen, elektronische Komponenten sowie Präzisionsmaschinen usw. verwendet [25].

### **2.2.1.1 Al-Cu-Mg-Si**

Viele kommerzielle Legierungen gehören zu diesem System, z.B. AA 2038, AA 2017, AA 2025 und AA 2014. Die WRE von quaternären Legierungen wird in der Abbildung 2.4 gezeigt [11]. Eine Erhöhung der Silizium-Konzentration verursacht eine Verschiebung des maximale Warmrisses zu niedrigen Kupfer- und Magnesium-Konzentrationen und eine Abnahme der WRE des Gesamtsystems [8].

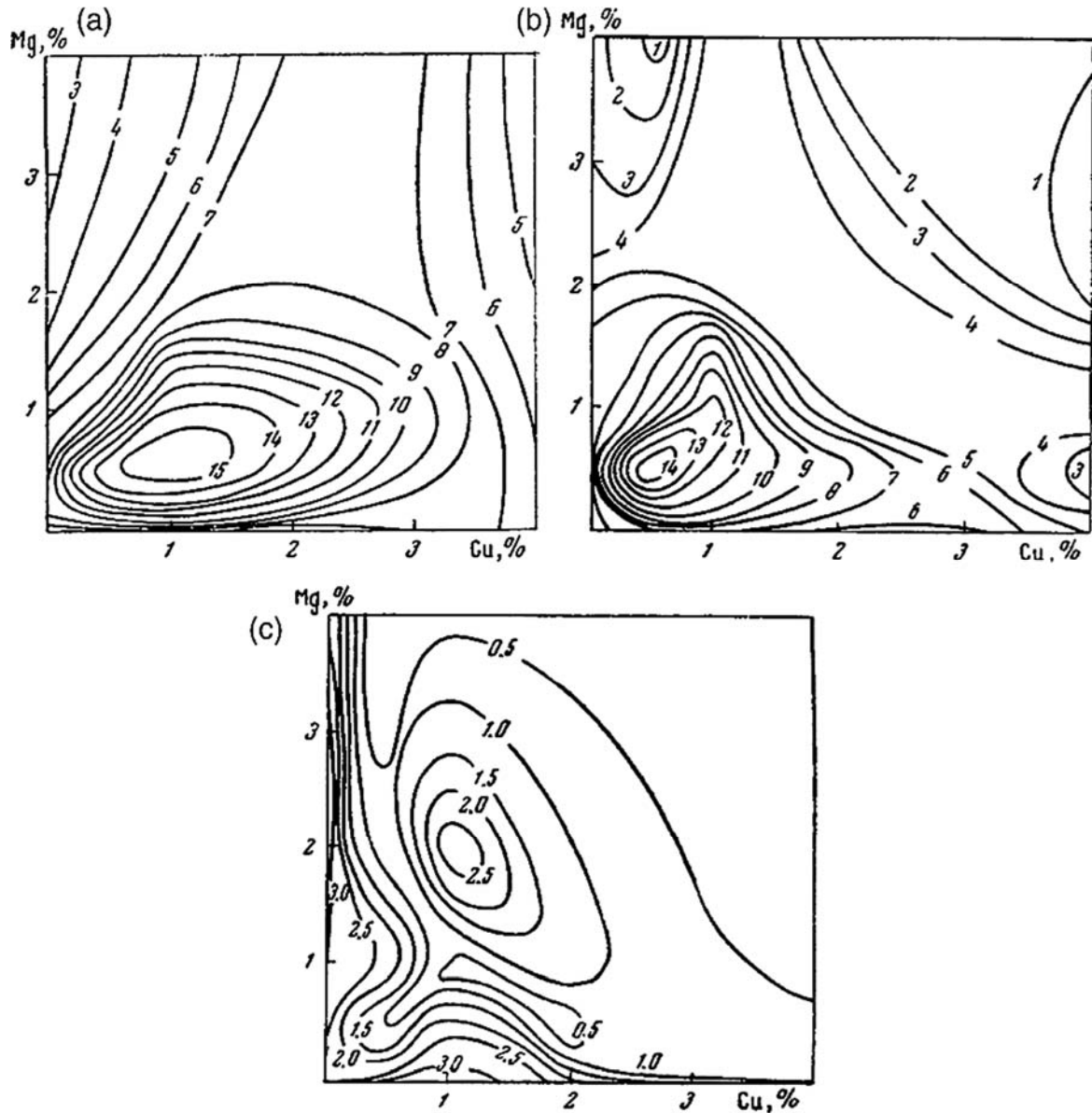


Abbildung 2.4: Warmrissdiagramm von Al-Cu-Mg-Si-Legierungen für (a) 0,5 % Si, (b) 1 % Si und (c) 2 % Si [11] [26]

Ein Zusatz von Eisen (bis zu 0,65 %) zu einer AA-2038-Legierung erhöht die Warmrissempfindlichkeit (WRE) [55]. Allerdings ist das jedoch von der Siliziumkonzentration abhängig. Bei 0,95 % Si ist der Warmrissindex sehr niedrig, selbst bei hohen Fe-Konzentrationen (siehe Abbildung 2.5) [11].

Die Zugabe von Mangan zu AA-2038-Legierung reduziert zunächst die WRE, aber eine Konzentration von über 0,5 % Mn erhöht die Empfindlichkeit mit dem größten HCS (HCS: hot cracking susceptibility, WRE) bei ca. 0,2 % Si [21].

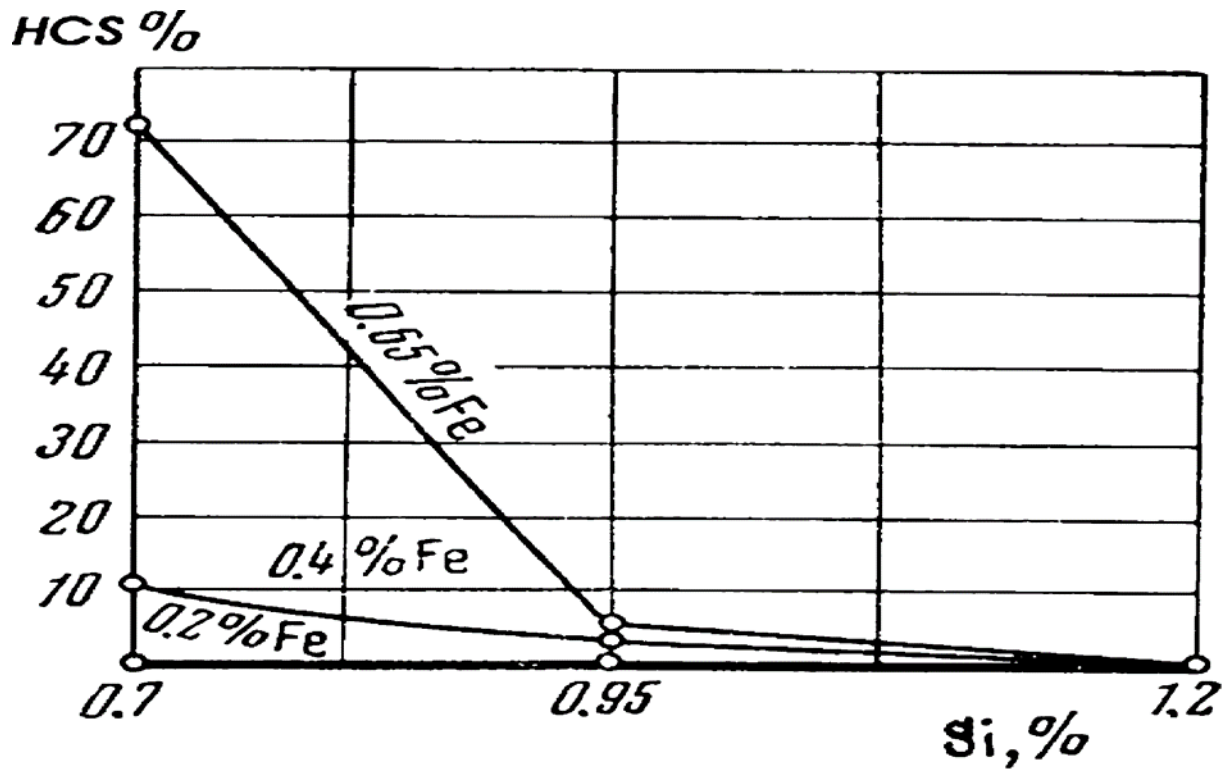


Abbildung 2.5: Wirkung von Silizium und Eisen auf die Warmrissempfindlichkeit (WRE) für AA-2038-Legierung [11] [26]

### 2.2.1.2 Al-Cu-Mg-Ti

Mehrere kommerzielle Legierungen gehören zu diesem System, wie z.B. die AA-2024-Legierung. Die Wirkung von Mg auf die WRE von Al-Cu-Mg-Legierungen mit und ohne Titan ist in der Abbildung 2.6 sichtbar. Die signifikante Wirkung der Erhöhung des Magnesiumgehalts in der Verschiebung des maximalen Warmrisses von 0,5 % Cu bei 0,5 % Mg und 1,5 % Cu bei 4 % Mg ist sichtbar. Die Zugabe von Ti reduziert die WRE. Die signifikante Wirkung von Ti ist bei einem Magnesiumgehalt von 4 % ersichtlich [11] [26].

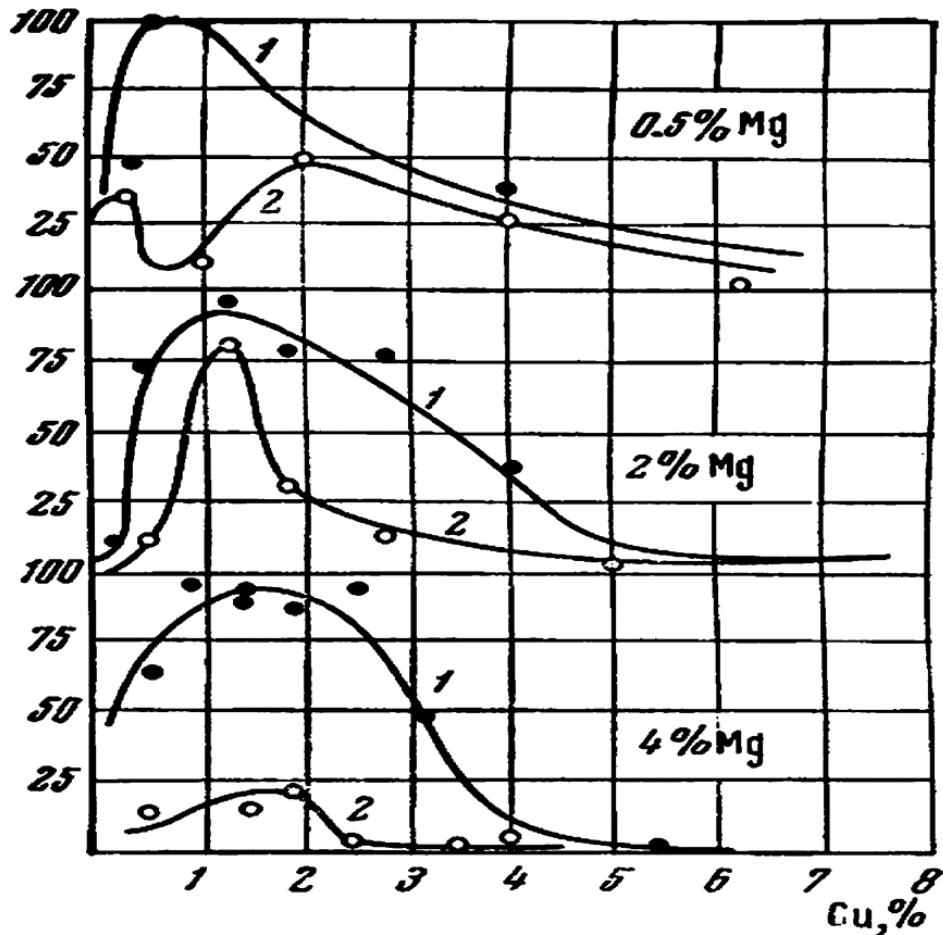


Abbildung 2.6: Die Wirkung von Magnesium auf die Warmrissempfindlichkeit (WRE) im Al-Cu-Mg-Ti System. (1) ohne Ti und (2) 0,2 % Ti [11] [26]

### 2.2.1.3 Al-Cu-Mg-Fe-Si-Ti

Die weitere verbreitete handelsübliche Legierung ist AA 2024. Die WRE von mehreren Kompositionen dieser Legierung ist in Abbildung 2.7 gezeigt. Der Zusatz von Ti zur Legierung zeigt mehr signifikante Wirkung bei niedrigem (0,2 %) Eisengehalt. In diesem Fall ist im gesamten untersuchten Bereich der Siliziumgehalt für die WRE gering oder vernachlässigbar [11] [26].

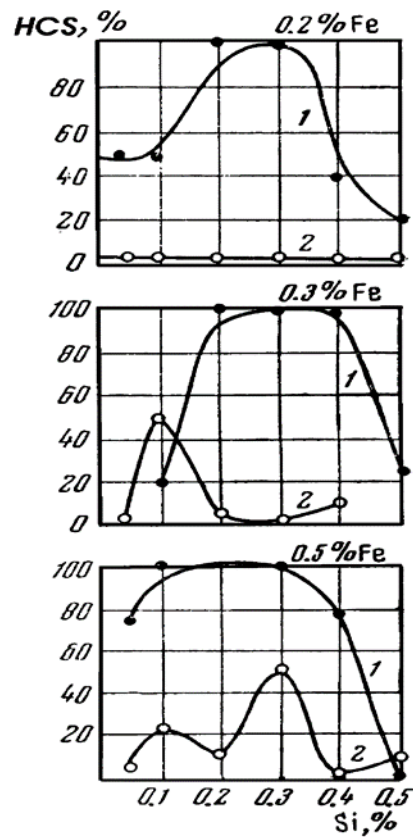


Abbildung 2.7: Warmrissempfindlichkeit (WRE) der 4,5 % Cu, 1,5 % Mg, 0,6 % Mn-Fe-Si Al-Legierungen (1) ohne Ti und (2) mit 0,1 % Ti [11] [26]

In Abbildung 2.8 wird der Effekt von Magnesium und Kupfer dargestellt. Die WRE ist ungleichmäßig je auf Ihre Konzentration mit 0,8 % Mg konstant und hoch bis 4 % Cu und dann nimmt sie ab. Der Zusatz von Ti zeigt eine signifikante Wirkung zur Reduzierung des Warmrisses. Mit 2,2 % Mg verhält sich die WRE ähnlich wie die Legierungen mit 1,1 % Mg. Der Unterschied bei 2,2 % Mg ist die minimale WRE geringer als bei 1,1 % Mg [11] [26].

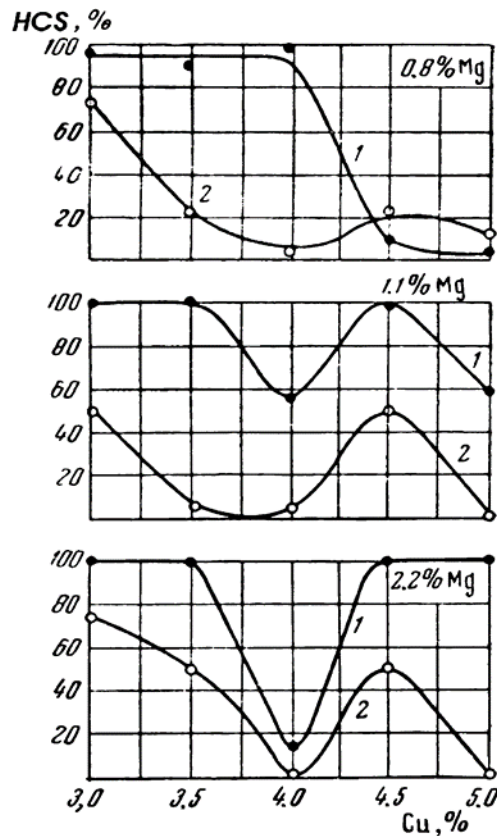


Abbildung 2.8: Warmrissempfindlichkeit (WRE) der Al-Cu-Mg- 0,6 % Mn- 0,3 % Fe- 0,3 % Si-Legierungen (1) ohne Ti und (2) mit 0,1 % Ti [11] [26]

#### 2.2.1.4 Al-Cu-Mg-Ni-Fe-Si

Eine kommerzielle Legierung AA 2618 gehört zu diesem System. Die WRE von einer Komposition ist in Abbildung 2.9 ersichtlich. Das Erhöhen der Kupferkonzentration von 2 % auf 3 % reduziert die Empfindlichkeit bei der Siliziumkonzentration unter 1,2 %. Bei mehr als 1,2 % Siliziumkonzentration sind alle untersuchten Legierungen gegen Warmrisse beständig. Die Zugabe von 0,1 % Ti zu einem der drei getesteten Legierungen reduziert die WRE auf einen vernachlässigbaren Wert [11] [26].

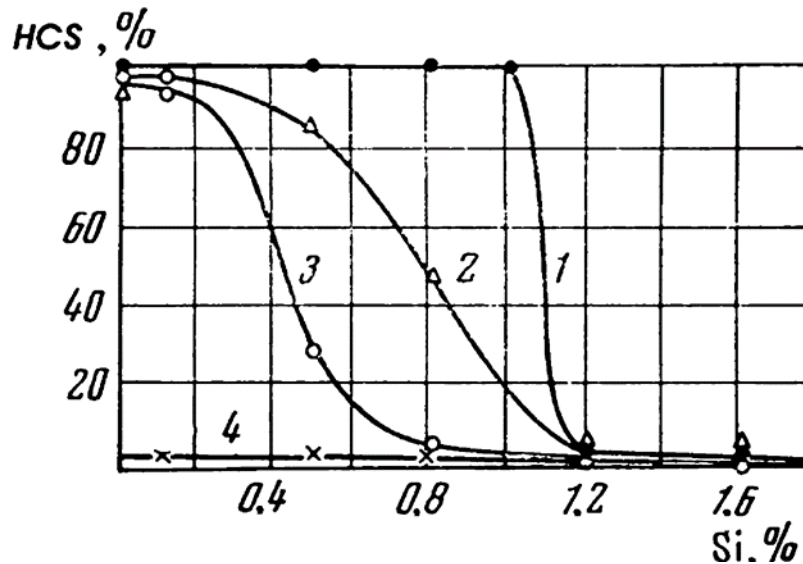


Abbildung 2.9: Warmrissempfindlichkeit (WRE) der Al-Cu-1,6 % Mg- 1,3 % Ni- 1,3 % Fe-Si-Legierungen (1) mit 2 % Cu, (2) 2,5 % Cu, (3) 3 % Cu und (4) mit 0,1 % Ti [11] [26]

## 2.2.2 AA 3xxx Legierungssystem

Das Hauptlegierungselement bei AA 3xxx Legierungen ist Mangan [6]. Shan Lin [5] hat in seinen Experimenten vier Aluminiumknetlegierungen und deren WRE untersucht. Die untersuchten Legierungen waren AA 1050, AA 5182, AA 3104 und AA 6111. In Abbildung 2.10 ist die WRE wie unten gereiht.

AA 1050 < AA 5182 < AA 3104 < AA 6111

% 0,5 Si > % 1,0 Si > % 1,5 Si > % 2 Si > % 3,0 Si

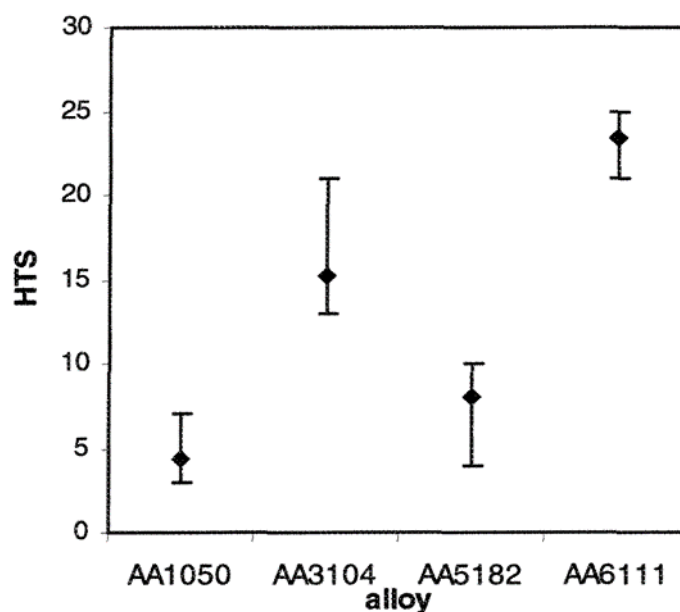


Abbildung 2.10: WRE der Aluminiumknetlegierungen (HTS: Hot Tear Sensibility) [5]

Die Experimente von Legierungen, wie AA 1050, AA 3104 und AA 5182 zeigen, dass der eutektische Anteil im Warmrissbereich fließt und die Rissoberfläche deckt. Es wurde beobachtet, dass die Legierung AA 3104 eindeutig anders ist und einen duktilen Bruch an den Punkten, wo die Dendriten in der Mushyzone treffen, aufweist [5].

Die Oberfläche von der AA-3104-Legierung war zerbrechlich. Die Analyse der Rasterelektronenmikroskope zeigt, dass die Warmrissfläche in seinem äußeren Abschnitt und Mittelabschnitt verschiedene Eigenschaften aufweist. Abbildung 2.11 (a) zeigt den zentralen Teil der Rissfläche der AA-3104-Legierungen. Das interessante Merkmal ist, dass einige Grübchen offensichtlich als die Merkmale eines duktilen Bruches sind [5].

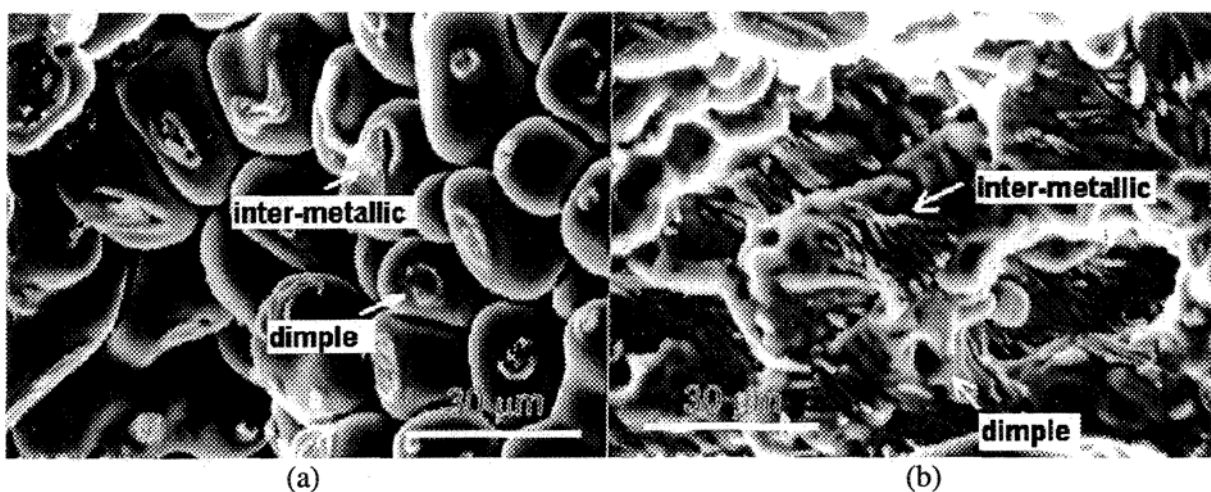


Abbildung 2.11: Rasterelektronenmikroskopbilder von der Warmrissfläche der AA 3104. a) Mittelabschnitt der Warmrissfläche, b) das äußere Teil der Warmrissfläche [5]

Durch die kleinen Grübchen auf der Oberfläche der Rissfläche der AA-3104-Legierung können Hinweise auf die Kontakte zwischen den erstarrten Dendriten vor dem Warmriss festgestellt werden. Die zeigt die Punkte, wo die Trennung vorkommt, wobei die Warmrissbildung infolge überhöhter Belastung des Verbundnetzwerks in Berührungspunkten aufgetreten ist. Es ist wichtig zu beachten, dass in der AA-3104-Legierung die Festigkeit des kohärenten dendritischen Netzwerks wahrscheinlich bei der Warmrissempfindlichkeit (WRE) eine wichtige Rolle spielt [5].

Die Abbildung 2.11 (b) zeigt, dass die freien Dendrite der Warmrissfläche teilweise von einer eutektischen Menge bedeckt werden. Eine hohe Konzentration der zweiten Phase kann auf der Oberfläche beobachtet werden (Die Grübchen können auch beobachtet werden). Es ist denkbar, dass der äußere Bereich früher erstarrt ist und die gelösten Stoffe sich getrennt haben, was ein Hinweis von einem Warmriss im Flüssigkeitsfilm ist. Die Dendriten scheinen größer als in der Legierung AA 5182 zu sein. Das interessanteste Merkmal der AA-3104-Legierung ist, dass im Gegensatz zu den AA-1050- und AA-5182-Legierungen ihr Warmriss



durch eine duktile Fraktur eines teilweise vernetzten Dendriten-Netzwerks charakterisiert wird [5].

## **2.2.3 AA 6xxx Legierungssystem**

AA-6xxx-Legierungen bestehen hauptsächlich aus Magnesium und Silizium. Eine Legierung, welche dieser Reihe gehört, ist AA 6065. Die Bedeutung dieses Werkstoffes ist wegen der Verwendung der Legierung in neuartigen Flugzeugen wie Airbus A380 groß [6].

### **2.2.3.1 Al-Mg-Si-Fe-Ti**

AA 6xxx Legierungen wie AA 6060, AA 6005 und AA 6063 gehören zu diesem System. Die maximale Warmrissempfindlichkeit (WRE) ist bei 0,3-0,4 % Fe für eine Legierung, die 0,5 % Mg, 0,5 % Si und 0,15 % Ti aufweist [8].

### **2.2.3.2 Al-Mg-Si-Cu-Fe-Ti**

Kommerzielle Legierungen, die zu diesem System gehören, wie die AA 6151, AA 6351 und AA 6111. Die Zugabe von Ti ist für die Verringerung der WRE solcher Legierungen verantwortlich. Die minimale WRE einer AA 6111 Legierung (0,5 % Mg, 1,2 % Si und 0,2 % Fe) liegt bei 0,7 - 0,8 % Cu [8].

## **2.2.4 AA 7xxx Legierungssystem**

Aluminiumknetlegierungen AA 7xxx sind an verschiedenen Bereichen sowie bei der Erstarrung und Abkühlung sehr warmrissempfindlich [27].

### **2.2.4.1 Al-Mg-Zn-Cu**

Hochfeste handelsübliche Legierungen, zum Beispiel AA 7039, AA 7079 und AA 7008, gehören zu diesem System. Die Warmrisssdiagramme von Al-Zn-Mg-Legierungen ohne Cu und mit 0,5 % Cu werden in Abbildung 2.12 gezeigt. Die Zugabe von 0,5 % Cu erhöht die WRE und fügt mehrere Höhepunkte der maximalen Empfindlichkeit. Legierungen ohne Cu haben einen Höhepunkt bei etwa 1 % Mg und 7 % Zn und Legierungen mit 0,5 % Cu zeigen zwei Höhepunkte bei etwa 1,5 % Mg und 4 % Zn und bei etwa 1,5 % Mg und 7-10 % Zn [26].

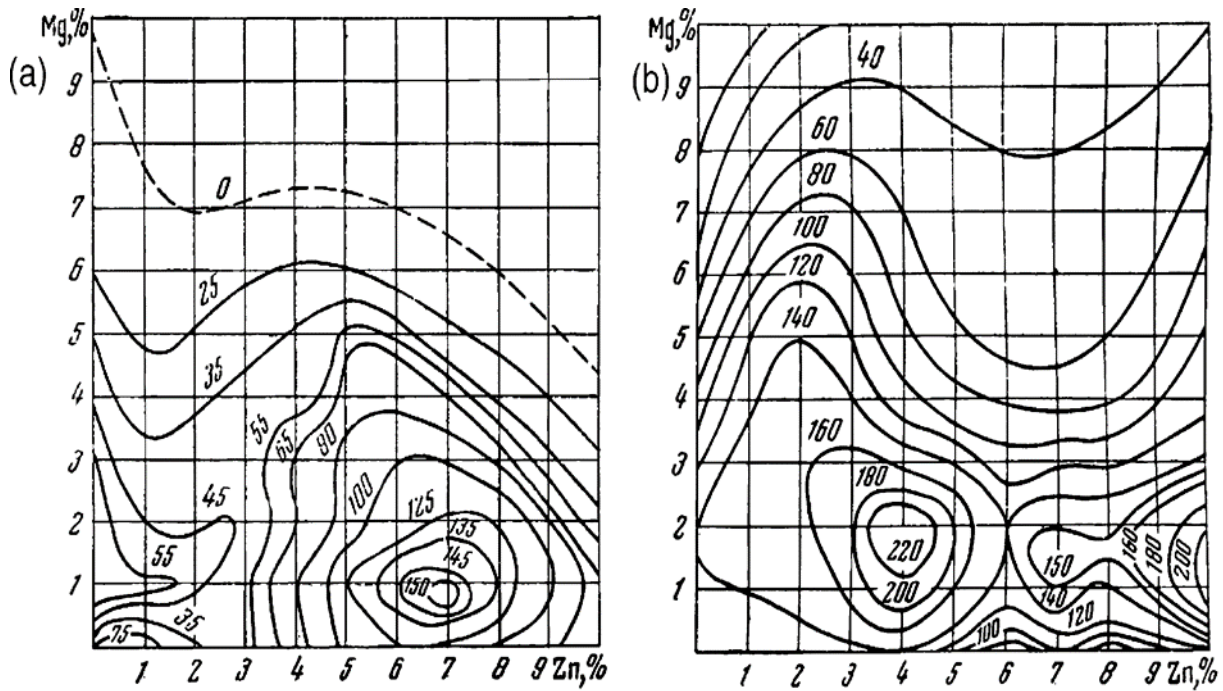


Abbildung 2.12: Warmrissdiagramme von Al-Zn-Mg-(Cu) Legierungen (a) ohne Cu und (b) mit 0,5 % Cu [26]

#### 2.2.4.2 Al-Mg-Zn-Cu-Mn

Ein Zusatz von Mangan ist typisch für AA-7xxx-Legierungen, wie AA 7039, AA 7079 und AA 7050. Die Warmrissempfindlichkeit (WRE) wird in Abbildung 2.13 als Funktion der Zinkkonzentrationen gezeigt. Die Zugabe von Kupfer beeinträchtigt die WRE von Al-Zn-Mg-Legierungen. Die maximale Verschiebung des Warmrisses ist für niedrige Zinkkonzentrationen und die Steigerung des Kupfergehalts kennzeichnend. Ein Zusatz von Mangan ist ziemlich schädlich, vor allem in Legierungen mit hohem Kupfer- und niedrigem Zinkgehalt. Die Wirkung hängt von der Legierung ab, wobei der Warmriss ein Minimum bei 0,005 % und 0,3 % Ti für AA 7010 und AA 7050 aufweist [11] [26].

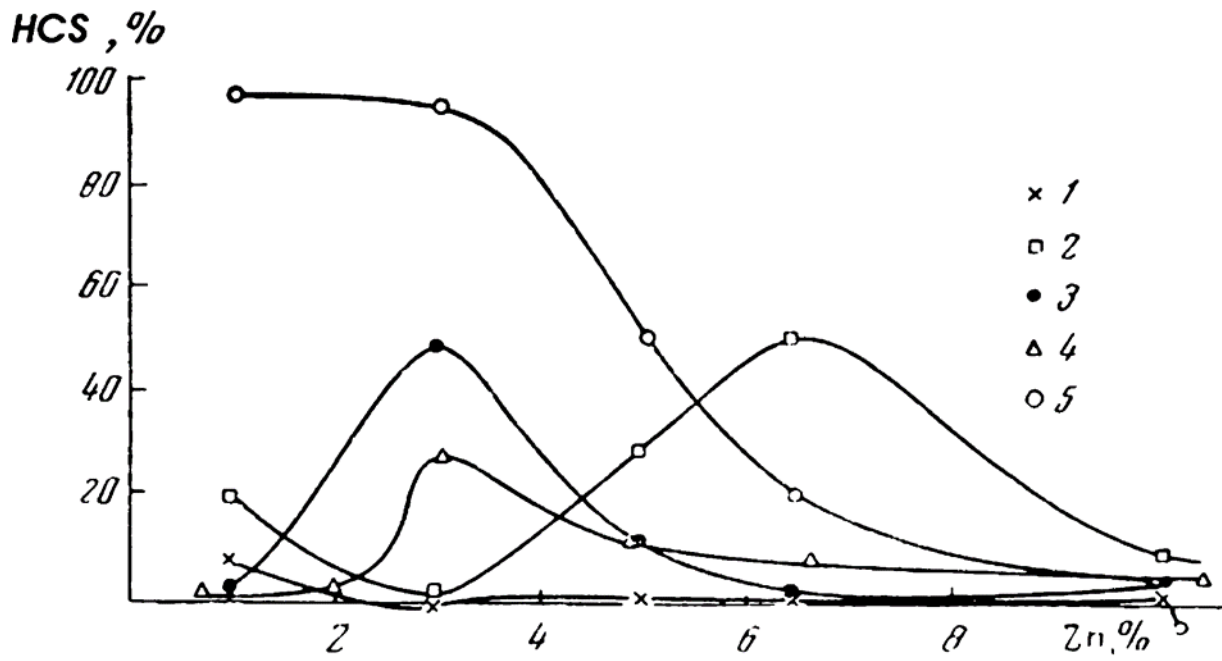


Abbildung 2.13: Warmrissbildung von Al-Mg-Zn-Cu-Mn Legierungen (1) 2,5 %Mg; (2) 2,5 % Mg, 0,5 % Cu; (3) 2,5 % Mg, 1,5 % Cu; (4) 2,5 % Mg, 0,8 % Mn; (5) 2,5 % Mg, 1,5 % Cu, 0,8 % Mn [11] [26]

## 2.3 Einfluss der Kornfeinung

Die Korngröße spielt eine wichtige Rolle bei der Quantifizierung der halbfesten Verformung und damit bei der Warmrissbildung. Die gesamt summierte halbfeste plastische Dehnung und Korngröße sind umgekehrt proportional bei abnehmender Belastung und zunehmender Korngröße [20]. Bei der Bestimmung der Warmrissempfindlichkeit (WRE) der Legierung ist die Kornfeinung sehr wichtig. Grobkörniger Guss ist immer empfindlicher für den Warmriss als ein feinkörniger Guss. Die Größe der Körner beeinflusst die eutektische Verteilung. Wenn das Eutektikum an den Korngrenzen vorhanden ist, hat es einen maximalen Effekt auf eine freie Bewegung der Körner, um die Kontraktion des Gusses aufzunehmen [5].

Kornfeinung ändert die Wachstumskinetik und verhindert die Anziehungskraft zwischen den Körnern [3]. Früherer Kornzusammenhalt kann bei der Verringerung der WRE wirksam sein. Mit der Kornfeinung können mechanische Eigenschaften und die Gleichmäßigkeit der Mikrogefüge eingewirkt werden [28]. Dabei können Al-Knetlegierungen mit der Kornfeinung eine Verbesserung des Umformverhaltens und der Tiefzieheigenschaften der Stranggussprodukte erzielen [29].

Beim Gießen der Aluminiumlegierungen wird eine gleichachsige Kornstruktur erwünscht [29]. Kornverfeinerung ändert Körner von Säulen zur gleichgerichteten Morphologie und infolge der Permeabilität ist aus sekundären Dendritenarmabstand (für säulenförmige Körner) zu Korngröße (für gleichgerichtete Körner) geändert [1]. Als Ergebnis der Parameterstruktur bestimmen die Permeabilitätsänderungen von Dendritenarmabstand die Korngröße. Wenn die Kornfeinung durch den Übergang von dendritischen zu nichtdendritischen Kornmorphologie begleitet wird, kann ein Zusammenspiel zwischen der Permeabilität und der mechanischen Spannungsentwicklung den Warmriss wieder erhöhen [8]. Art und Umfang der Körner werden durch den Zusammenhang der Vorlegierungen (Kornfeinungslegierungen) mit intermetallischen Teilchen bestimmt. Eine einfache Weise zur Steuerung der Korngröße ist der Zusatz von Kornfeinung. Korngröße ist eine Funktion der Art und Menge von Kornfeinung. Die am häufigsten verwendeten Kornfeinungsmethoden sind Vorlegierungen aus Titan oder Titan und Bor mit Aluminium. [3]. Eine Zugabe kleiner Mengen Ti zur Schmelze bewirkt eine bedeutende Verkleinerung der Kornstruktur und dieser Effekt erhöht die Gießbarkeit der Legierung. Kornfeinungselemente wie Ti und B, trotz ihrer wenigen Mengen (0,01 %), welche in die Legierung zugesetzt werden, wirken sehr schnell und weisen erhebliche Auswirkungen auf die Kornfeinung auf. In Abbildung 2.14 wird die Änderung der Kornstruktur von Aluminiumlegierung AA 3004 nach der Zugabe von Ti und B ersichtlich [30].



Abbildung 2.14: a) Ohne Kornfeinung, b) Kornstruktur der Legierung AA 3004 nach der Zugabe von 10 ppm B ( $Al_5Ti_1B$  Legierung) [30]

In Abbildung 2.15 wird der Effekt der Korngröße und der Kornmorphologie, welche für die Warmrissempfindlichkeit (WRE) in der Legierung M206 zu reduzieren wichtig sind, deutlich sichtbar gemacht. Es wurde festgestellt, dass eine feine kugelförmige Struktur zur Verhinderung der Warmrissbildung während der Erstarrung einer Legierung (in obigen Fall, Mg-Legierung M206) notwendig ist [17]. Folglich reduzierte sich die WRE. Je feiner die Größe der primären Körner ist, desto größer ist die Wahrscheinlichkeit, dass die eutektischen Bereiche an ihren Grenzen anwesend sind [5].

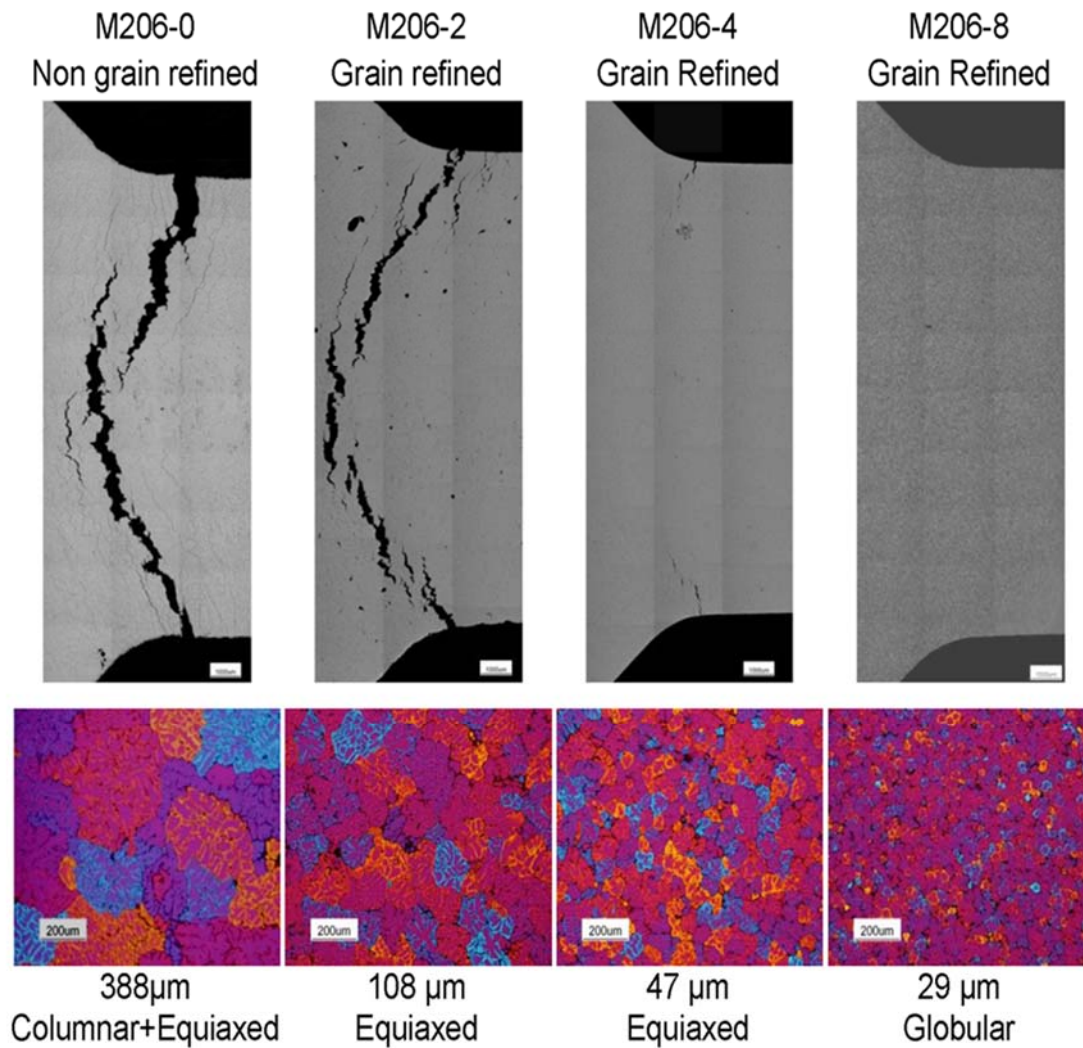


Abbildung 2.15: Effekt der Kornfeinung der Magnesiumlegierung M206 [17]

Matsuda et al. haben die Warmrissempfindlichkeit (WRE) der Al-Zn-Mg-Legierungen mit der Zugabe der verschiedene Elemente, wie zum Beispiel: Ti+B, Ti, Zr, Fe, Mn, Si, Be, Ni, Cr untersucht. Erwartungsgemäß ist ersichtlich, dass Kupfer eine schädliche Wirkung hat. Die Verteilung der WRE wurde durch die Benutzung der Ring-Cast-Methode bewertet (siehe Abbildung 2.16) [3].

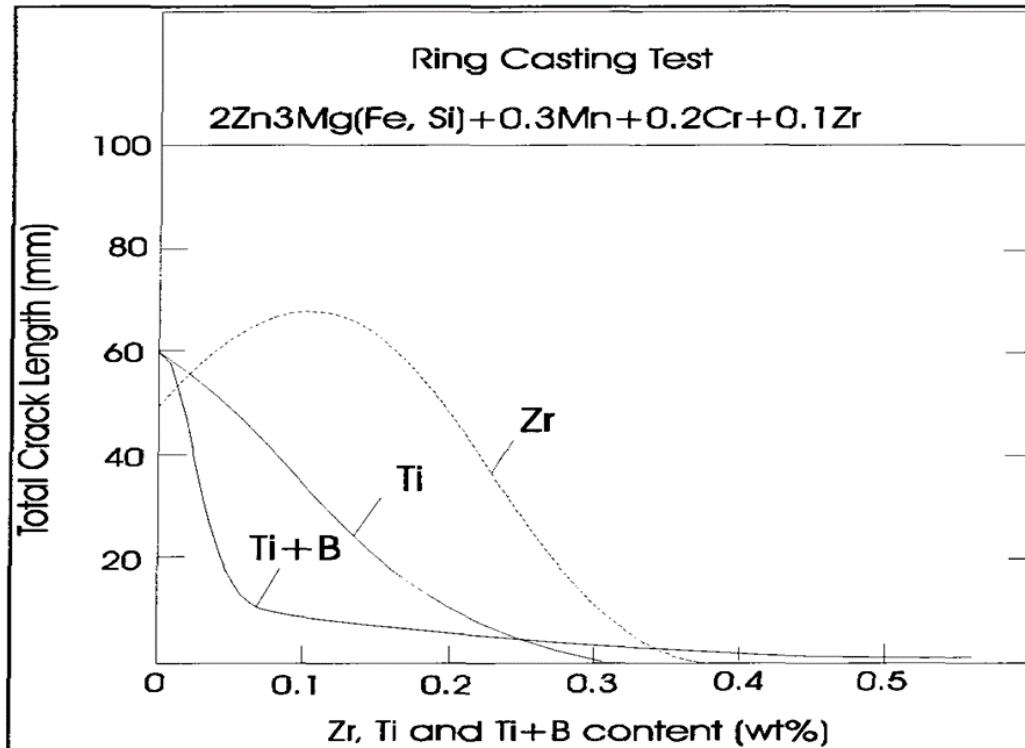


Abbildung 2.16: Warmrissempfindlichkeit (WRE) gegenüber Ti-Inhalte für Al- % 2 Mg-Legierung [31]

Man kann beobachten, dass zur Bestimmung des Warmrissverhaltens der Legierung die Korngröße sehr wichtig ist. Denn sie hat die eutektische Verteilung beeinflusst. Legierungen mit Grobsäulenkörner waren anfälliger als fein gleichgerichtete Körner. Wenn das Eutektikum am Korn vorhanden war, hatte es eine maximale Wirkung auf die freie Bewegung der Körner zur Aufnahme die Kontraktion des Gusses. Folglich hat es die Warmrissneigung reduziert. Je feiner die Größe der Primärkörner ist, desto größer war die Wahrscheinlichkeit der eutektischen Anwesenheit an ihre Grenzen [5].

Allerdings ist die Kornverfeinerung nicht immer wirksam bei der Verringerung der WRE. Warrington und McCartney [32] haben die Wirkung der Kornverfeinern Al-Ti und Al-Ti-B in den AA-7010- und AA-7050-Legierungen untersucht. Ohne Kornfeinerung zeigten sich in beiden Legierungen säulenförmige Kornstrukturen hoher WRE. Aber eine hohe WRE in beiden Hauptlegierungen wurde trotz Benutzung der Kornfeinerungslegierung (Al-Legierung mit 5 % Ti und 1 % B) beobachtet. Ähnliche Ergebnisse wurden in den Al-Mg-Legierungen erhalten [3] [5]. In Abbildung 2.17 ist der Effekt der Ti auf die WRE ersichtlich.

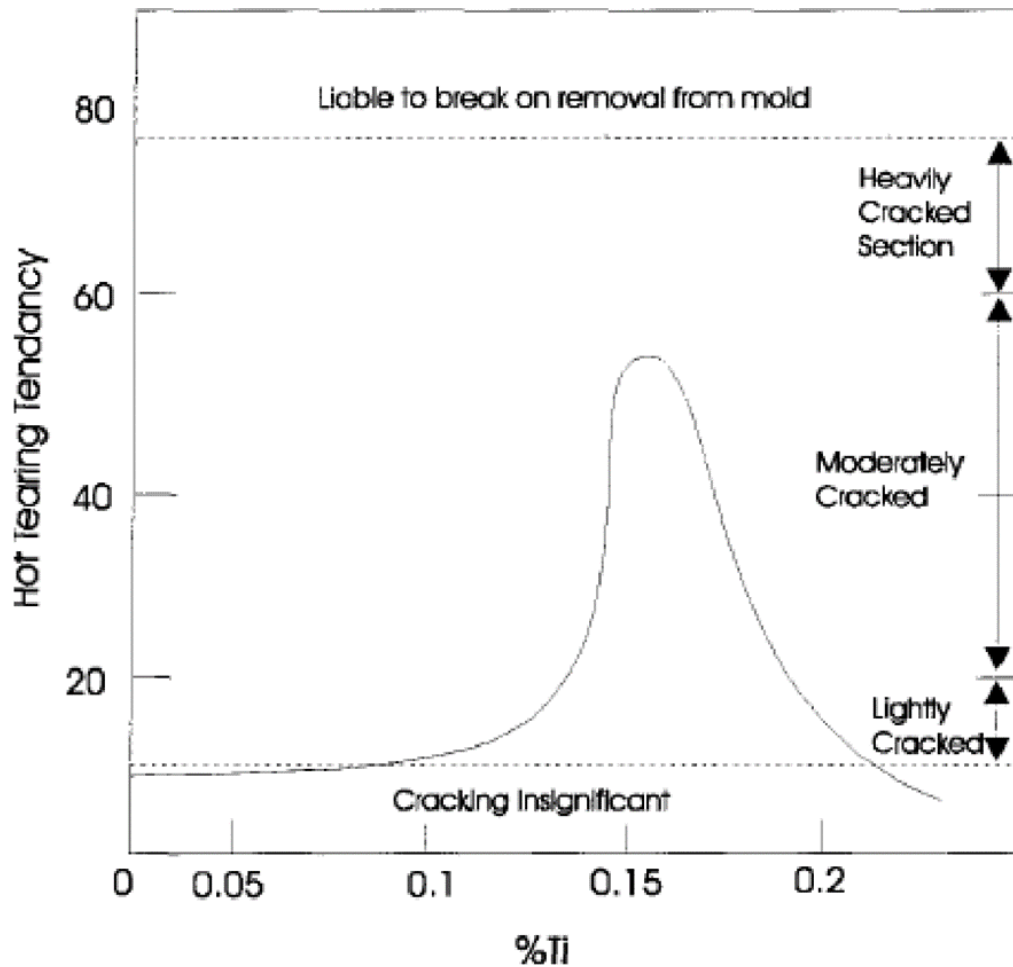


Abbildung 2.17: Effekt der Ti auf Warmrissempfindlichkeit (WRE) für Al-Legierung mit 2 % Mg [5]

Legierungen mit dünnen und koaxialen Körnern haben eine höhere Temperaturempfindlichkeit als andere Legierungen (grob- und säulenförmige Körner). Der Warmriss ist unzureichend, wenn die Legierungen sich im Bereich der kritischen Erstarrungstemperatur befinden und die Kornfeinung einen sehr geringeren Widerstand und Duktilität aufweist [3].



## 2.4 Einfluss der Spurenelemente

Bei Kohärenz wird eine Temperatur verstanden, bei dem ein kontinuierliches, dendritisches Netzwerk gebildet wird und das Material Festigkeit zu entwickeln beginnt, um seine Form zu behalten. Dann kann dieser Punkt besser als Rigiditätspunkt definiert werden [8] [21]. Bei Temperaturen oberhalb des Rigiditätspunktes sind die Körner relativ frei, um sich gegeneinander neu zu ordnen und somit keine Kräfte zu übertragen. Vor dem Erreichen der Rigiditätstemperatur kann die flüssige Phase bei Erstarrung immer noch zwischen den Körnern fließen und dort tritt eine Füllung ohne große Schwierigkeiten auf [8].

Spurenelemente ändern die Wachstumskinetik und verhindern eine frühe Kornkohärenz, welche zur Verringerung der Warmrissempfindlichkeit (WRE) wirksam sein kann. Die Wirkungen von Spurenelementen oder Verunreinigungen sind schädlich, denn während der Erstarrung bewirkt die starke Segregation der restlichen Flüssigkeit, dass sie weit unter der Gleichgewichtstemperatur der Legierung ist. Unter der wahren Solidustemperatur könnten die unerwünschten Spurenelemente auch spröde, platten oder nadelartige Phasen an den Korngrenzen bilden. Dies könnte in der Regel eine starke Zunahme der Dehnung unmittelbar unter der Solidustemperatur verhindern [9] [33]. Spurenelemente könnten auch die Oberflächenspannung der interdendritischen Restflüssigkeit reduzieren, was zur Steigung der WRE führt [9] [34].

## 2.5 Einfluss der Schmelzequalität

Die Warmrissempfindlichkeit (WRE) wird durch die steigenden Mengen des gelösten Stoffes berücksichtigt [9]. Der Gasgehalt war das Thema einer Studie von Lees [23], der viele Aluminiumlegierungen untersucht hat. Er hat die Wirkung von gelöstem Gas zur Reduzierung des Warmrisses in spezifischen Legierungen gefunden, welche relativ hohen eutektischen Gehalt aufweisen [35]. Die Gasmenge wirkt sich auf die lineare thermische Kontraktion aus. Je höher die Gaskonzentration in der Schmelze ist, desto geringer ist die lineare Schrumpfung und daher ist die „Plastizität“ der Reserve der Mushyzone umso höher [8].

Das Gas kann durch eine entsprechende Schmelzebehandlung wie Entgasung beseitigt werden. Bei der Entgasung wird das überschüssig gelöste Gas vor dem Gießen entfernt oder durch Reaktionen zwischen der Schmelze und dem Sauerstoff oder Wasserstoff, welche überschüssige Gase in die Schmelze führen. Es definiert die Schmelzqualität. Jedoch die Tendenz der Legierung zur Bildung von Schrumpfporosität ist ein intrinsisches charakterliches Merkmal, das die Bildung einer dichten Phase während der späteren Stufe der Erstarrung verursacht wird. Folglich ist es schwieriger zu vermeiden [10].

## 2.6 Methode zur Bestimmung der Warmrissneigung

Die Bestimmung der Warmrissempfindlichkeit (WRE) von Aluminium-Knetlegierungen wurde in früheren Experimenten mit Hilfe verschiedener Prüfverfahren durchgeführt. Diese Methoden haben jedoch bestimmte Einschränkungen z.B. nicht genügend Sensibilität für Änderungen in der Legierungszusammensetzung und Variation in Kornfeinheit. Quantitative Methoden sind auch zur Vorhersage von WRE untersucht worden. Dafür wurden physikalische und mechanische Methoden (für quantitative Messung) verwendet. Die mathematischen Modelle für die Berechnung der WRE wurden für verschiedene Gießmethoden entwickelt und eignen sich für eine verlässliche Vorhersage [5].

### 2.6.1 Ringkokillentest

Es wird am häufigsten eine Ringform dazu verwendet, um die Warmrissneigung der Aluminium Knetlegierungen zu vergleichen. Diese Technik ist einfach in der Ausstattung und als Experiment [5]. Die Abbildung 2.18 stellt eine Versuchsanordnung dar [11].

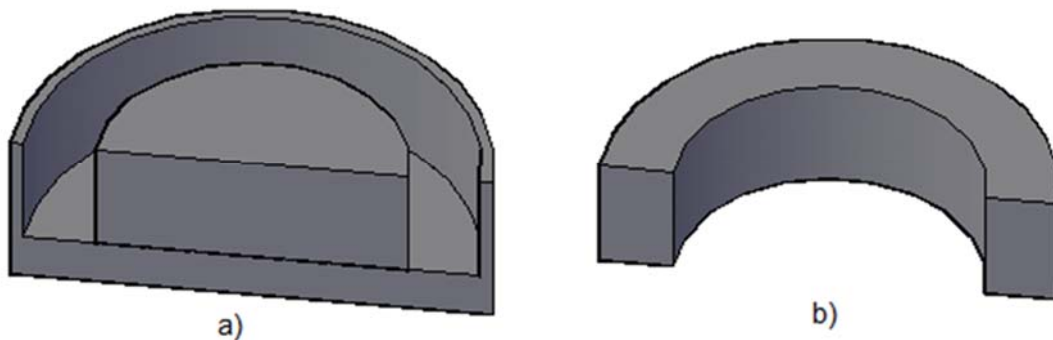


Abbildung 2.18: Ringkokillentest a) Kokille und b) Abguss [11]

Das Werkzeug besteht aus einer ringförmigen Kokille und einem Kern. Der Kern kann mit einer leichten Kugel leicht getrennt werden. Der Ring und Kern bestehen aus Materialien mit geringen thermischen Ausdehnungskoeffizienten und Schmelzpunkten, die viel höher liegen, als die einer getesteten Legierung. Die Schmelze wird in den Raum zwischen der Ringkokille und dem Kern radial gegossen. Die Höhe der gegossenen Schmelze hat die gleiche Wirkung für alle Abgüsse. Beim Erstarren widersteht der Kern die Schrumpfung und die thermische Kontraktion der erstarrenden Legierung. Folglich beanspruchen die Spannungen den Abguss und es entstehen Risse. Die Berichte von Singer und Jennis [35] zeigen, dass die Temperatur der Schmelze große Einflüsse hat. Sie schlagen vor die Schmelztemperatur der Legierung etwa um 100 °C höher zu setzen, während die Kokillentemperatur bei Raumtemperatur gehalten wird. Sänger und Jennings [35] heizen die Kokille bis auf ca. 150°C vor und die Größe des Kerns kann variiert werden, um die Materialien mit geringer

Schrumpfung mit dieser Technik testen zu können. Novikov und Grushko [24] untersuchten die Wirkung vom Kerndurchmesser auf die Warmrissempfindlichkeit (WRE) mit vier verschiedenen Kerndurchmesser: 36, 40, 48 und 50 mm mit einem Ring 56 mm Durchmesser und 50 mm Höhe. Sänger und Jennings [35] verwenden einen Kerndurchmesser von 38 mm und einem Ring von 58,5 mm Innendurchmesser und 19 mm Höhle. Sie nutzen die Summe der Risslänge auf allen Oberflächen durch den Umfang des radialen Abschnittes des Abgusses, um den Warmrissempfindlichkeitsindex zu bestimmen. Die Einschränkung dieses Verfahrens ist, die Schwierigkeit die Erstarrungsgeschwindigkeit zu steuern. Darüber hinaus gibt dieser Test nur einen qualitativen Wert für die WRE [11].

Eine Kühlung im inneren Ring hat den ursprünglichen Ringformtest geändert. Diese Änderung sorgt für eine bessere Kontrolle über die Abkühlgeschwindigkeit während der Erstarrung. Nachdem die Kokille vorgewärmt wurde, wird die Schmelze in die Kokille gegossen. Dabei beginnt die Erstarrung von der Kernseite. Dann zirkuliert das Kühlwasser in dem Kern und kühlt die Schmelze ab. Die Temperatur der Schmelze wurde während der Erstarrung, mit in einigen Punkten platzierten Thermoelementen überwacht und gemessen. Die Risslänge wurde nach dem Schneiden, Polieren und ätzen der Probe definiert. Die Wassermenge und die Temperatur sind variabel, sodass die Abkühlgeschwindigkeit der Schmelze verändert werden kann [11] [19].

### **2.6.2 Kaltfingertest**

Eine sogenannte Kaltfinger-Testmethode für die Warmrissempfindlichkeit wurde von Warrington und McCartney entwickelt [32]. Der Versuchsaufbau besteht aus einem internem konischen Stahlriegel, welcher in einem offenen Ofen platziert ist und einer wassergekühlten Kupferkokille, die mit einem konischen Abschnitt angeordnet ist (siehe Abbildung 2.19) [11].

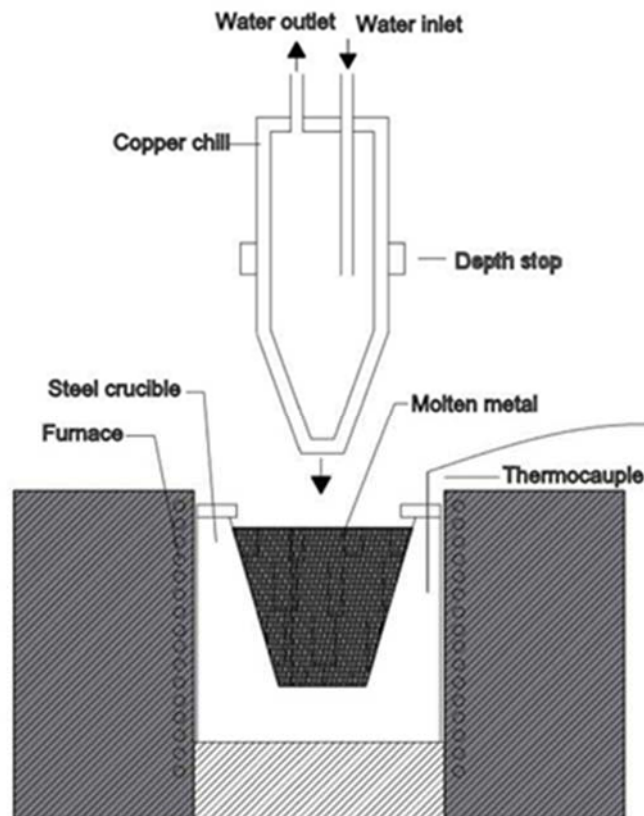


Abbildung 2.19: Kaltfingerkokillentest für die Bestimmung der Warmrissempfindlichkeit (WRE) [11]

Der Kugelwinkel des Stahlgießels und der wassergekühlten Kokille beträgt  $17,5^\circ$ . Die Abmessungen der wassergekühlten Kokille und des Stahlgießels sollen eine 10 mm Wandstärke des Abgusses ermöglichen. Die Schmelze wird in den Stahlgießel gegossen und für eine bestimmte Zeit bei einer gewünschten Temperatur gehalten. Die wassergekühlte Kokille wird in der Schmelze zu einer vorgegebenen Tiefe eingeführt. Durch Abfuhr der Wärme erstarrt die Schmelze in eine Richtung senkrecht zur Kokillenoberfläche. Der Riss wird auf der Spitze einer erstarrenden Schicht eingeleitet, weil es dem größten Durchmesser einer Probe und höchsten Spannungen entspricht. Der Warmriss geht weiter nach unten und dann stoppt er. Nach der vollständigen Erstarrung werden die Kokille und der Abguss aus dem Ofen entfernt. Die Probe wird von der Kokille getrennt und die Risslänge gemessen. Mit dieser Technik können die Temperaturen der Schmelze und der Kupferkokille präzise gesteuert werden. Der Wasserstrom innerhalb der Kupferkokille steuert die Temperatur der Kokille und erlaubt eine Veränderung der Abkühlgeschwindigkeit der Schmelze. Verschiedene Aluminiumlegierungen können mit dieser Technik getestet werden. Die gemessene Risslänge aus dem größten Radius des endgültigen gegossenen Abgusses bestimmt die WRE [11].

### 2.6.3 Knochenkokillentest

Ein sogenannter Knochentest erhält seinen Name von der Form der Probe. Es gibt Änderungen der Form, wobei die Abmessungen und Konfiguration der Form variieren. Die Schmelzen sollen in der Mitte der Form gegossen werden und dann breiten sie in Richtung auf beide Seiten aus. Die Erstarrung beginnt an den Kanten und die Spannungen werden in der Mitte des Teststücks angeordnet. Die Rissrichtung ist senkrecht zur Erstarrungsrichtung. Der Riss ist ein Maß der Warmrissempfindlichkeit (WRE). Abbildung 2.20 zeigt ein Beispiel einer Form der Knochenkokille [11].

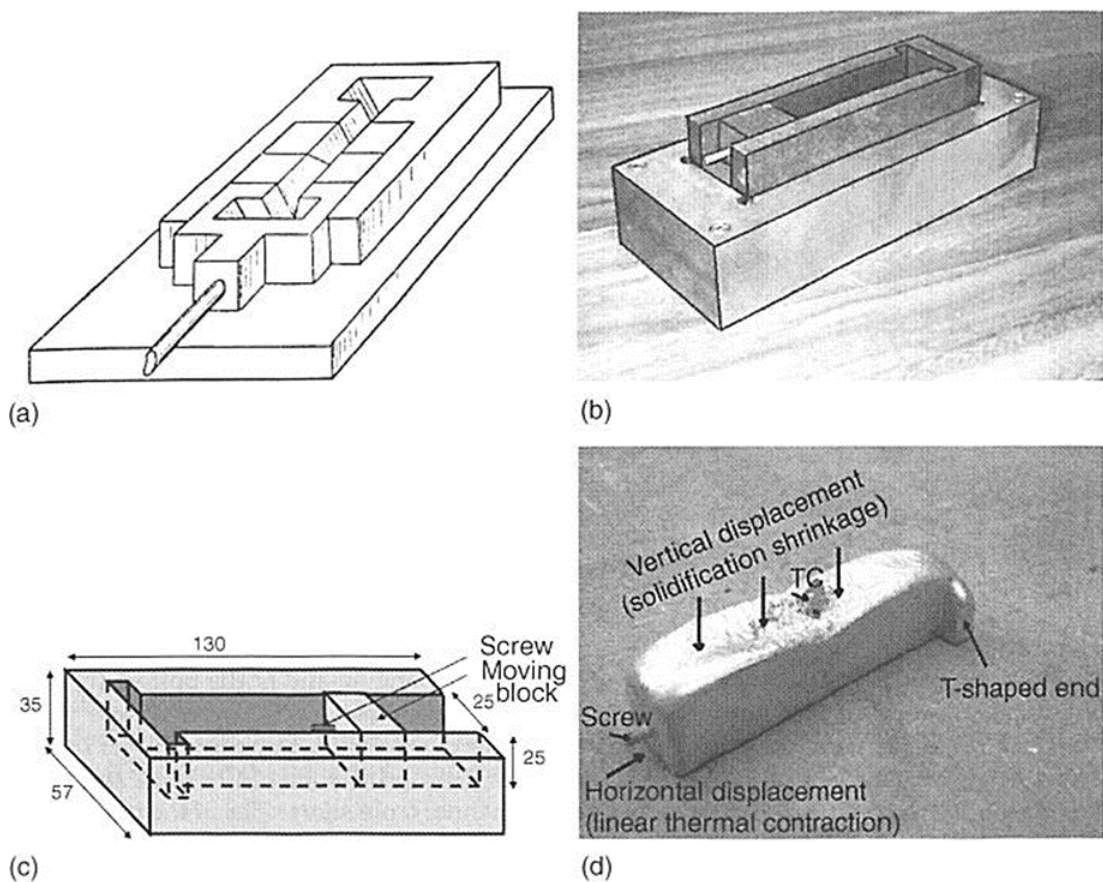


Abbildung 2.20: Skizze eines ursprünglichen Aufbaus (a) von Novikov [26] aus Graphit mit Sandeinsätzen, (b) Foto von Versuchsaufbau einer wassergekühlten Chill-Basis, (c) ein System des selben Aufbaus, (d) und eine Probe nach dem Test [8]

Es gibt Bemühungen, die WRE in einem Experiment durch die Kombination mehrerer Knochenformen, die sich in verschiedenen Länge und Abmessungen unterscheiden, in einer einzigen Kokille zu prüfen. Novikov und Gruschko [24] untersuchten eine Form für 12 Proben von 2 bis 7 mm Querschnitt und verschiedenen Längen ab 10 bis 120 mm. Die Schmelze wird in der Kokille durch eine Einfüllöffnung eingegossen. Durch die schrittweise zunehmende eingeschränkte Schrumpfung entsteht der Riss in der längsten Probe. Der

WRE-Index wird als die minimale kritische Länge der Probe beschrieben, in denen ein Riss entsteht. Dieser Index wird mit dieser Technik bestimmt [11].

Eine Variation der Knochenkokille wurde durch Clyne und Davies [31] untersucht, wobei ein Heizkörper in der Mitte der Form und ein Kühler an beiden Seiten montiert wird. Diese Modifikation kann die Temperatur der Schmelze und deren die Abkühlgeschwindigkeit präzise steuern. Darüber hinaus ist es möglich, die Schmelze auf eine Temperatur einzustellen, um einen kontrollierten Temperaturgradienten vom Zentrum bis zu den Enden herzustellen. Die Verringerung der Querschnittfläche wird von Rissbildung verursacht und durch elektrische Widerstandsmessung des Gussteils wird er sorgfältig auf einen einheitlichen Querschnitt geschätzt. Der Versuchsaufbau ist ziemlich komplex, vor allem die Steuerung des Wasserdurchflusses und der Temperatur des Heizkörpers. Es bietet jedoch ein besseres und hoch reproduzierbares Ergebnis, wobei die Anfangsbedingungen richtig gesteuert werden können [11].

Spittle und Cushway [36] untersuchten die Warmrissempfindlichkeit (WRE) mit einer geschlossenen Knochenkokille. Neben wassergekühlten Kupferkokillen an beiden Enden gibt es eine Zuführung, die zum Füllen der Form verwendet wird. Mit dieser Form ist es möglich, einen realen Gießprozess zu simulieren. Dadurch konnte die Abhängigkeit der Warmrissneigung von einer bestimmten Variablen beeinflusst werden. Die WRE gibt in einer Bruchteilfläche den Riss an. Ein weiterer geschlossener Knochenkokillentest wurde von Faray [37] entwickelt. Die Kokille besteht aus zwei Hälften, untere und oberen Teile, die aus Gusseisen hergestellt werden. Der Gießhohlraum ist 200 mm lang und halbkreisförmig im Querschnitt (25 mm Durchmesser). Dieses Gerät soll eine Zugspannung entlang der Länge des Gussstückes erstellen. Die Spannung wird durch Rippen (25 mm lang und 5 mm breit) in der Kokille hergestellt. Die Rippen sind am Ende der Kokillenseite positioniert. In der Mitte der Form wird eine isolierende Beschichtung auf die Formwände aufgebracht, um einen Wärmebereich in dem Gussstück zu erstellen. Vor dem Versuch wurde die Kokille in einem Ofen bei 275 °C vorgewärmt. Der Test wird durchgeführt, sieben Minuten nach dem Gießen wird der Abguss entfernt und für den Warmriss untersucht. Eine schwierige Kontrolle der experimentellen Parameter stellt jedoch eine große Bedeutung für die experimentellen Ergebnisse dar [11].



Abbildung 2.21: Abguss der Fingerkokille von einer AA 6061.4 Legierung zur Bestimmung der Warmrissneigung

Die Risse an Fingerkokillenabguss sind in Abbildung 2.21 erkennbar. Die Risse sind unter fünf Kategorien definiert:

- kein Riss
- Haarrisse
- gut sichtbare Risse
- breite Risse
- komplett abgerissene Risse [38].

### 2.6.4 Spannungstest

Langlais und Gruzleski [39] verwendeten eine konventionelle horizontale Zug-Prüfmaschine, wo die Erstarrung berücksichtigt wird. Diese besteht aus einem Behälter aus feuerfestem Material und einer Kühlplatte (siehe Abbildung 2.22) [11].



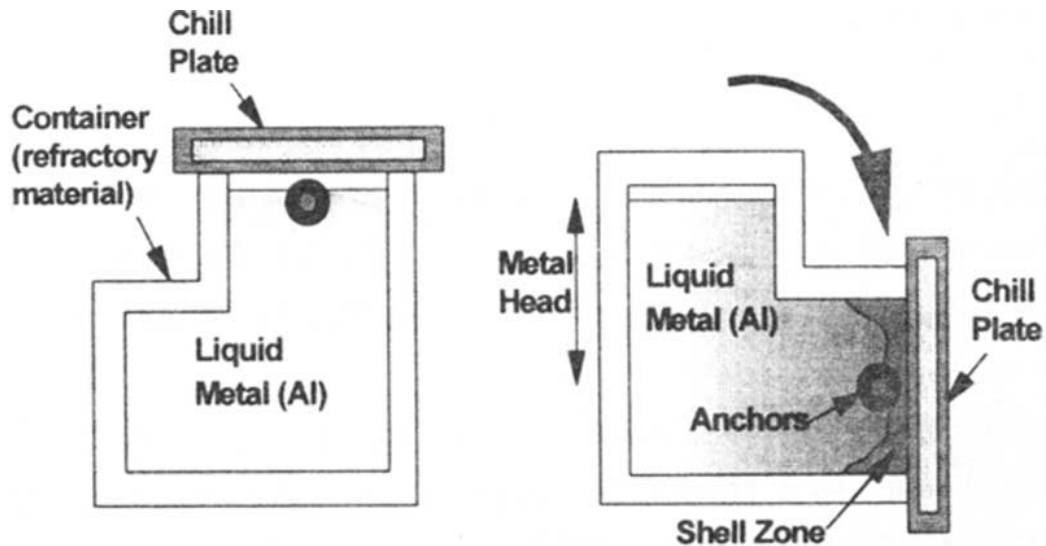


Abbildung 2.22: Kokille für Warmrissprüfung vor und nach einer 90° Drehung [11]

Der Anker, in dem das erstarrende Metall angeordnet und mit einer Zugmaschine verbunden ist, dient dafür, um die Belastung zu messen. Die Kühlplatte soll die primäre Kühlung im Stranggießen widerspiegeln. Thermoelemente sind in den Behälterboden an verschiedenen Positionen eingesetzt. Die Prüfung erfolgt durch das Vorheizen des Behälters und Befüllen des Behälters mit der eingeleiteten überhitzten Schmelze etwa 100 °C oberhalb des Schmelzpunktes. Anschließend wird ein Behälter zwischen den Klemmbanken und der Zugprüfmaschine angebracht und der Anker wird an den Backen angeordnet. Die Einheit ist 90° in Richtung des Ankers gedreht, sodass die Schmelze mit der Kühlplatte kontaktiert und erstarrt. Die Spannung auf der Schmelze ist senkrecht zur Hauptrichtung der Wärmeabnahme orientiert [11]. Es gibt andere Arten von Tests, die in die gleiche Kategorie passen [26]. Die Zugkraft wird manuell oder automatisch gesteuert. Diese Techniken sind sehr einfach in der Ausstattung und Durchführung, jedoch sind die Gültigkeit der experimentellen Daten relativ niedrig [11].

### 3 Experimentelle Methoden

Dieser Teil der Arbeit beinhaltet die Beschreibung der Versuchsdurchführung und die Ergebnisse.

#### 3.1 Verwendete Maschinen und Geräte

In dieser Tabelle 3.1 wurden die verwendeten Maschinen bzw. Geräte und ihre Anwendungsgebiete definiert.

Tabelle 3.1: Verwendete Maschinen und Geräte

Maschine/Gerät	Anwendung
Luftkammerofen	Vorwärmen der Kokille bzw. des Bornitrit Spray
Schmelzofen	Schmelzen der Aluminium Knetlegierungen
Schmelzetemperaturmessgerät	Temperaturmessung der Schmelze
Kokillentemperaturmessgerät	Temperaturmessung der Warmrisskokille
Bornitrit Spray	Gleiten der Schmelze in der Fingerkokille
Fingerkokille (Warmrisskokille)	Messung der Warmrisszahl

## 3.2 Verwendete Werkstoffe

Die nachfolgende Tabellen (3.2, 3.3, 3.4, 3.5, 3.6 und 3.7) geben Aufschluss über die chemische Zusammensetzung der bei experimentellen Versuchen verwendeten Legierungen. Dabei sind die Hauptlegierungen mit verschiedenen Anteilen von den wichtigsten Elementen zusammengefasst. Diese Legierungen sind: AA 2017 (ARX2), AA 3535, AA 6061, AA 7050 und AA 7075.

Die Legierungszusammensetzungen wurden von der Firma AMAG Casting GmbH mittels optische Emissionsspektrometrie (OES) ermittelt.

Tabelle 3.2: Chemische Zusammensetzung der geprüften Legierung AA 2017 in Gewichtsprozent:

Nr.	Type	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Si	Zn	Al	WRZ
1. Probe	AA 2017	0,3	3,87	0,6	0,66	0,08	0,75	0,2	Rest	4,25
2. Probe	AA 2017	0,31	3,89	0,59	0,82	0,08	0,75	0,2	Rest	5,12
3. Probe	AA 2017	0,29	3,79	0,56	1,6	0,08	0,76	0,21	Rest	4,75
4. Probe	AA 2017	0,28	4,57	0,58	0,66	0,08	0,75	0,19	Rest	2,62
5. Probe	AA 2017	0,27	4,41	0,55	1,51	0,08	0,74	0,2	Rest	3,37
6. Probe	AA 2017	0,29	3,99	0,6	0,65	0,08	0,74	0,2	Rest	2,75
7. Probe	AA 2017	0,29	4,07	0,6	0,81	0,08	0,76	0,2	Rest	4,5
8. Probe	AA 2017	0,29	4,37	0,6	0,65	0,08	0,74	0,19	Rest	4,75
9. Probe	AA 2017	0,29	4,34	0,6	0,8	0,08	0,75	0,2	Rest	4,58

Gewichtsprozent [%]

Tabelle 3.3: Chemische Zusammensetzung der geprüften Legierung AA 3535 in Gewichtsprozent:

Nr.	Type	Fe	Cu	Mn	Mg	Si	Al	WRZ
1. Probe	AA 3535	0,2	0,61	0,72	0,15	0,15	Rest	8,75
2. Probe	AA 3535	0,39	0,57	0,71	0,15	0,15	Rest	8,25
3. Probe	AA 3535	0,38	0,58	0,69	0,31	0,15	Rest	8,75

Gewichtsprozent [%]

Tabelle 3.4: Chemische Zusammensetzung der geprüften Legierung AA 6061 in Gewichtsprozent:

Nr.	Type	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Si	Al	Wiederholungsschmelze	WRZ
1. Probe	AA 6061	0,2	0,22	0,05	0,82	0,1	0,68	Rest	-	7
2. Probe	AA 6061	0,58	0,21	0,05	0,83	0,15	0,67	Rest	-	7,87
3. Probe	AA 6061	0,58	0,4	0,05	0,83	0,15	0,66	Rest	-	9,62
4. Probe	AA 6061	0,22	0,22	0,04	0,8	0,14	0,67	Rest	von Probe 1	6
5. Probe	AA 6061	0,6	0,21	0,05	0,81	0,14	0,66	Rest	von Probe 2	6,25

Gewichtsprozent [%]

Tabelle 3.5: Chemische Zusammensetzung der geprüften Legierung AA 7050 in Gewichtsprozent (Abstehzeit der Schmelze X: Kurze und Y: Lange):

Nr.	Type	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Si	Zn	Al	Wiederholungsschmelze	Abstehzeit	WRZ
1. Probe	AA 7050	0,04	1,98	0,01	2,02	0,02	0,05	5,94	Rest	-	X	7,62
2. Probe	AA 7050	0,04	1,97	0,01	2,24	0,02	0,05	5,96	Rest	-	X	11,25
3. Probe	AA 7050	0,05	1,97	0,01	2,79	0,02	0,05	5,86	Rest	-	X	6,62
4. Probe	AA 7050	0,04	2,48	0,01	1,98	0,02	0,11	5,94	Rest	-	X	3
5. Probe	AA 7050	0,04	2,47	0,01	2,52	0,02	0,2	5,93	Rest	-	X	6,13
6. Probe	AA 7050	0,06	1,99	0,01	2	0,02	0,04	6,07	Rest	von Probe 1	X	6
7. Probe	AA 7050	0,09	2,53	0,01	2,03	0,02	0,04	6	Rest	von Probe 4	Y	10
8. Probe	AA 7050	0,08	2,24	0,01	1,97	0,02	0,04	6	Rest	-	X	6,25
9. Probe	AA 7050	0,08	2,25	0,01	2,26	0,02	0,04	6	Rest	-	X	10
10. Probe	AA 7050	0,04	2,48	0,01	2,03	0,02	0,05	5,99	Rest	von Probe 4	X	5,5
11. Probe	AA 7050	0,04	2,47	0,01	2,01	0,02	0,05	5,95	Rest	von Probe 4	Y	11,25
12. Probe	AA 7050	0,04	2,52	0,01	2,03	0,02	0,05	6	Rest	von Probe 4	X	4,75
13. Probe	AA 7050	0,04	2,52	0,01	2,04	0,02	0,05	6,03	Rest	von Probe 4	X	6
14. Probe	AA 7050	0,05	2,49	0,01	2,28	0,02	0,05	5,95	Rest	-	X	7
15. Probe	AA 7050	0,04	2,27	0,01	2,07	0,02	0,05	6,01	Rest	von Probe 8	X	6,5
16. Probe	AA 7050	0,05	2,26	0,01	2,25	0,02	0,05	6,03	Rest	von Probe 9	X	7
17. Probe	AA 7050	0,05	2,07	0,01	2,53	0,02	0,08	6,04	Rest	-	X	6
18. Probe	AA 7050	0,05	2,51	0,01	2,54	0,02	0,08	6,05	Rest	-	X	7

Gewichtsprozent [%]

Tabelle 3.6: Chemische Zusammensetzung der geprüften Legierung AA 7075 in Gewichtsprozent:

Nr.	Type	Fe	Cu	Mn:	Mg	Cr	Si	Zn	Al	WRZ
1. Probe	AA 7075	0,08	1,41	0,06	2	0,17	0,08	5,98	Rest	7,66
2. Probe	AA 7075	0,09	1,43	0,06	2,65	0,16	0,08	5,93	Rest	6,60
3. Probe	AA 7075	0,06	1,86	0,04	1,99	0,17	0,07	5,99	Rest	7,25
4. Probe	AA 7075	0,07	1,83	0,04	2,73	0,17	0,07	5,96	Rest	4,68

Gewichtsprozent [%]

Tabelle 3.7: Chemische Zusammensetzung der geprüften Al-Masseln in Gewichtsprozent:

Nr.	Type	Fe	Si	V	Al
-	Al-Massel	0,02	0,01	0,01	Rest

Gewichtsprozent [%]

### 3.3 Versuchsdurchführung

Nach ca. zweistündigem Vorwärmen des Schmelzofens wurden drei Stück Al-Masseln zu je ca. 23 kg in den vorgeheizten Ofen hineingesetzt. Die Schmelzphase dauerte in etwa eine Stunde. Inzwischen erfolgten die Säuberung der Fingerkokille (Warmrisskokille), eine Spülung dieser mit Bornitrid-Spray (siehe Abbildung 3.1), das anschließende Einsetzen in den Luftkammerofen, sowie ein Vorwärmen der Fingerkokille im Luftkammerofen bei 200 °C (siehe Abbildung 3.2).



Abbildung 3.1: Vorbereiten der Fingerkokille mithilfe des Bornitrid-Sprays



Abbildung 3.2: Vorwärmen der Fingerkokille in dem Luftkammerofen

Nachdem die Al-Masseln geschmolzen waren, konnten die Pilzproben für die Spektralanalyse gegossen werden. Dabei wurden fehlende Legierungselemente berechnet und in die Schmelze hinzugefügt. Das vollständige Schmelzen der Legierungselemente, nach ihrer Zugabe, dauerte eine Stunde. Die konstant gehaltene Temperatur der Schmelze lag bei 750 °C. In Abbildung 3.3 sind Schmelzofen und Abgüsse sichtbar.



Abbildung 3.3: Schmelzofen und Abgüsse der Fingerkokille

Nach dem vollständigen Schmelzen der Legierungselemente erfolgte eine neue Entnahme der Pilzproben für eine weitere Spektralanalyse. Wenn die Schmelze die gewünschten Legierungselemente enthält, werden für je 1000 kg Schmelze 1500 g Kornfeinungslegierung in die Schmelze zugefügt. Diese wurde für weitere zehn Minuten zum vollständigen Schmelzen der Kornfeinungslegierung auf gleicher Temperatur gehalten, durchmischt und in die bei 200 °C vorgewärmten Fingerkokille gegossen. Im Anschluss konnte der Abguss aus der Kokille rausgenommen werden und musste nun noch abkühlen. Die Warmrisszahl (WRZ) wurde durch die entstandenen Risse ermittelt. Die Experimente wurden für jede Legierung unter gleichen Bedingungen durchgeführt.

Mithilfe der Pandat©-Software wurden die entstandenen Phasen berechnet und zum Abschluss wurde eine DSC-Analyse (Differential Scanning Calorimetry) in Zusammenarbeit mit der LKR Leichtmetallkompetenzzentrum Ranshofen GmbH durchgeführt.

### 3.4 Beurteilung der Warmrisszahl

Bei den hier durchgeführten Untersuchungen wurde der Einfluss der Legierungselemente auf die Warmrissempfindlichkeit (WRE) diverser Al-Knetlegierungen untersucht. In den vorigen Kapiteln befasste man sich bereits über den Einfluss der Legierungselemente auf die WRE.

Die abgegossenen Teile sind auf ihre Warmrissneigung untersucht bzw. beurteilt worden. Abbildung 3.4 zeigt dabei die Einstellung der Warmrisszahl (WRZ).

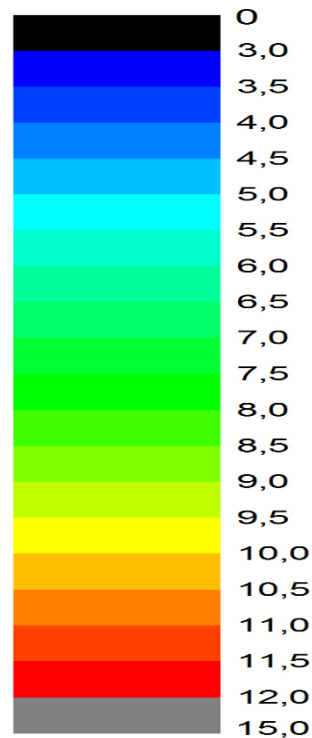


Abbildung 3.4: Einstellung der Warmrisszahl

Warmrissempfindlichkeit wird unter fünf Kategorien definiert:

- $0 \leq 3$  WRZ = keine,
- $3 \leq 6$  WRZ = geringe,
- $6 \leq 9$  WRZ = mittlere,
- $9 \leq 12$  WRZ = hohe,
- $12 \leq 15$  WRZ = sehr hohe Warmrissempfindlichkeit (WRE).



### 3.4.1 Beurteilung der Legierung AA 2017

Bei der Behandlung der Ergebnisse der Legierung AA 2017 (ARX2) könnte eine sehr geringe Warmrissempfindlichkeit (WRE) festgestellt werden. Um die Wirkung der Mengenänderungen der Legierungselemente (in %) auf die Warmrisszahl (WRZ) besser zu sehen, sind möglichst viele Proben mit verschiedenem Anteil der Hauptlegierungselementen untersucht worden. Die chemische Zusammensetzung der Proben dieser Legierung ist in der Tabelle 3.2 zu finden.

Die ersten drei Proben ermittelten geringe WRE. Die erste Probe mit 3,87 % Cu und 0,66 % Mg ergab eine WRZ von 4,25. Aus der zweiten Probe resultierte eine WRZ von 5,12 aufgrund von 3,89 % Cu und 0,82 % Mg. Bei der dritten Probe mit 3,79 % Cu und 1,6 % Mg wurde eine WRZ von 4,75 gemessen.

Die niedrigste erhaltene WRZ (2,62) der Legierung AA 2017 wurde bei der vierten Probe mit 4,57 % Cu und 0,66 % Mg gemessen. Im Vergleich zur Abbildung 3.4 sah man keine WRE. Die WRZ der fünften Probe erhöhte sich ein wenig mit 4,41 % Cu und 1,51 % Mg. Sie betrug für diese Legierung 3,37.

Die sechste Probe ergab eine WRZ von 2,75 aus 3,99 % Cu und 0,65 % Mg. Die siebente Probe hatte 4,07 % Cu und 0,81 % Mg. Daraus erfolgte eine WRZ von 4,5. Mit steigendem Anteil des Magnesiums ist jedoch eine Zunahme der WRZ zu erwarten.

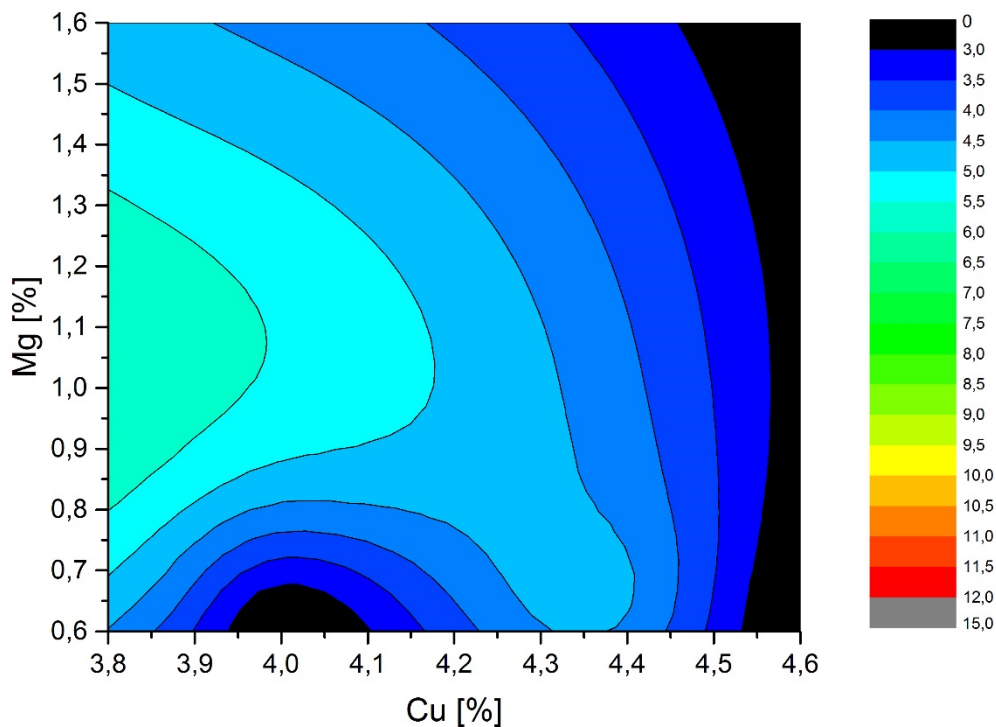


Abbildung 3.5: Contour Plots: Warmrisszahlindex für die Legierung AA 2017

Bei der achten Probe mit 4,37 % Cu und 0,65 % Mg ergab die Warmrisszahl (WRZ) einen Wert von 4,75. Die letzte Probe ergab einen Wert von 4,58 bei gleich gehaltenem Cu und 0,8 % Mg. Aus diesen Ergebnissen lässt es sich folgern, dass im Vergleich zur vorigen Probe der WRZ-Unterschied sehr gering ist.

Aus Abbildung 3.5 erkennt man, dass mit abwechselndem Cu- und Mg-Gehalt Änderungen der WRZ hervorgerufen werden können. Die Abbildungen 3.5, 3.6, 3.7 und 3.8 wurden mit OriginPro9.1G© gezeichnet und dabei folglich die Grenzen erweitert.

Aus den Ergebnissen der Proben ist zu interpretieren, dass diese Legierung keine bis geringe Warmrissempfindlichkeit (WRE) besitzt. Im Idealfall (4. Probe) soll die Legierung 4,57 % Cu und 0,66 % Mg haben.

### **3.4.2 Beurteilung der Legierung AA 3535**

Aufgrund der niedrigen Anteile der beteiligten Elemente der Legierung AA 3535 fanden nur geringe Mengenänderungen statt. Ausgangspunkt für Versuche waren kleine Änderungen der Hauptlegierungselemente wie Fe von 0,2 bis 0,4 % und Mg von 0,15 bis 0,3 %.

Die erste Probe besaß 0,2 % Fe und 0,15 % Mg. Die daraus resultierende WRZ von 8,75 liegt in der mittleren WRE. Wenn der Anteil des Fe auf 0,4 % erhöht wird und Mg auf 0,15 % bleibt, wird eine sehr geringere Abnahme der WRZ (8,25) sichtbar. Aber wie aus Abbildung 3.4 ersichtlich, entspricht dies keiner Änderung.

Bei der dritten Probe nahm man 0,4 % Fe und 0,3 % Mg an. Die erhaltene WRZ (8,75) führte zu sehr geringen Erhöhungen. Im Vergleich zur Abbildung 3.4 beschreibt dieser Wert keine Änderung der WRE.

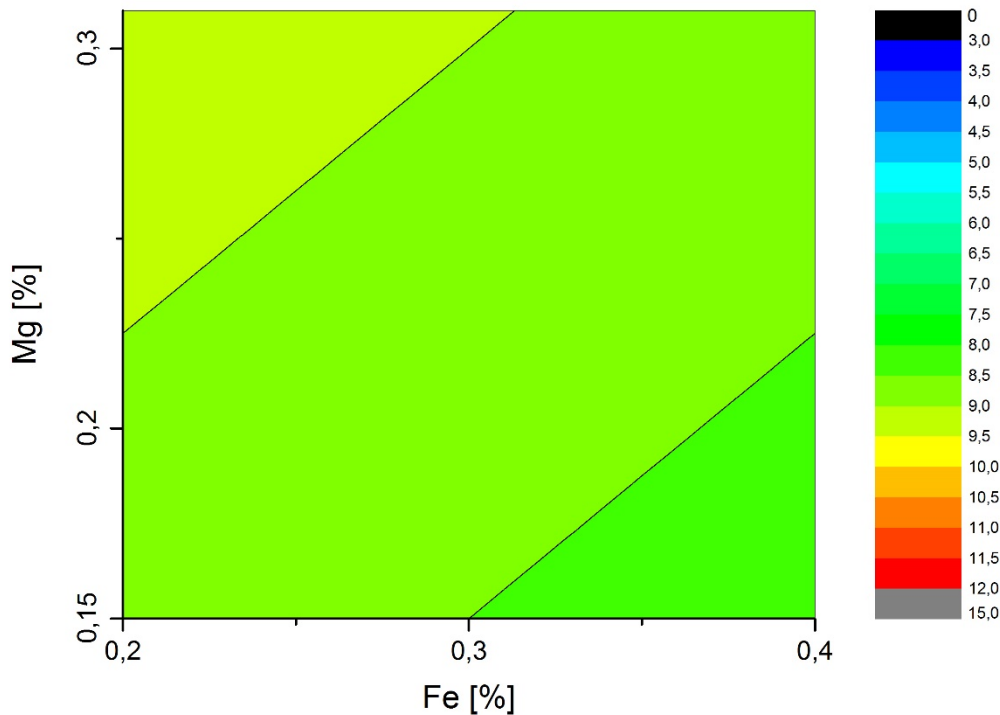


Abbildung 3.6: Contour Plots: Warmrisszahlindex für die Legierung AA 3535

Der Einfluss der Legierungselemente wie Fe und Mg wurde in der Abbildung 3.6 gezeichnet. Wie in dieser Abbildung 3.6 zu sehen ist, hat diese Legierung eine mittlere Warmrissempfindlichkeit (WRE). Die chemische Zusammensetzung der geprüften Legierungen AA 3535 ist in der Tabelle 3.3 zu finden.

### 3.4.3 Beurteilung der Legierung AA 6061

In den Experimenten von der Legierung AA 6061 wurde die Wirkung von Fe und Cu auf die WRE erforscht. Die erste Probe resultierte eine Warmrisszahl (WRZ) von 7 (mittlere WRE) durch 0,2 % Fe und 0,22 % Cu. Bei der zweiten Probe wurde der Fe-Anteil auf 0,58 % erhöht und der Cu-Anteil ist gleich geblieben. Damit stieg die WRZ (7,87) ein wenig. Die dritte Probe ergab die höchste WRZ (9,62) mit 0,58 % Fe und 0,4 % Cu.

Bei der vierten Probe ging mit 0,22 % Fe und 0,22 % Cu die niedrigste WRZ (6) hervor. Bei der letzten Probe wurde der Anteil des Fe auf 0,6 % erhöht und im Vergleich zur vorigen Probe hat sich die WRE nicht geändert. Die WRZ nahm um 0,25 zu.

Die sämtlichen WRZ der Proben der Al-Knetlegierungen AA 6061 sind in Abbildung 3.7 dargestellt.

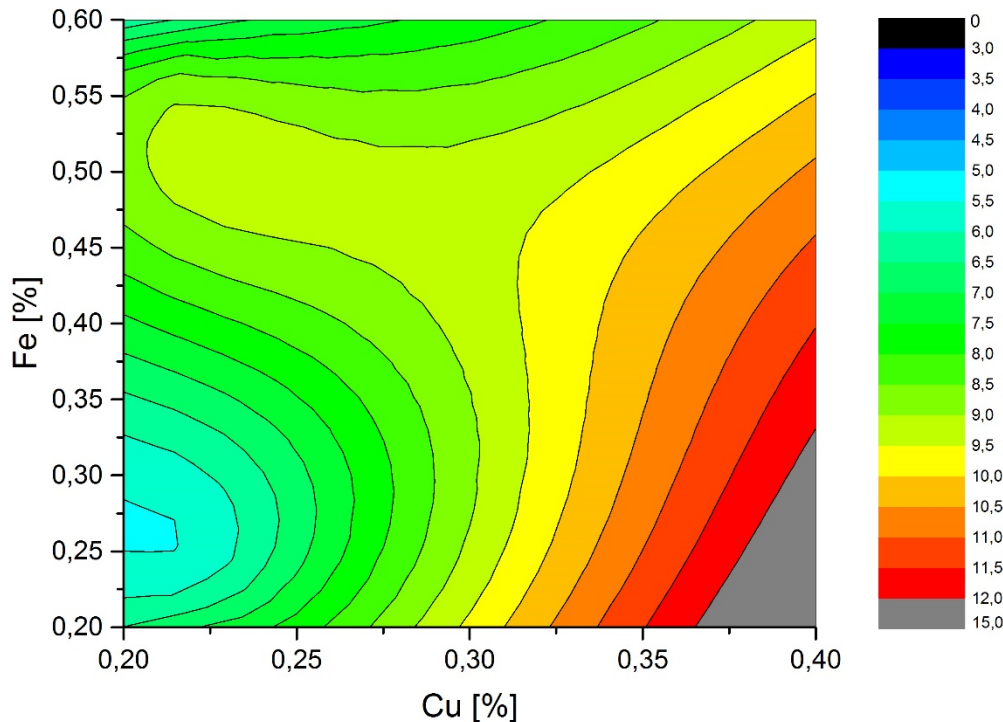


Abbildung 3.7: Contour Plots: Warmrisszahlindex für die Legierung AA 6061

Wie in Abbildung 3.7 zu sehen ist, besitzt die Legierung AA 6061 eine geringe bis hohe Warmrissempfindlichkeit (WRE). Die chemische Zusammensetzung der durchgeführten Proben ist in der Tabelle 3.4 zusammengefasst.

### 3.4.4 Beurteilung der Legierung AA 7050

Die vierte untersuchte Legierung ist AA 7050. Die Versuche untersuchten insbesondere den Einfluss des Kupfers und Magnesiums. Bei der ersten Probe kam man zu dem Ergebnis, dass die Legierung eine mittlere WRE mit 1,98 % Cu und 2,02 % Mg hatte. Die Warmrisszahl (WRZ) betrug 7,62. Die zweite Probe besaß eine WRZ von 11,25 bei gleich gebliebenem Cu-Anteil und 2,24 % Mg. Die WRZ erhöhte sich wesentlich zur ersten Probe. Bei der nächsten Probe wurde das Cu auf 2 % gehalten und der Mg auf 2,79 % erhöht. Die WRZ sank auf 6,62 und dieser Wert entspricht eine mittlere WRE.

Die vierte Probe zeigte eine WRZ von 3 bei 2,48 % Cu und 1,98 % Mg. Die fünfte Probe besaß eine mittlere WRE (6,13 WRZ) bei 2 % Cu und 2,52 % Mg.

Die sechste Probe ergab eine Wiederholung der ersten Probe. Diese besaß wiederum eine gleiche WRE. Die siebte Probe wiederholte die Ergebnisse der vierten Probe. Es kam zu einer Abweichung der WRE (10 WRZ). Hier wären die Ursachen zu diskutieren. Man stellte fest, dass die Folge die Abnahme der Wirkung der Kornfeinung auf die Schmelzqualität sein könnte. Nach der Fixierung des Anteils der Legierungselemente wurde die

Kornfeinungslegierung in die Schmelze hinzugeführt und zehn Minuten gewartet und danach wurde die Schmelze in die Kokille gegossen. Wegen Störungen musste man ca. drei Stunden warten, um die Schmelze zu gießen. Obwohl der Anteil der Kornfeinungslegierung und die Korngröße gleich gehalten wurde, gab es keine Auswirkung von Kornfeinung auf die Warmrissempfindlichkeit (WRE). Korngröße der vierten und siebten Probe ist in Abbildung 3.8 ersichtlich.

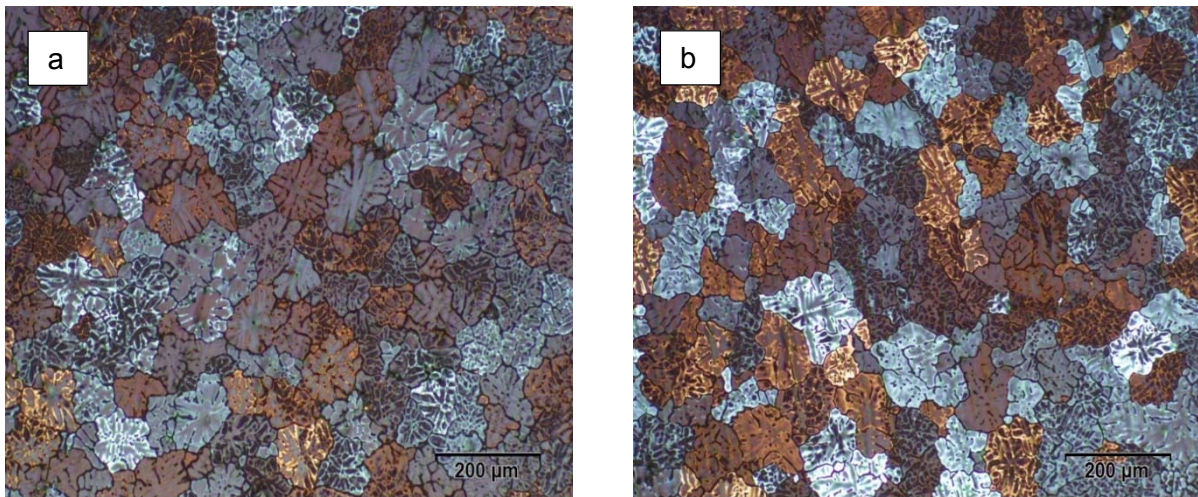


Abbildung 3.8: Korngröße (a) der vierten und (b) siebten Probe der Legierung AA 7050

Die achte Probe ergab eine mittlere WRE (6,25 WRZ) durch 2,24 % Cu und 1,97 % Mg. Bei der nächsten Probe hatte die Legierung 2,25 % Cu und 2,26 % Mg. Die damit erhaltene Warmrisszahl (WRZ) betrug 10. Es ergab eine hohe WRE.

Die zehnte, elfte und zwölfte Probe wiederholten die Werte der vierten und siebten Probe. Grund der Wiederholungen war die Erhaltung der unterschiedlichen WRZ bei gleicher Legierungszusammensetzung der vierten und siebten Probe. Mit normal ausgeübtem Gussstandard folgten knappe Ergebnisse zwischen der zehnten und vierten Probe. Bei der elften Probe wurde die Schmelze nach drei Stunden in die Kokille gegossen. Das erhaltene Ergebnis dieser Probe bewies die Wirkung der Kornfeinung auf die WRE. Der daraus resultierende Wert lag innerhalb der Grenze der hohen WRE.

Die zwölfte Probe wurde ohne Änderung der Proportion der Legierung durchgeführt und bei dieser Wiederholung wurde die Kornfeinungslegierung nochmal in die Schmelze hinzugefügt und nach zehn Minuten wurde die Schmelze in die Kokille gegossen. Die aufgetretenen Ergebnisse waren nicht erstaunlich und es entstand ein niedriger Wert (4,25 WRZ) für AA 7050.

Die resultierende Folge dabei ist, dass trotz keiner Änderung der Legierungszusammensetzung, die Kokillentemperatur und die Schmelzetemperatur eine

Wirkung auf die Kornfeinung ausübte. Bezüglich dieser Ergebnisse ist folgender Punkt zu beachten.

- Kornfeinungslegierung soll kurz vor dem Gießen in die Schmelze, wie beim Strangguss, der Al-Knetlegierungen beigelegt werden.

Die dreizehnte Probe wiederholte die Ergebnisse der vierten Probe und kam zu einer Warmrisszahl (WRZ) von 6. Bei der vierzehnten Probe wurde eine Al-Legierung mit 2,49 % Cu und 2,28 % Mg in die Warmrisskockille gegossen. Mit steigendem Anteil des Mg stieg die WRZ ein wenig. Die WRZ betrug 7 (mittlere Warmrissempfindlichkeit).

Die fünfzehnte Probe hatte dieselbe chemische Zusammensetzung wie die achte Probe. Deshalb gelangte man zur ähnlichen WRZ (6,5). Obwohl die sechzehnte Probe die gleiche Zusammensetzung wie die neunte hatte, kam es hier abweichendem WRZ-Wert. Der ist von 10 auf 7 gesunken.

Die siebzehnte Probe mit 2 % Cu und 2,53 % Mg ergab eine WRZ von 6. Der Wert liegt bei geringer Warmrissempfindlichkeit (WRE). Bei Zunahme von Mg kann ein hoher Einfluss auf die WRE hervorgehen. Die letzte Probe mit 2,51 % Cu zu 2,54 % Mg zeigte eine mittlere WRE und WRZ (Höhe von 7). Sämtliche Ergebnisse der Proben sind in Abbildung 3.9 zu sehen. In Hinblick auf diese Proben kam man zu folgenden Ergebnissen.

- Bei hohem Cu- und Mg-Anteil kann es zu einer geringen WRE führen.
- Es resultierte bei der vierten Probe mit 2,48 % Cu und 1,88 % Mg die niedrigste WRE.
- Die Legierung besitzt keine bis hohe WRE.

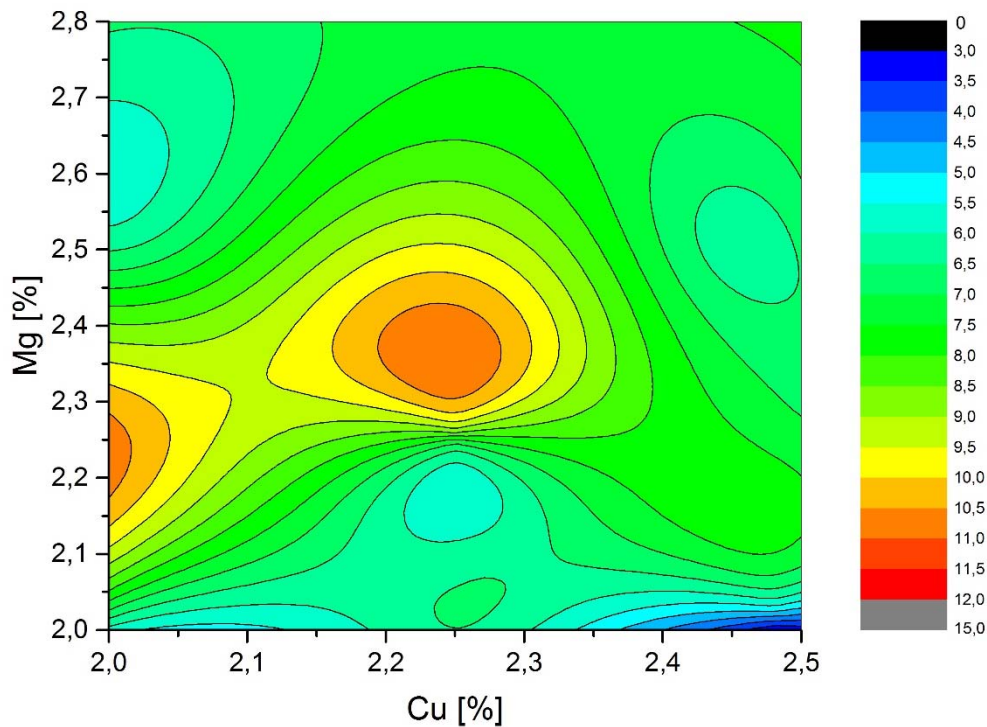


Abbildung 3.9: Contour Plots: Warmrisszahlindex für die Legierung AA 7050

### 3.4.5 Beurteilung der Legierung AA 7075

Die letzte untersuchte Legierung ist AA 7075. In den Untersuchungen wurde der Einfluss des Cu und Mg erforscht (Cu-Anteil von 1,41 % bis 1,86 % und Mg-Anteil von 2 % bis 2,73 %).

Die erste Probe zeigte eine mittlere Warmrissempfindlichkeit (WRE) (7,66 WRZ) bei 1,41 % Cu und 2 % Mg. Bei der zweiten Probe wurde der Mg-Anteil auf 2,65 % erhöht, während der Cu-Anteil gleich geblieben ist. Die daraus resultierende Warmrisszahl (WRZ) ergab einen Wert von 6,6.

Die dritte Probe mit 1,86 % Cu und 1,99 % Mg hatte eine WRZ von 7,25. Diese Probe hat eine mittlere WRE. Bei der letzten Probe erfolgte die niedrigste WRZ (4,68) aller Proben der AA 7075 mit 1,83 % Cu und 2,73 % Mg. In Abbildung 3.10 ist der WRZ-Index besser zu sehen. Wenn man es verallgemeinert, besitzt die Legierung eine mittlere Warmrissempfindlichkeit. Die chemische Zusammensetzung der geprüften Legierung AA 7075 ist in der Tabelle 3.6 zu finden.

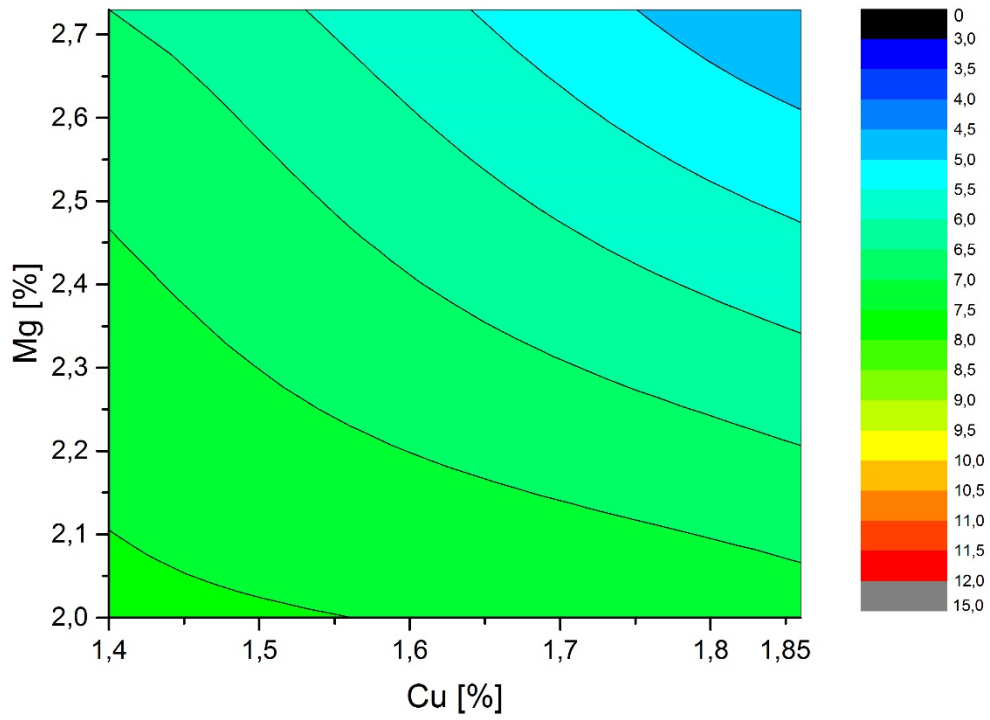


Abbildung 3.10: Contour Plots: Warmrisszahlindex für die Legierung AA 7075



### 3.5 Bestimmung des Warmrisses

Dieses Kapitel beschäftigt sich mit den Bildern des Rasterelektronenmikroskopes (REM, Carl Zeiss AG-EVO ® 40 Series). Um die Art der entstehenden Risse (Warm-Kalt) festzustellen, wurden einige Finger von den Abgüssen gebrochen und daraus REM-Bilder von verschiedenen Abgüssen gebildet. In Abbildung 3.11 ist die Warmrissfläche der selbst gebrochenen Finger während der Erstarrung zu sehen. Die Bruchfläche von der Zugprobe (Kaltriss) lässt sich in Abbildung 3.12 gut erkennen.

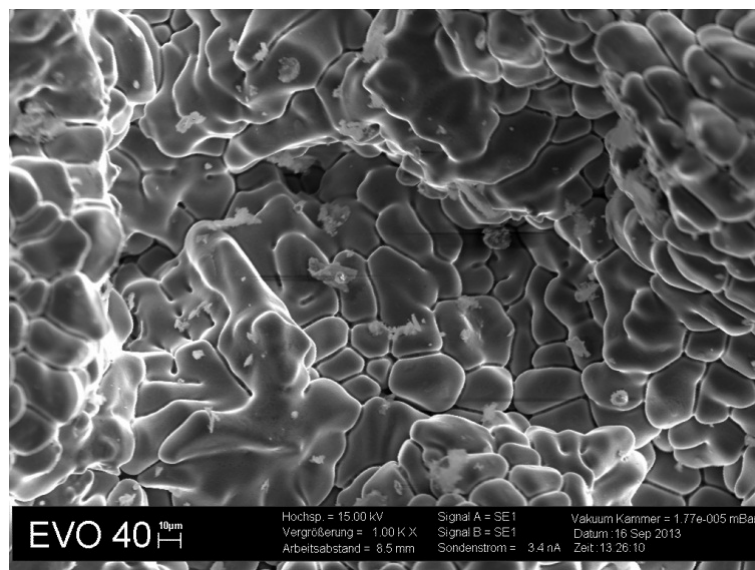


Abbildung 3.11: Warmrissfläche von Legierung AA 6061

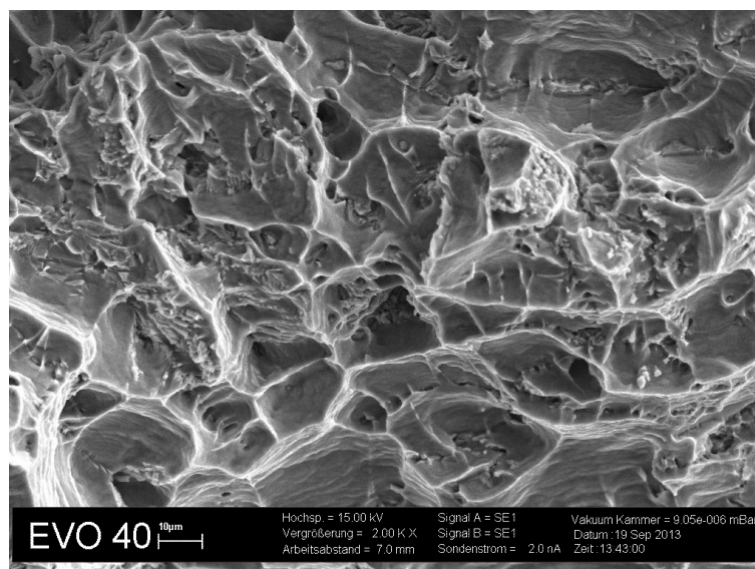


Abbildung 3.12: Bruchfläche von der Zugprobe einer Legierung AA 6061

### 3.6 Beurteilung des Phasenanteils

Mithilfe der Pandat®-Software wurden die entstandene Phasen, Liquidus-, Solidustemperaturen und die Temperaturen bei 10 %, 5 % und 1 % Flüssiganteil der Abguss berechnet. Durch den Vergleich von abgebildeten Abbildungen ergibt sich, dass je nach WRZ die wichtigsten Phasen für die Al-Knetlegierungen definiert werden.

Die Warmrisszahl (WRZ)-Untersuchungen zeigten, dass jede Legierung mit verschiedenen Anteilen von Legierungselementen unterschiedliche WRZ ergaben. Bei den Pandat-Berechnungen zeigten sich die aufgetretene Phasen im Erstarrungsbereich. Die Phasenanteile der niedrigsten erhaltenen WRZ (3) von AA 7050 (zweite Probe) sind in Abbildung 3.13 bzw. und die höchsten erhaltenen WRZ (11,25) von AA 7050 (vierte Probe) sind in Abbildung 3.15 zu erkennen. Ein Überblick des Abkühlverlaufes der AA 7050 aus der zweiten Probe in Abbildung 3.14 und aus der vierten Probe in Abbildung 3.16 ist sichtbar.

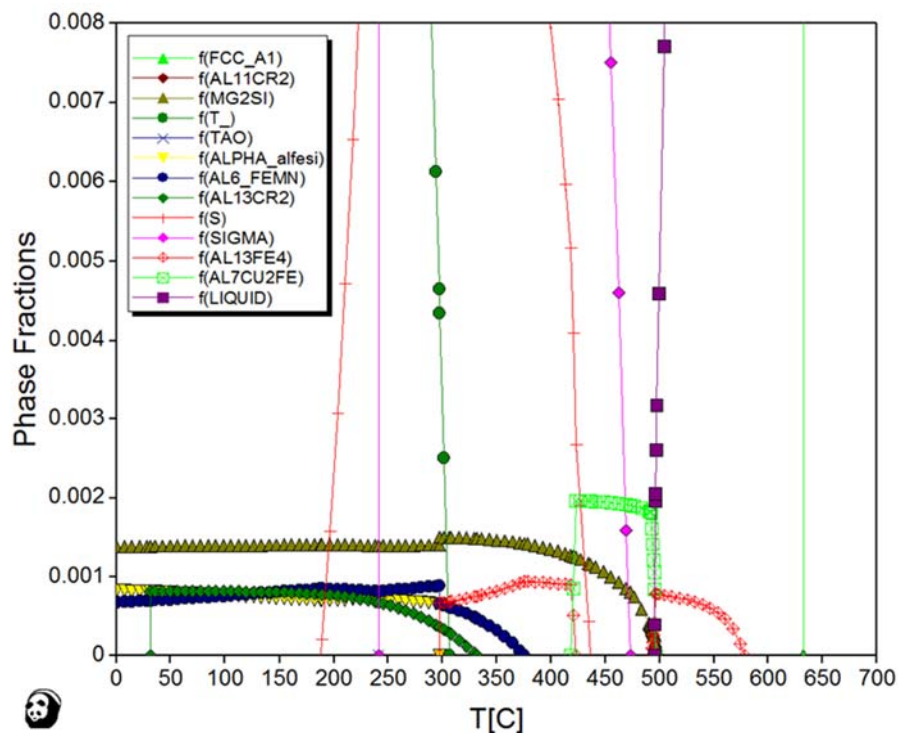


Abbildung 3.13: Phasenanteil der zweiten Probe der Legierung AA 7050

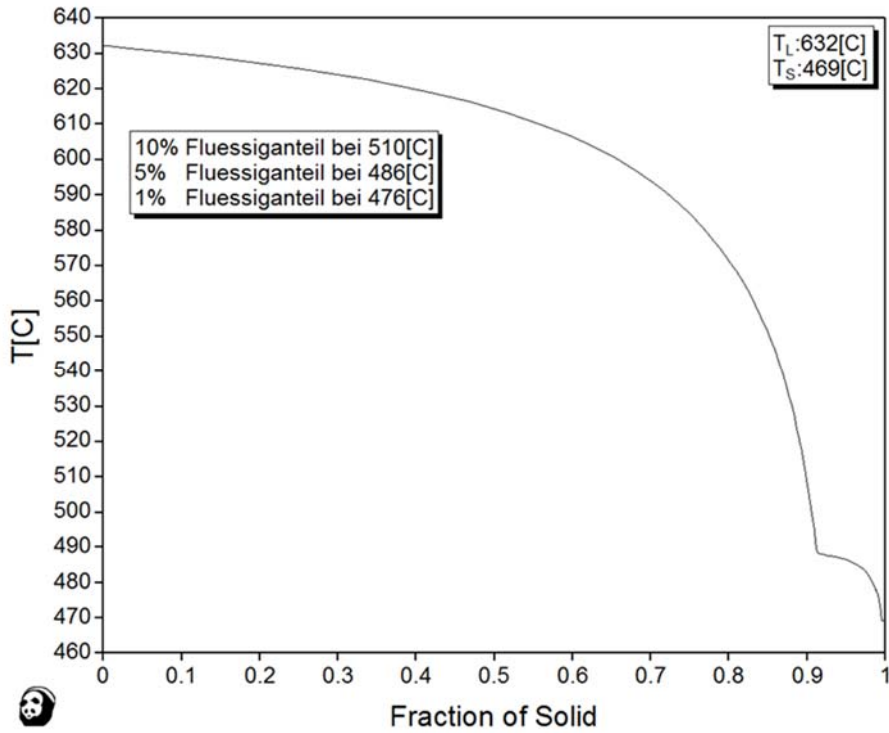


Abbildung 3.14: Abkühlverlauf der zweiten Probe der Legierung AA 7050

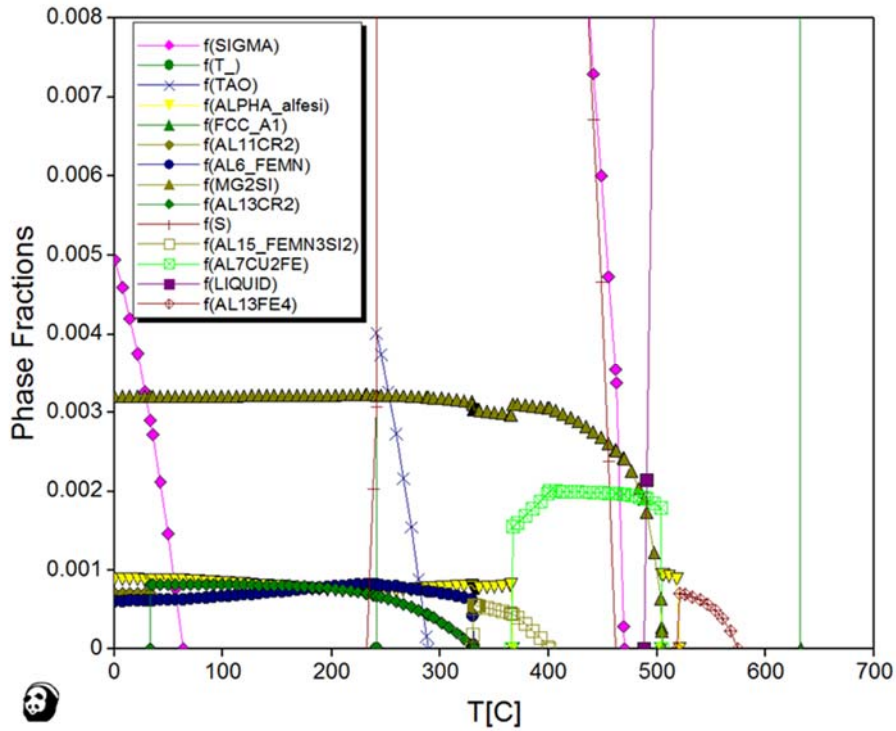


Abbildung 3.15: Phasenanteil der vierten Probe der Legierung AA 7050

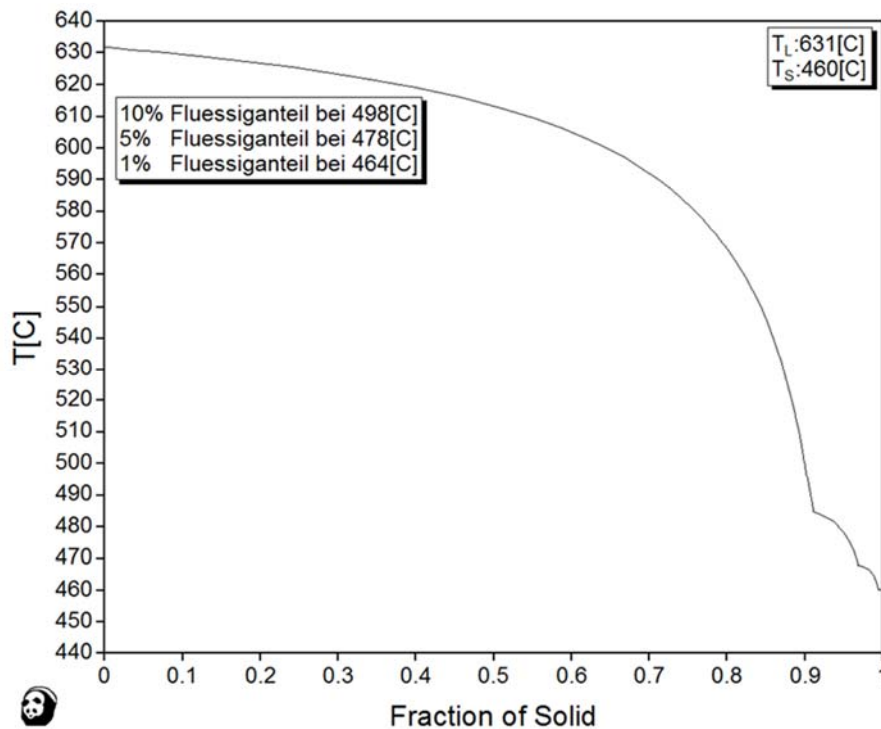


Abbildung 3.16: Abkühlverlauf der vierten Probe der Legierung AA 7050

Der Unterschied der Erstarrungstemperatur von der zweiten- und vierten Probe beträgt 9 °C. Bei der zweiten Probe liegt die Erstarrungstemperatur bei 469 °C und bei der vierten Probe liegt sie bei 460 °C. Eine niedrigere Erstarrungstemperatur der vierten Probe kann die Ursache dafür sein, dass die gebildeten Warmrisse ausgeheilt werden.

Bei der DSC-Analyse (englisch, differential scanning calorimetry) wurde die aufgenommene bzw. abgegebene Wärmemenge der Proben bei der Aufheizung und Abkühlung gemessen. Die DSC-Analysen der zweiten und vierten Probe von AA 7050 sind in Abbildungen 3.17 und 3.18 abgebildet. Wie zu sehen ist, sind die Phasenübergänge gut erkennbar. Die restlichen Ergebnisse sind im Anhang zu finden.

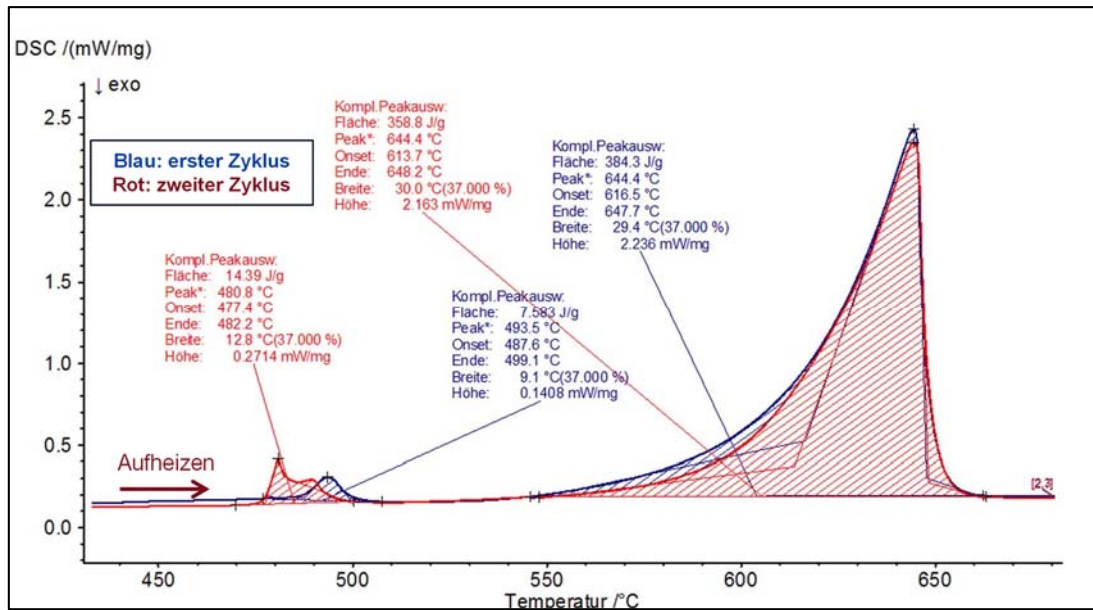


Abbildung 3.17: DSC Analyse der zweiten Probe der Legierung AA 7050

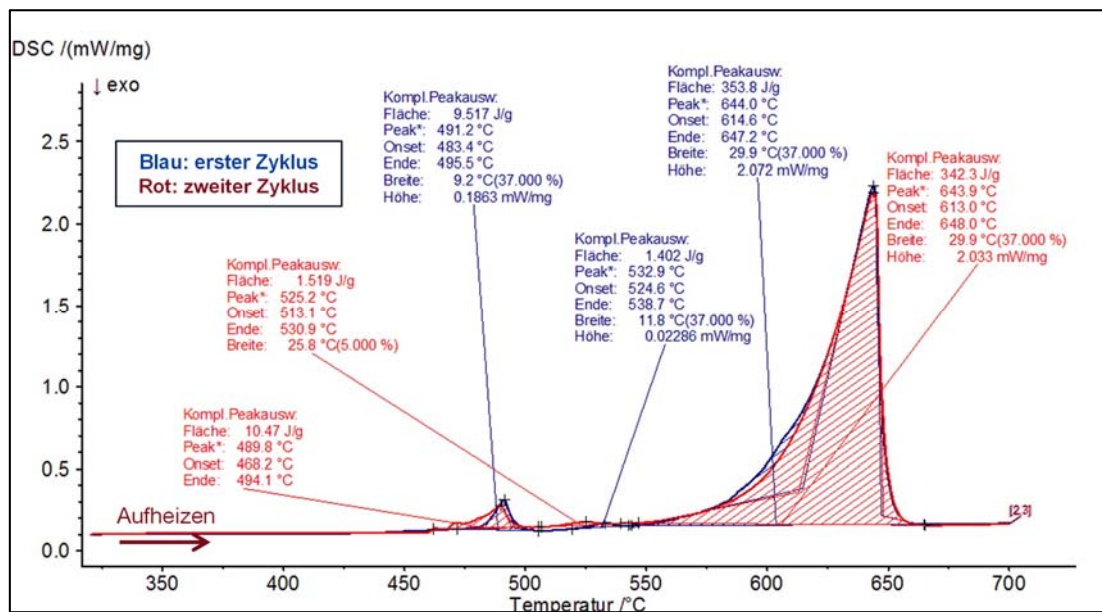


Abbildung 3.18: DSC Analyse der vierten Probe der Legierung AA 7050

## 4 Diskussion der Ergebnisse

Die Abhängigkeit der Legierungselemente für die Warmrissempfindlichkeit (WRE) zeigt einen direkten Zusammenhang zwischen den Legierungselementen. Je nach Anteil der Legierungselemente ändert sich die Warmrisszahl (WRZ) und dabei auch die WRE der Legierung.

Um die Änderung der WRZ mit dem Anteil der Legierungselemente bei gleich bleibenden Gieß- und Kokillentemperaturen besser zu sehen, wurden kleinere Änderungen der Anteile der Legierungselemente durchgeführt. Unabhängig von der Kornfeinung zeigt sich ein direkter Zusammenhang zwischen den Anteilen der bestimmten Legierungselemente und deren WRZ. In meinen Experimenten wurden die Al-Knetlegierungen AA 2017, AA 3535, AA 6061, AA 7050 und AA 7075 studiert. Es musste für jede Legierung bei möglichst geringer WRZ bezüglich ihrer Wirtschaftlichkeit und Gießbarkeit unter geeigneten Zusammensetzungen realisiert werden können. Dafür hatte jede Legierung möglichst viele Variationen. Bei einigen Werkstoffen resultierten vernachlässigbare Änderungen und bei manchen konnte man trotz kleinerer Änderungen der Anteile der Legierungselemente unterschiedliche WRZ erhalten.

Nach den Ergebnissen der praktischen Versuche wurden für jede Legierung der Zusammenhang deren beteiligten Elemente und die WRZ bewertet. Die Versuche der Legierung AA 2017 zeigten die Einflüsse von Cu- und Mg. Bei 4,57 % Cu und 0,66 % Mg sowie 3,99 % Cu und 0,65 % Mg bekam man die niedrigste WRZ. Diese Legierung hat keine bis geringe WRE.

Die AA 3535 ließ erkennen, dass die Versuche dieser Legierung fast keine (vernachlässigbare) Änderung ergaben.

Bei den Al-Knetlegierungen AA 6061 hat der Fe einen Einfluss über den Warmriss. Wie in Tabelle 3.4 zu sehen, ist bei 0,8 % Mg entweder bei 0,22 % Fe oder bei 0,6 % Fe die niedrigste WRZ herausgekommen. Diese Legierung hat eine mittlere bis hohe WRE.

Für die Al-Knetlegierungen AA 7050 sind Cu und Mg die wichtigsten Legierungselemente für die WRE. Die bisherigen Forschungen fokussierten sich oft auf den Effekt von Mg. Dieser Masterarbeit lässt darauf schließen, dass das Cu auch einen großen Einfluss auf die WRE hat. Bei 2,5 % Cu und 2 % Mg Anteil haben die Al-Knetlegierungen AA 7050 die geringste WRZ und sind daher gering warmrissempfindlich. Diese Legierung hat keine bis hohe WRE.

Die AA 7075 wurde mit verschiedenen Cu- und Mg-Anteilen getestet. Die niedrigste Warmrisszahl (WRZ) für diese Legierung erhielt man bei 1,83 % Cu und 2,73 % Mg. AA 7075 hat eine geringe bis mittlere WRE.

Die Daten aus den Experimenten haben gezeigt, dass die Legierungselemente einen direkten Einfluss auf die WRZ bzw. Warmrissempfindlichkeit (WRE) haben können. Aber es wurden keine Verallgemeinerungen festgestellt. Dabei ist zu beachten, dass für jede Legierung möglichst viele Kombinationen durchgeführt werden, weil die WRE von der Kombinationen der Legierungszusammensetzung stark abhängig ist.

## 5 Zusammenfassung und Ausblick

Die Al-Knetlegierungen sind ein wichtiger Werkstoff wegen ihrer unterschiedlichen Einsetzbarkeit und deshalb steigt die Anfrage für diese Legierungen kontinuierlich. Bei der Herstellung ist das größte aufgetretene Problem der Warmriss. Für die Bildung des Warmrisses gibt es verschiedene Einflussfaktoren, wie Legierungszusammensetzung, Spurenelemente, Kokillentemperatur, Abkühlgeschwindigkeit und Schmelzqualität.

In dieser Arbeit wurde der Einfluss der Legierungselemente auf die Warmrissempfindlichkeit untersucht. Bei praktischen Experimente sind andere Einflussfaktoren außer Legierungszusammensetzung konstant gehalten worden, um nur den Effekt der Legierungselemente zu beobachten.

Es ist zu sehen, dass mit kleinen Änderungen der chemischen Zusammensetzung unterschiedliche Warmrisszahlen resultieren können.



## 6 Literaturverzeichnis

- [1] S. Li, „Hot Tearing in Cast Aluminum Alloys,“ April 2010. [Online]. Available: [http://www.wpi.edu/Pubs/ETD/Available/etd-042810-020947/unrestricted/Li\\_Dissertation.pdf](http://www.wpi.edu/Pubs/ETD/Available/etd-042810-020947/unrestricted/Li_Dissertation.pdf). [Zugriff am 23 Juli 2013].
- [2] D. Eskin und L. Katgerman, „A Quest for a New Hot Tearing Criterion,“ *The Minerals, Metals & Materials Society and ASM International*, pp. 1511-1519, 2007.
- [3] M. B. Özyigit, K. Albayrak, M. Yildirim und H. Arslan, „Sicak Yirtilma,“ Izmir, 2011.
- [4] K. D. Subodh, „Modeling and Optimization of Direct Chill Casting to Reduce Ingot Cracking,“ 06 2006. [Online]. Available: <http://www.osti.gov/scitech/servlets/purl/862129>. [Zugriff am 15 August 2013].
- [5] S. Lin, „A Study of Hot Tearing in Wrought Aluminum Alloys,“ 1999. [Online]. Available: <http://bibvir.uqac.ca/theses/11716435/11716435.pdf>. [Zugriff am 26 Juli 2013].
- [6] V. Mathier, „Two-Phase Modelling of Hot Tearing in Aluminium Alloys using a Semi-Coupled Method,“ 2007. [Online]. Available: [http://infoscience.epfl.ch/record/104950/files/EPFL\\_TH3859.pdf](http://infoscience.epfl.ch/record/104950/files/EPFL_TH3859.pdf). [Zugriff am 19 Juli 2013].
- [7] Suyitno, „TU Delft Institutional Repository,“ Mai 2005. [Online]. Available: <http://repository.tudelft.nl/view/ir/uuid%3A960a94b4-09ef-47fd-b2ba-1e186b7e3a09/>. [Zugriff am 15 Juli 2013].
- [8] D. G.Eskin, *Physical Metallurgy of Direct Chill Casting of Aluminium Alloys*, CRC Press, 2008.
- [9] J. Langlais, „Fundamental Study of Hot Tearing Mechanisms of Aluminum-Silicon Alloys,“ November 2006. [Online]. Available: [http://digitool.library.mcgill.ca/webclient/StreamGate?folder\\_id=0&dvs=1398281095263~446](http://digitool.library.mcgill.ca/webclient/StreamGate?folder_id=0&dvs=1398281095263~446). [Zugriff am 2013 Juli 2013].
- [10] J. Dantzig und M. Rappaz, „Deformation during Solidification and Hot Tearing,“ in *Solidification*, EPFL Press; CRC Press, 2009, pp. 519-565.
- [11] D. Eskin, Suyitno und L. Katgerman, „Mechanical properties in the semi-solid state and hot tearing of aluminium alloys,“ *Progress in Materials Science* 49, pp. 629-711, 2004 .
- [12] J. Campbell, *Castings*, Second Edition, Butterworth-Heinemann, 2003.
- [13] J. M. Middleton und H. T. Protheroe, „The Hot-Tearing of Steel,“ *Journal of the Iron and Steel Institute*, vol. 168, pp. 384-397, 1951.
- [14] W. Pumphrey und J.V.Lyons, „Cracking during the Casting and Welding of the More Common Binary Aluminum Alloys of Commercial Quality,“ *J. Inst. Metals*, vol. 74, pp. 439-

- 455, 1948.
- [15] A. Couture und J. O. Edwards, „The Hot-Tearing of Copper-Base Casting Alloys,“ *AFS Trans*, vol. 74, pp. 709-721, 1966.
- [16] C. Briggs, „The Metallurgy of Steel Castings,“ McGraw-Hill, 1946, pp. 317-338.
- [17] S. Li und D. Apelian, „Hot Tearing in Aluminum Cast Alloys: Measures and Effect of Process Variables,“ 21 04 2010. [Online]. Available: [http://www.wpi.edu/Pubs/ETD/Available/etd-042810-020947/unrestricted/Li\\_Dissertation.pdf](http://www.wpi.edu/Pubs/ETD/Available/etd-042810-020947/unrestricted/Li_Dissertation.pdf). [Zugriff am 24 Juni 2013].
- [18] L. Bichler, A. Elsayed und K. Lee, „Influence of Mold and Pouring Temperatures on Hot Tearing Susceptibility of AZ91D Magnesium Alloy,“ *International Journal of Metalcasting*, Bd. 2, pp. 43-54, 2008.
- [19] J. Drezet, *Journal de Physique IV*, pp. 9-53, 1999.
- [20] N. Jamaly, A. Phillion, S. Cockcroft und J.-M. Drezet, „Hot Tearing Susceptibility in DC Cast Aluminum alloys,“ *Supplemental Proceedings*, Bd. 2, pp. 259-266, 2012.
- [21] H. Nagaumi, S. Suzuki, T. Okane und T. Umeda, „Effect of Iron Content on Hot Tearing of High-Strength Al-Mg-Si Alloy,“ 2006. [Online]. Available: <http://www.jim.or.jp/journal/e/pdf3/47/11/2821.pdf>. [Zugriff am 12 Juli 2013].
- [22] B. G. Thomas, „Modeling of Hot Tearing and Other Defects in Casting Processes,“ *ASM Handbook*, Vol. 22A, pp. 362-374, 2009.
- [23] D. C. G. Lees, „The Hot-Tearing Tendencies of Aluminum Casting Alloys,“ *The Journal of the Institute of Metals*, Bd. 72, pp. 343-363, 1946.
- [24] I. Novikov und O. Grushko, „Material Science Technology,“ p. 926, 1995.
- [25] H. Nagaumi, S. Suzuki, T. Okane und T. Umeda, „Hot Tearing of Machinability Improved 2xxx Aluminum Alloy of High Tin Content with Manganese and Chromium Addition,“ 2008. [Online]. Available: <http://www.jim.or.jp/journal/e/pdf3/49/02/324.pdf>. [Zugriff am 20 August 2013].
- [26] I. Novikov, „Hot Shortness of Non-Ferrous Metals and Alloy,“ Moscow, Nauka, 1966, p. 299.
- [27] D. Eskin, M. Lalpoor und L. Katgerman, „Cold Cracking During Direct-Chill Casting,“ *Light Metals*, pp. 669-674, 2011.
- [28] P. Schumacher, „Keimbildungsmechanismen während der Kornfeinung von Al-Si Legierungen,“ *Giesserei-Rundschau*, Bd. 50, pp. 228-230, 2003.
- [29] F. Uyma, „Untersuchungen auf dem Gebiet der Al-Mg-Si und Al/Mg<sub>2</sub>Si Legierungen,“ 19 März 2007. [Online]. Available: <http://d-nb.info/983682291/34>. [Zugriff am 28 Juni 2013].

- [30] M. Colak und R. Kayikci, „Alüminyum Dökümlerinde Tane İnceltme,“ 2009. [Online]. Available: <http://www.saujs.sakarya.edu.tr/article/view/5000013809/5000014040>. [Zugriff am 3 August 2013].
- [31] T. Clyne und G. Davies, „A Quantitive Solidification Test for Casting and An Evaluation of Cracking in Aluminium-Magnesium Alloys,“ *The British Foundryman*, Bd. 68, Nr. 9, p. 238, 1975.
- [32] D. Warrington und D. McCartney, „Cast Metals,“ Bd. 2(3), pp. 134-143, 1989.
- [33] R. Dodd, „Hot-tearing of Castings: A Review of Literature,“ *Foundry Trade Journal*, pp. 321-331, 1956.
- [34] C. Smith, „Grains, Phases, and Interfaces: An Interpretation of Microstructure,“ *AIME Trans*, Bd. 175, pp. 15-51, 1948.
- [35] P. Jennings, A.R.E. und W. Pumphrey, „Journal Inst. Metals,“ *Hot-shortness of some high-purity alloys in the systems Al-Cu-Si and Al-Mg-Si*, Bd. 74, pp. 227-248, 1948.
- [36] J. Spittle und A. Cushway, „Influence of Superheat and Grain Structure on Hot-Tearing Susceptibilities of Al-Cu Alloy Castings,“ *Metals Technology*, Bd. 10, pp. 6-13, 1983.
- [37] K. B. G. J. Faray F, „Cast Metals Research,“ p. 147, 2000.
- [38] P. Schumacher, „Einfluss des Kupfer- und Magnesiumsgehaltes auf die Warmrissempfindlichkeit von AlSi7MgCu- Gusslegierungen,“ *Giesserei-Rundschau*, Bd. 58, pp. 50-55, 2011.
- [39] G. J. Langlais J, „Material Science Forum,“ Nr. 331-337, pp. 167-172, 2000.

## 7 Abkürzungsverzeichnis

AG	Aktiengesellschaft
Al	Aluminium
AMAG	Austria Metal AG
B	Bor
β	Erstarrungskontraktion
bzw.	beziehungsweise
°C	Grad Celsius
ca.	circa
Cr	Chrom
Cu	Kupfer
DSC	Differential scanning calorimetry
et al.	und andere (Autoren)
Fe	Eisen
g	Gramm
Gew.-%	Gewichtsprozent
GmbH	Gesellschaft mit beschränkter Haftung
HCS	Hot cracking susceptibility
HTS	Hot tear susceptibility
kg	Kilogramm
LKR	Leichtmetallkompetenzzentrum Ranshofen GmbH
Mg	Magnesium
mm	Millimeter
Mn	Mangan
Ni	Nickel
OES	optische Emissionsspektrometrie
Pb	Blei
REM	Rasterelektronenmikroskop
Si	Silizium
Sn	Zinn
Ti	Titan
WRE	Warmrissempfindlichkeit
WRZ	Warmrisszahl
z.B.	zum Beispiel
Zn	Zink

## 8 Abbildungsverzeichnis

Abbildung 2.1: Mechanismen und Bedingungen des Warmrisses [8] .....	2
Abbildung 2.2: Warmrissverhalten von Al-Cu Legierungen mit einem I-Beam-Typ-Test zeigt die Vorteile der niedrigen Schmelztemperatur und Kornfeinung (Spittle and Cushway 1983) [12] .....	5
Abbildung 2.3: Effekt der Kokillentemperatur bei verschiedenen Temperaturen für M206 [17] .....	7
Abbildung 2.4: Warmrissdiagramm von Al-Cu-Mg-Si-Legierungen für (a) 0,5 % Si, (b) 1 % Si und (c) 2 % Si [11] [26] .....	10
Abbildung 2.5: Wirkung von Silizium und Eisen auf die Warmrissempfindlichkeit (WRE) für AA-2038-Legierung [11] [26] .....	11
Abbildung 2.6: Die Wirkung von Magnesium auf die Warmrissempfindlichkeit (WRE) im Al-Cu-Mg-Ti System. (1) ohne Ti und (2) 0,2 % Ti [11] [26] .....	12
Abbildung 2.7: Warmrissempfindlichkeit (WRE) der 4,5 % Cu, 1,5 % Mg, 0,6 % Mn-Fe-Si Al-Legierungen (1) ohne Ti und (2) mit 0,1 % Ti [11] [26] .....	13
Abbildung 2.8: Warmrissempfindlichkeit (WRE) der Al-Cu-Mg- 0,6 % Mn- 0,3 % Fe- 0,3 % Si-Legierungen (1) ohne Ti und (2) mit 0,1 % Ti [11] [26] .....	14
Abbildung 2.9: Warmrissempfindlichkeit (WRE) der Al-Cu- 1,6 % Mg- 1,3 % Ni- 1,3 % Fe-Si-Legierungen (1) mit 2 % Cu, (2) 2,5 % Cu, (3) 3 % Cu und (4) mit 0,1 % Ti [11] [26] .....	15
Abbildung 2.10: WRE der Aluminiumknetlegierungen (HTS: Hot Tear Sensibility) [5] .....	15
Abbildung 2.11: Rasterelektronenmikroskopbilder von der Warmrissfläche der AA 3104. a) Mittelabschnitt der Warmrissfläche, b) das äußere Teil der Warmrissfläche [5]. 16	
Abbildung 2.12: Warmrissdiagramme von Al-Zn-Mg-(Cu) Legierungen (a) ohne Cu und (b) mit 0,5 % Cu [26] .....	18
Abbildung 2.13: Warmrissbildung von Al-Mg-Zn-Cu-Mn Legierungen (1) 2,5 % Mg; (2) 2,5 % Mg, 0,5 % Cu; (3) 2,5 % Mg, 1,5 % Cu; (4) 2,5 % Mg, 0,8 % Mn; (5) 2,5 % Mg, 1,5 % Cu, 0,8 % Mn [11] [26] .....	19
Abbildung 2.14: a) Ohne Kornfeinung, b) Kornstruktur der Legierung AA 3004 nach der Zugabe von 10 ppm B (Al <sub>5</sub> Ti <sub>1</sub> B Legierung) [30] .....	21
Abbildung 2.15: Effekt der Kornfeinung der Magnesiumlegierung M206 [17] .....	22
Abbildung 2.16: Warmrissempfindlichkeit (WRE) gegenüber Ti-Inhalte für Al- % 2 Mg-Legierung [31] .....	23
Abbildung 2.17: Effekt der Ti auf Warmrissempfindlichkeit (WRE) für Al-Legierung mit 2 % Mg [5] .....	24
Abbildung 2.18: Ringkokillentest a) Kokille und b) Abguss [11] .....	27

---

Abbildung 2.19: Kaltfingerkokillentest für die Bestimmung der Warmrissempfindlichkeit (WRE) [11] .....	29
Abbildung 2.20: Skizze eines ursprünglichen Aufbaus (a) von Novikov [26] aus Graphit mit Sandeinsätzen, (b) Foto von Versuchsaufbau einer wassergekühlten Chill-Basis, (c) ein System des selben Aufbaus, (d) und eine Probe nach dem Test [8] .....	30
Abbildung 2.21: Abguss der Fingerkokille von einer AA 6061.4 Legierung zur Bestimmung der Warmrissneigung .....	32
Abbildung 2.22: Kokille für Warmrissprüfung vor und nach einer 90° Drehung [11] .....	33
Abbildung 3.1: Vorbereiten der Fingerkokille mithilfe des Bornitrid-Sprays .....	38
Abbildung 3.2: Vorwärmen der Fingerkokille in dem Luftkammerofen .....	38
Abbildung 3.3: Schmelzofen und Abgüsse der Fingerkokille .....	39
Abbildung 3.4: Einstellung der Warmrisszahl .....	40
Abbildung 3.5: Contour Plots: Warmrisszahlindex für die Legierung AA 2017 .....	41
Abbildung 3.6: Contour Plots: Warmrisszahlindex für die Legierung AA 3535 .....	43
Abbildung 3.7: Contour Plots: Warmrisszahlindex für die Legierung AA 6061 .....	44
Abbildung 3.8: Korngröße (a) der vierten und (b) siebenten Probe der Legierung AA 7050 ..	45
Abbildung 3.9: Contour Plots: Warmrisszahlindex für die Legierung AA 7050 .....	47
Abbildung 3.10: Contour Plots: Warmrisszahlindex für die Legierung AA 7075 .....	48
Abbildung 3.11: Warmrissfläche von Legierung AA 6061 .....	49
Abbildung 3.12: Bruchfläche von der Zugprobe einer Legierung AA 6061 .....	49
Abbildung 3.13: Phasenanteil der zweiten Probe der Legierung AA 7050 .....	50
Abbildung 3.14: Abkühlverlauf der zweiten Probe der Legierung AA 7050 .....	51
Abbildung 3.15: Phasenanteil der vierten Probe der Legierung AA 7050 .....	51
Abbildung 3.16: Abkühlverlauf der vierten Probe der Legierung AA 7050 .....	52
Abbildung 3.17: DSC Analyse der zweiten Probe der Legierung AA 7050 .....	53
Abbildung 3.18: DSC Analyse der vierten Probe der Legierung AA 7050 .....	53

## 9 Tabellenverzeichnis

Tabelle 2.1: Chemische Zusammensetzung der Al-Mg-Si Legierungen [21] .....	8
Tabelle 2.2: Warmrissergebnisse bei verschiedener Gießgeschwindigkeit [21] .....	8
Tabelle 3.1: Verwendete Maschinen und Geräte .....	34
Tabelle 3.2: Chemische Zusammensetzung der geprüften Legierung AA 2017 in Gewichtsprozent: .....	36
Tabelle 3.3: Chemische Zusammensetzung der geprüften Legierung AA 3535 in Gewichtsprozent: .....	36
Tabelle 3.4: Chemische Zusammensetzung der geprüften Legierung AA 6061 in Gewichtsprozent: .....	36
Tabelle 3.5: Chemische Zusammensetzung der geprüften Legierung AA 7050 in Gewichtsprozent (Abstehzeit der Schmelze X: Kurze und Y: Lange):.....	37
Tabelle 3.6: Chemische Zusammensetzung der geprüften Legierung AA 7075 in Gewichtsprozent: .....	37
Tabelle 3.7: Chemische Zusammensetzung der geprüften Al-Masseln in Gewichtsprozent:	37

## 10 Anhang

- Anhang A „Die Bilder des Korngefüges der Pilzproben“.
- Anhang B „Aufnahmen der Bruchflächen der Proben der Fingerkokille“.
- Anhang C „DSC Untersuchungen an verschiedenen Al-Legierungen“.



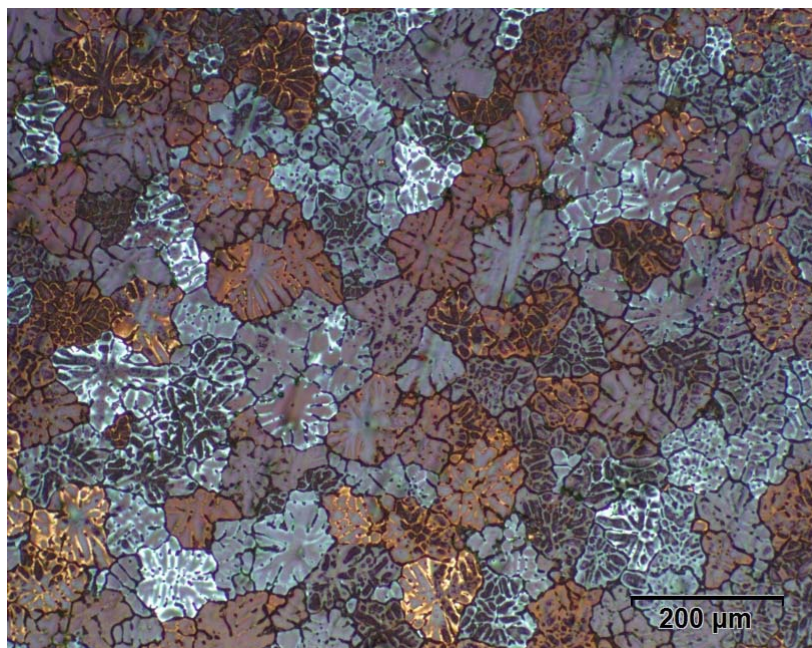


Abbildung Nr: 1.

Vorgang: P2013-01-0059

FotoNr: D1310-0444

LIM / HF; Objektiv 10x  
Probe 4

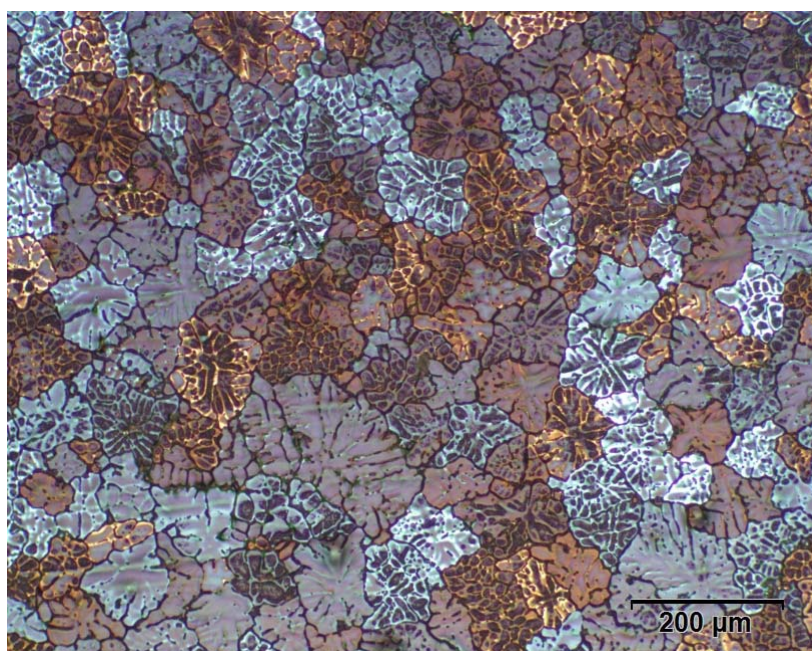


Abbildung Nr: 2.

Vorgang: P2013-01-0059

FotoNr: D1310-0445

LIM / HF; Objektiv 10x  
Probe 4

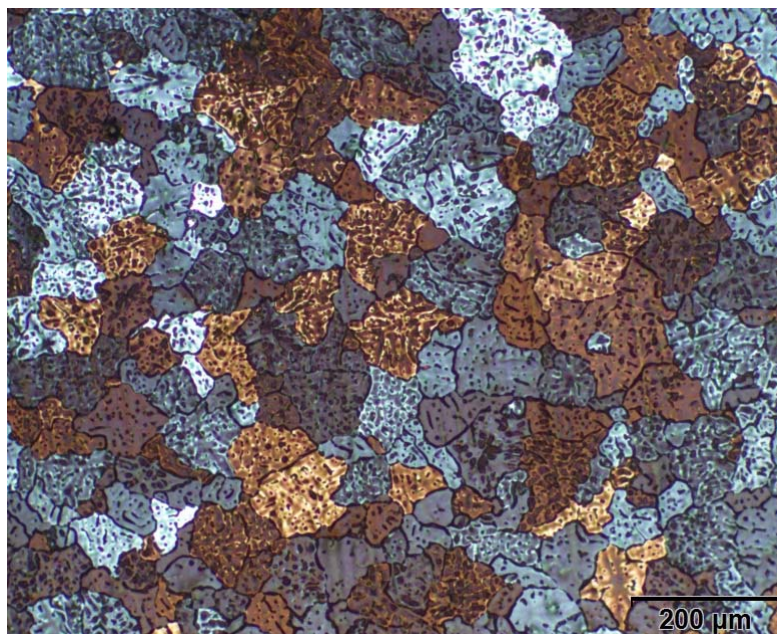


Abbildung Nr: 3.

Vorgang: P2013-01-0059  
FotoNr: D1310-0446

LIM / HF; Objektiv 10x  
Probe 7

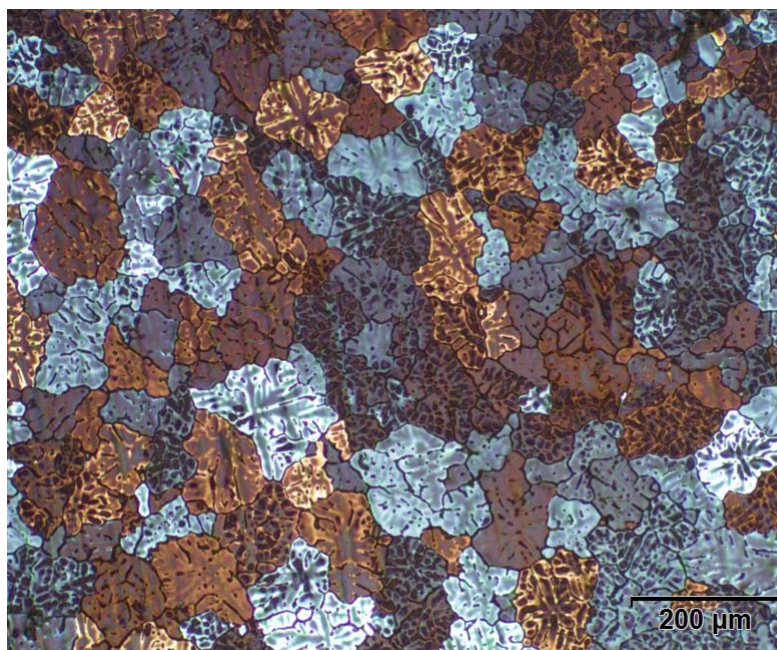


Abbildung Nr: 4.

Vorgang: P2013-01-0059  
FotoNr: D1310-0447

LIM / HF; Objektiv 10x  
Probe 7

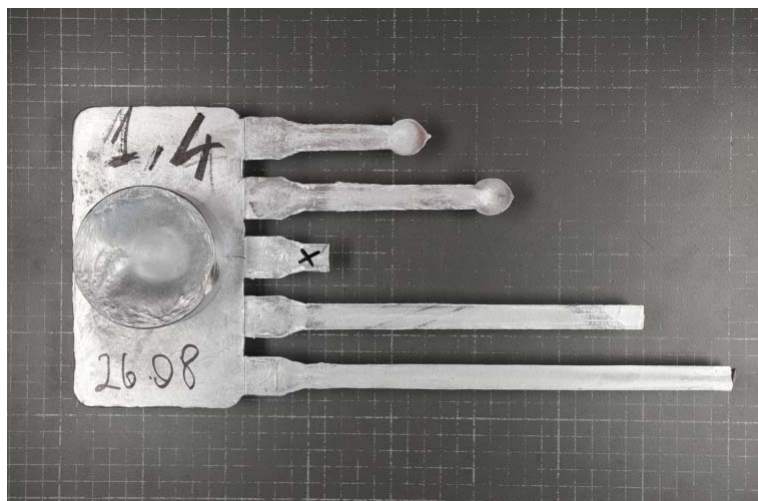


Abbildung Nr: 5.  
 Vorgang: P2013-09-0006  
 FotoNr: D1309-0053

Bildbeschreibung:

NIKON DSLR  
 Probe 1.4

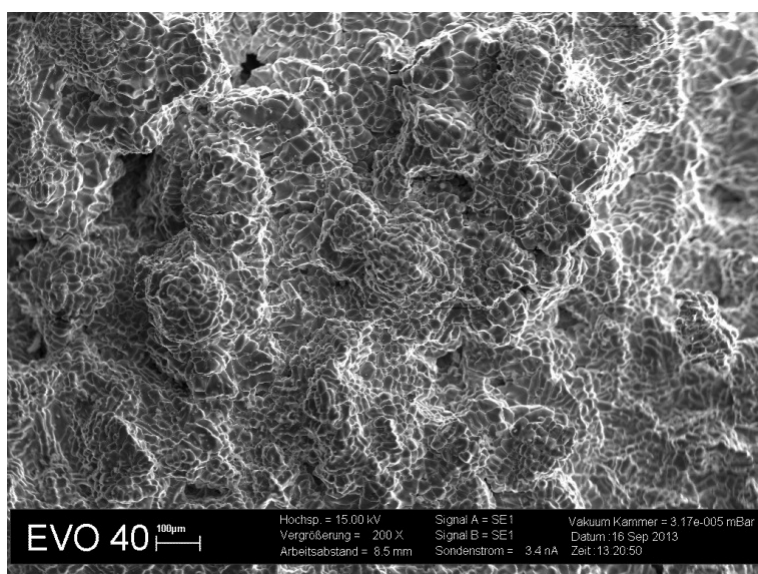


Abbildung Nr: 6.  
 Vorgang: P2013-09-0006  
 FotoNr: D1309-0915

Bildbeschreibung:

REM/SEI; ACV=15keV  
 Probe 1.4  
 Heißriss

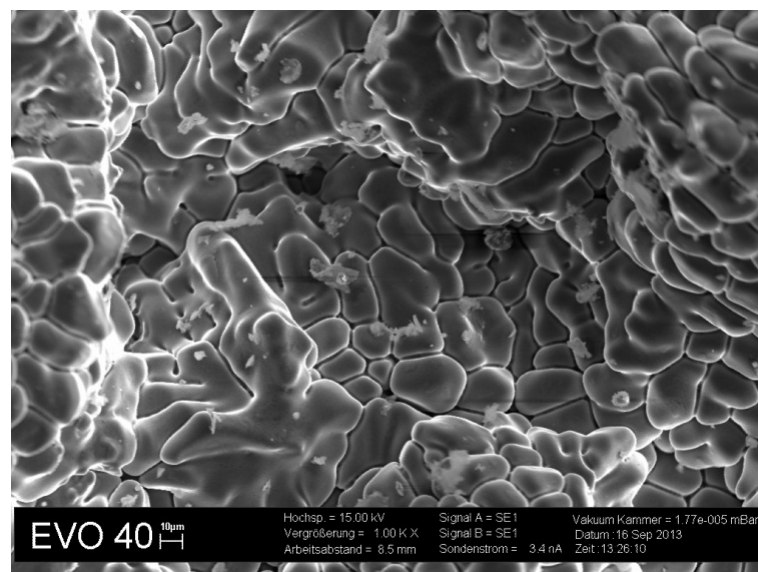
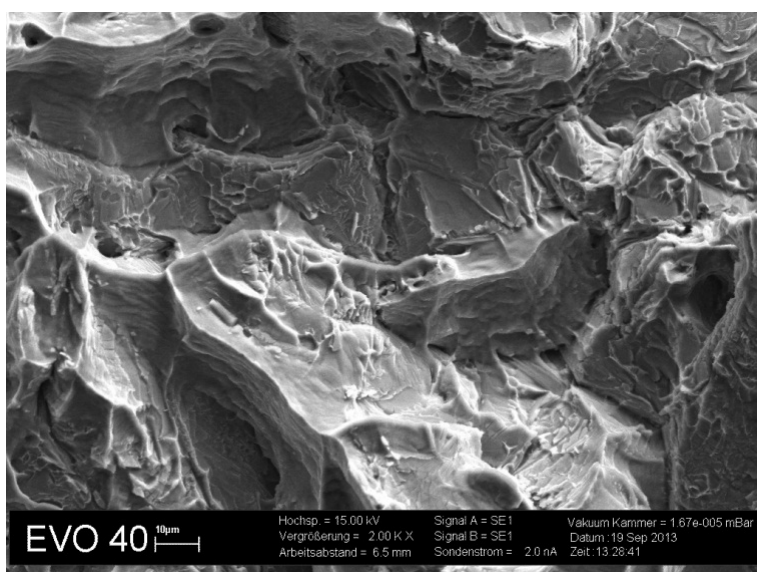
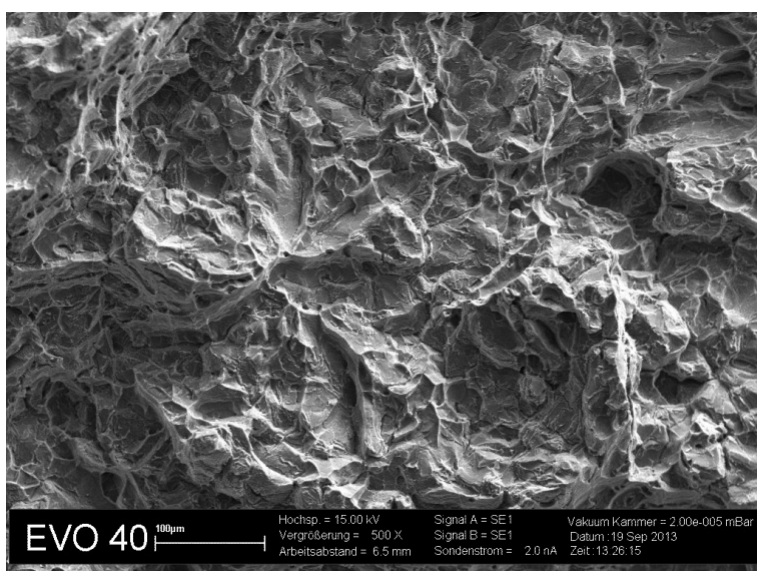
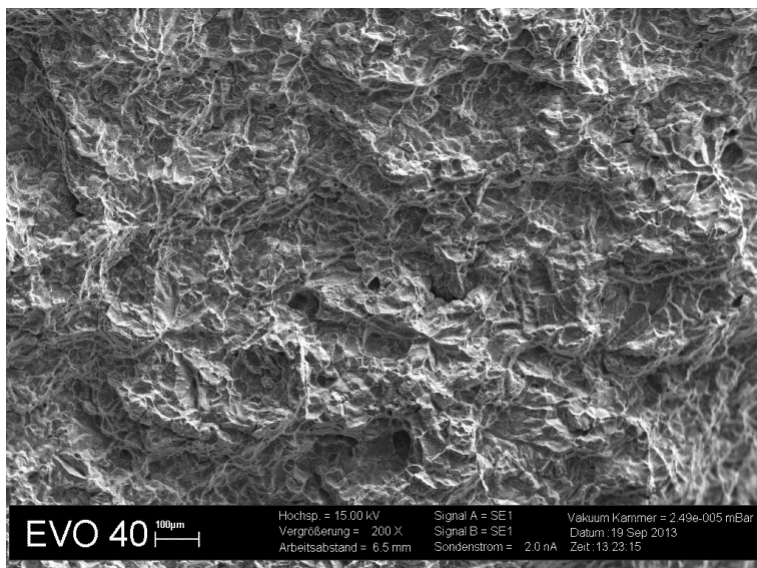


Abbildung Nr: 7.  
 Vorgang: P2013-09-0006  
 FotoNr: D1309-0916

Bildbeschreibung:

REM/SEI; ACV=15keV  
 Probe 1.4  
 Heißriss



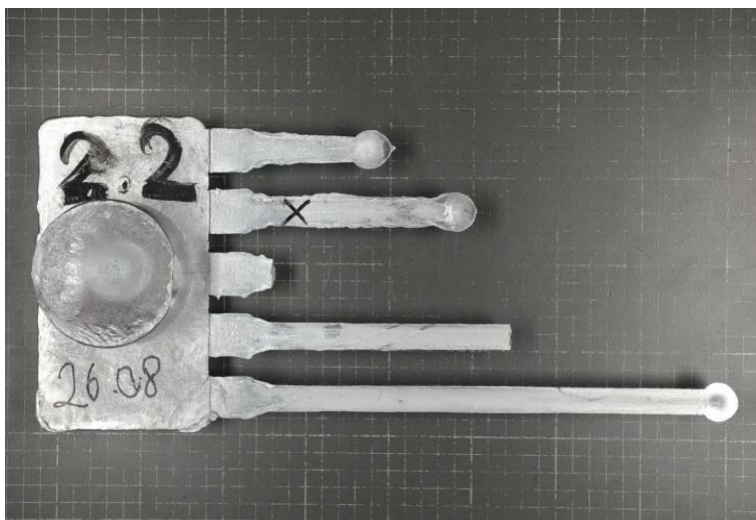


Abbildung Nr: 11.  
 Vorgang: P2013-09-0006  
 FotoNr: D1309-0054

Bildbeschreibung:

NIKON DLSR  
 Probe 2.2

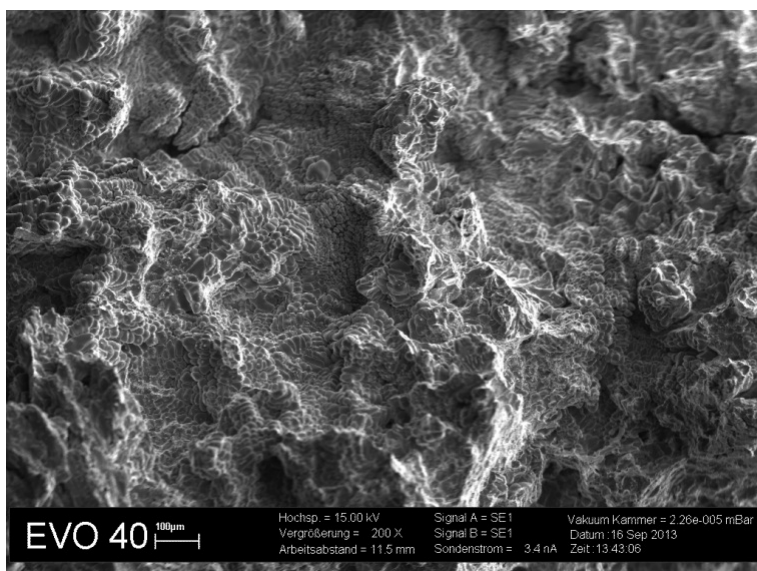


Abbildung Nr: 12.  
 Vorgang: P2013-09-0006  
 FotoNr: D1309-0922

Bildbeschreibung:

REM/SEI; ACV=15keV  
 Probe 2.2  
 Heißriss

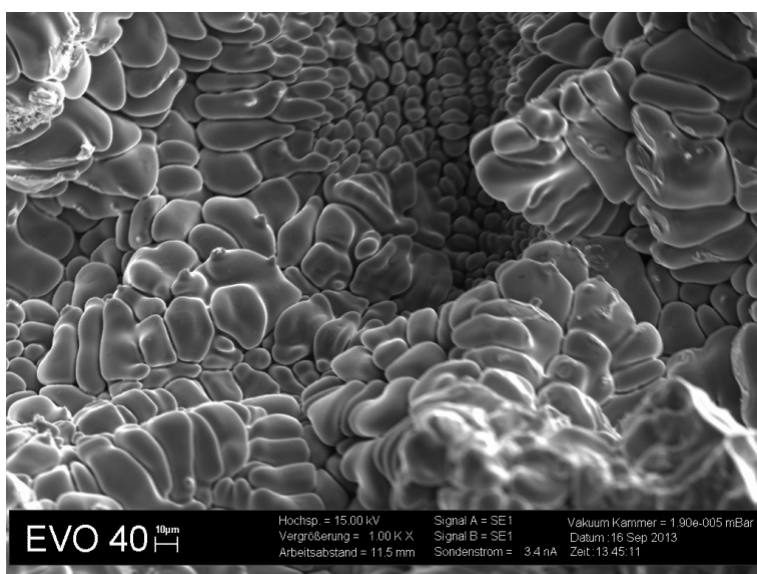


Abbildung Nr: 13.  
 Vorgang: P2013-09-0006  
 FotoNr: D1309-0924

Bildbeschreibung:

REM/SEI; ACV=15keV  
 Probe 2.2  
 Heißriss

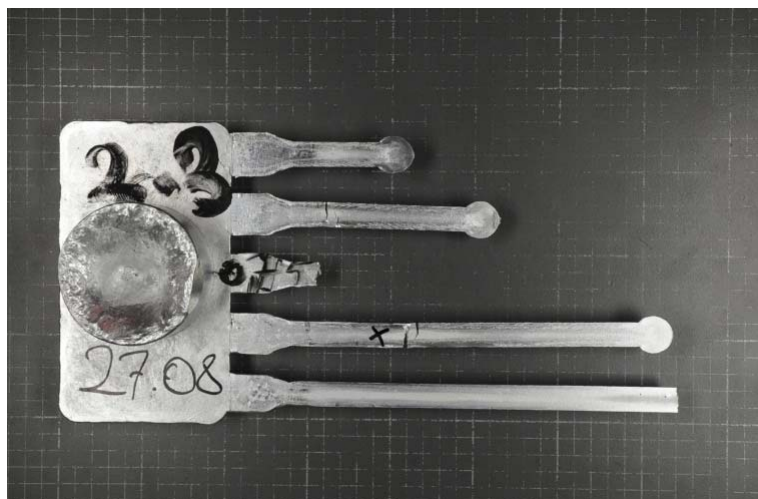


Abbildung Nr: 14.  
 Vorgang: P2013-09-0006  
 FotoNr: D1309-0051

Bildbeschreibung:

NIKON DSLR  
 Probe 2.3

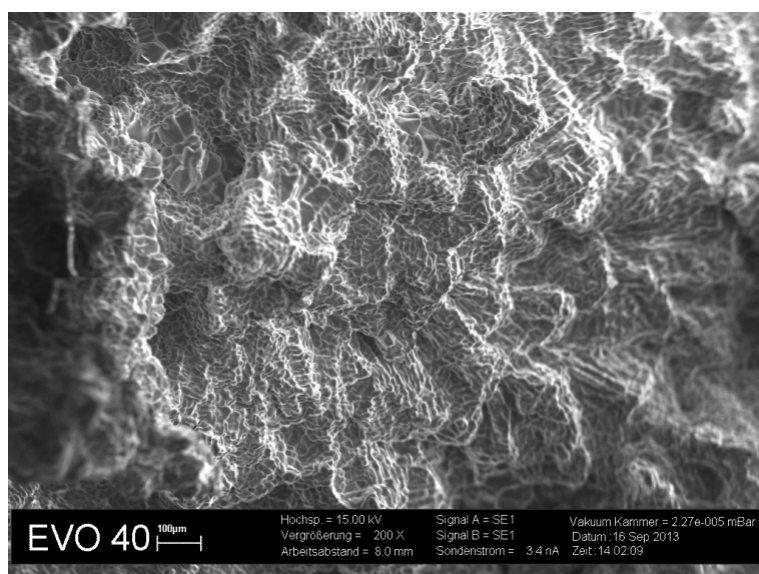


Abbildung Nr: 15.  
 Vorgang: P2013-09-0006  
 FotoNr: D1309-0930

Bildbeschreibung:

REM/SEI; ACV=15keV  
 Probe 2.3  
 Heißriss

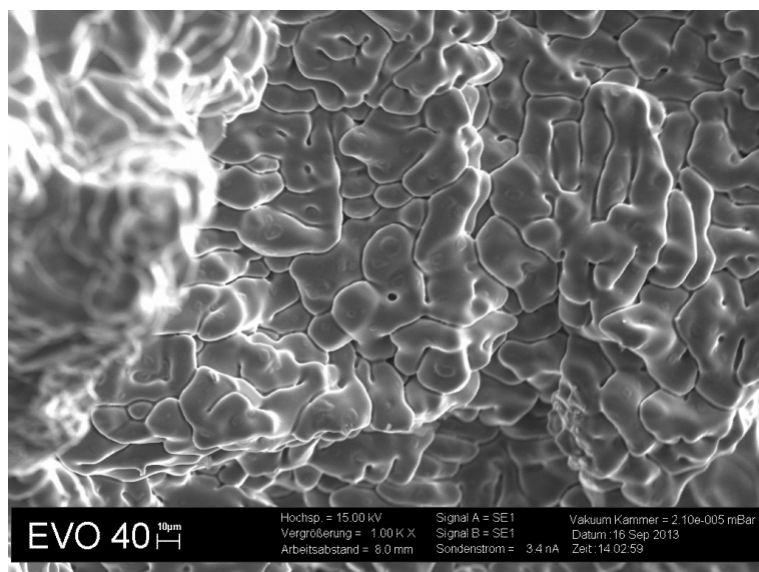


Abbildung Nr: 16.  
 Vorgang: P2013-09-0006  
 FotoNr: D1309-0932

Bildbeschreibung:

REM/SEI; ACV=15keV  
 Probe 2.3  
 Heißriss

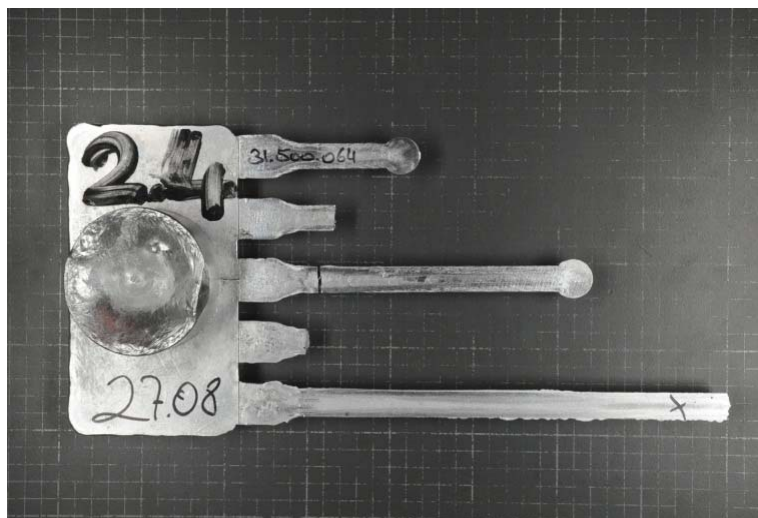


Abbildung Nr: 17.  
 Vorgang: P2013-09-0006  
 FotoNr: D1309-0052

Bildbeschreibung:

NIKON DLSR  
 Probe 2.4

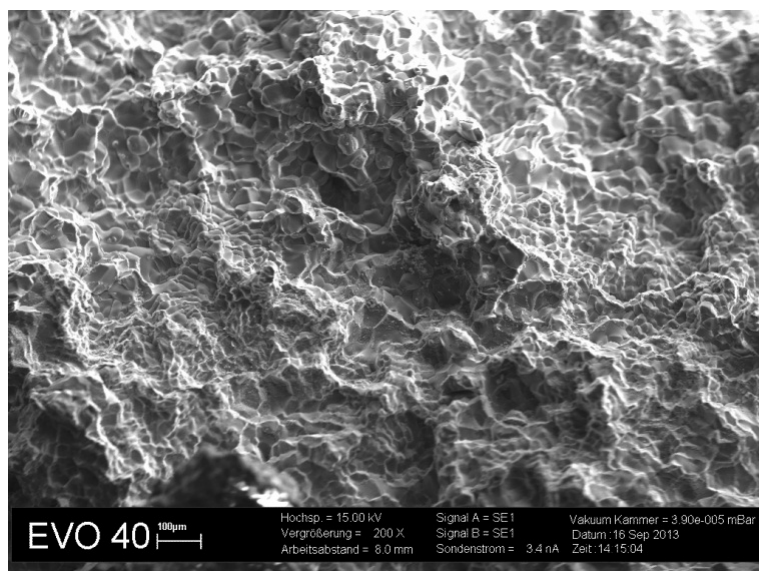


Abbildung Nr: 18.  
 Vorgang: P2013-09-0006  
 FotoNr: D1309-0936

Bildbeschreibung:

REM/SEI; ACV=15keV  
 Probe 2.4  
 Heißriss

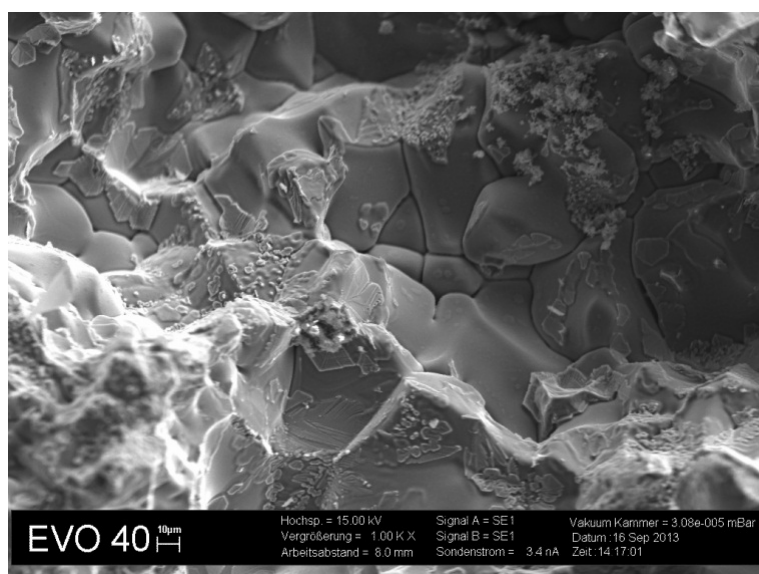


Abbildung Nr: 19.  
 Vorgang: P2013-09-0006  
 FotoNr: D1309-0937

Bildbeschreibung:

REM/SEI; ACV=15keV  
 Probe 2.4  
 Heißriss

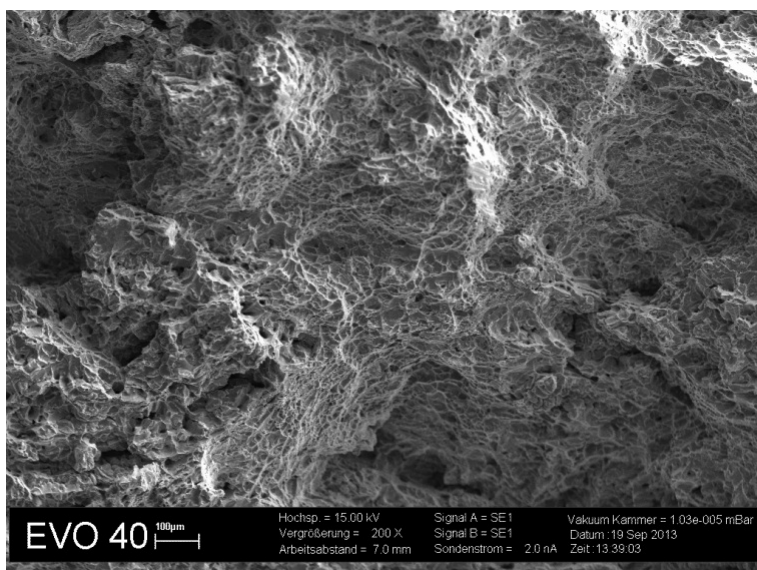


Abbildung Nr: 20.  
 Vorgang: P2013-09-0006  
 FotoNr: D1309-1124

*Bildbeschreibung:*

REM/SEI; ACV=15keV  
 Bruchfläche von Zugprobe 2.4 -  
 Übersicht

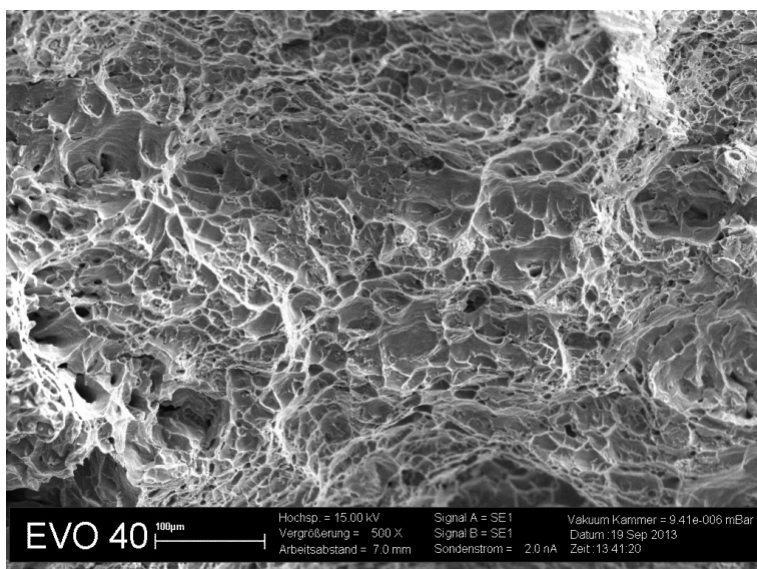


Abbildung Nr: 21.  
 Vorgang: P2013-09-0006  
 FotoNr: D1309-1125

*Bildbeschreibung:*

REM/SEI; ACV=15keV  
 Bruchfläche von Zugprobe 2.4 -  
 Detail

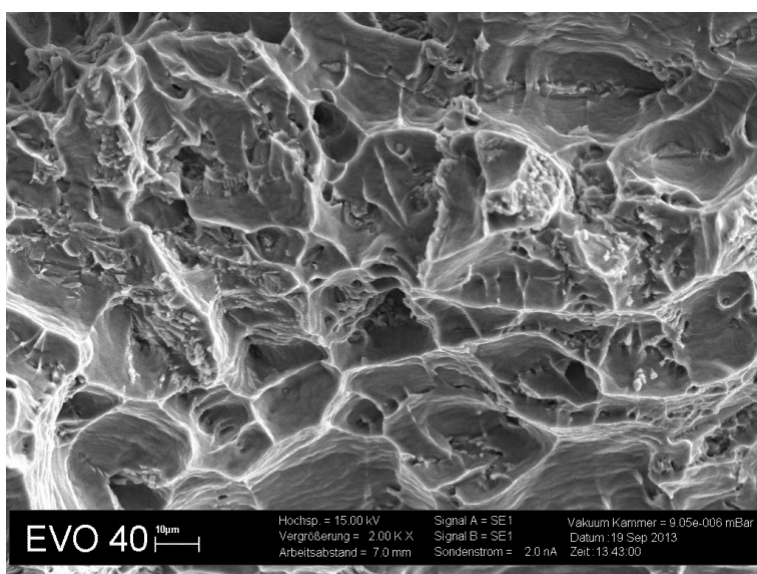


Abbildung Nr: 22.  
 Vorgang: P2013-09-0006  
 FotoNr: D1309-1126

*Bildbeschreibung:*

REM/SEI; ACV=15keV  
 Bruchfläche von Zugprobe 2.4 -  
 Detail





# LKR Leichtmetallkompetenzzentrum Ranshofen GmbH

## DSC Untersuchungen an verschiedenen Al-Legierungen

Auftraggeber: AMAG, Hr. DI Knaack

Prüfauftrag: DSC 121-13

Dr. Salar Bozorgi

DI Clemens Simson

---

# Experimentelles

- **Gerät:**

- Netzsch - DSC 204 F1
- Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-Tiegel
- Schutz- und Kühlgas: gasförmiger und flüssiger Stickstoff

- **Ziel der Untersuchung:**

- Graphische Darstellung der DSC Kurven
- Flächen- und Temperatúrauswertung der Peaks im Semi Solid-Bereich
- Nach Absprache mit Kunde keine exakte Detailauswertung

- **Material:**

- DSC-Messungen wurden an unterschiedlichen Legierungen durchgeführt:  
3535.X 1, 3535.X.2, 3535.X.3, 6061.X.1, 6061.X.2, 6061.X.3, 7050.X.1, 7050.X.2, 7050.X.3,  
7050.X.4, 7050.X.5, ARX2.1, ARX2.2, ARX2.3, ARX2.4, ARX2.5

# Experimentelles

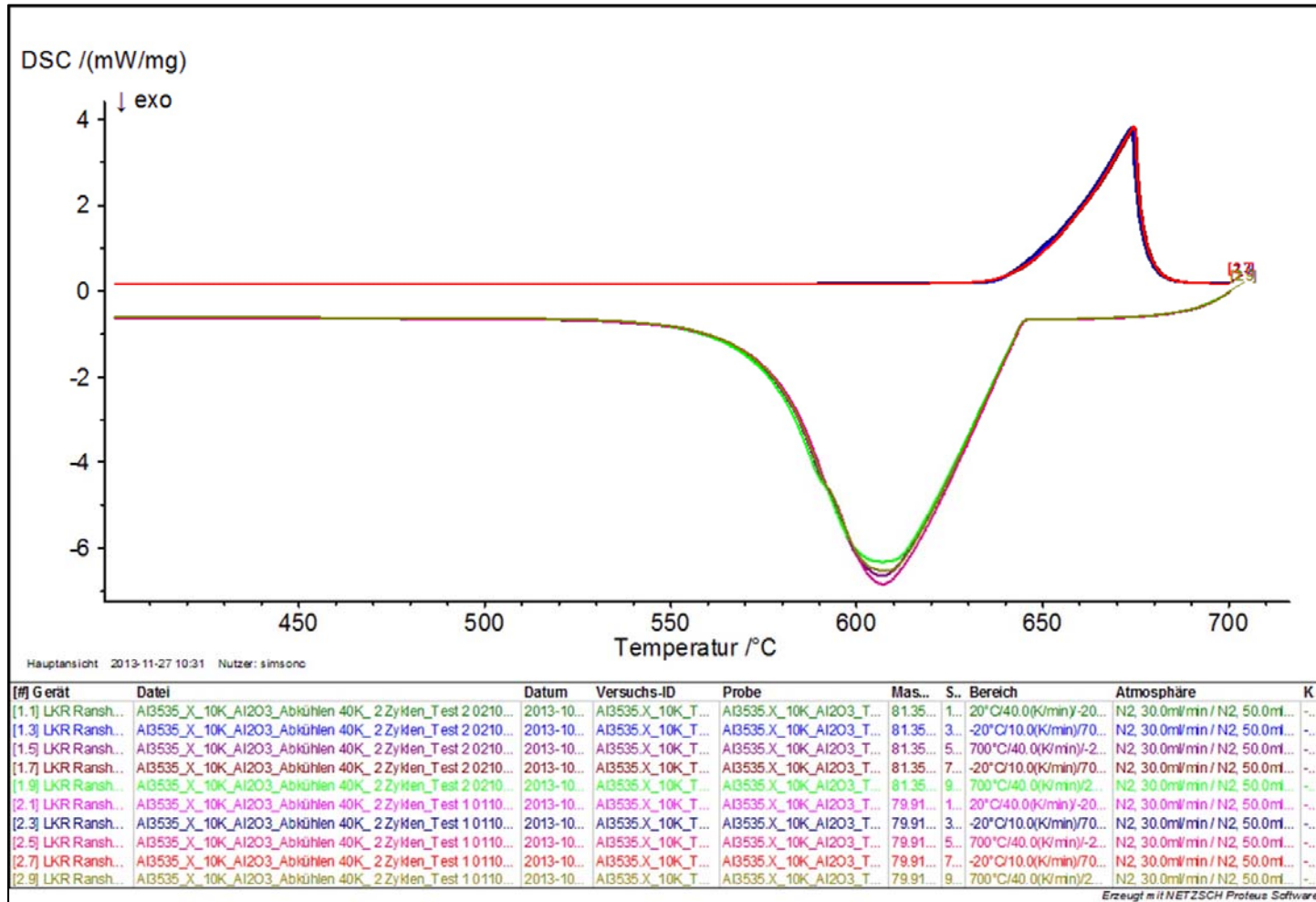
- **Probenparameter:**

- Ø 4,5 mm, Höhe 2mm
- Probenahme durch AMAG
- Gewicht: ca. 77 bis 79 mg

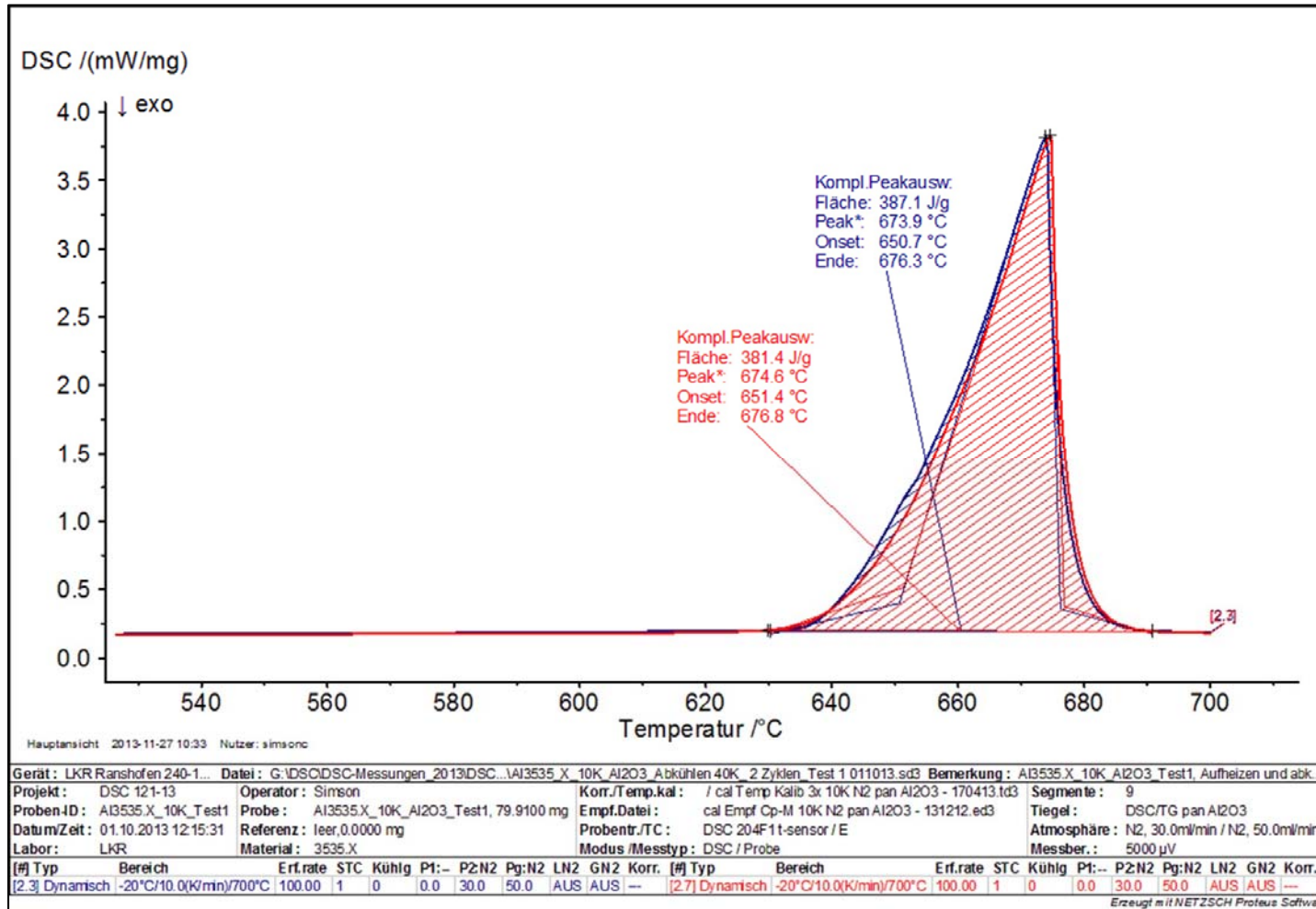
- **Versuchsparameter**

- Aufheizen mit 10K, Abkühlen mit 40K, 2 Zyklen je Probe

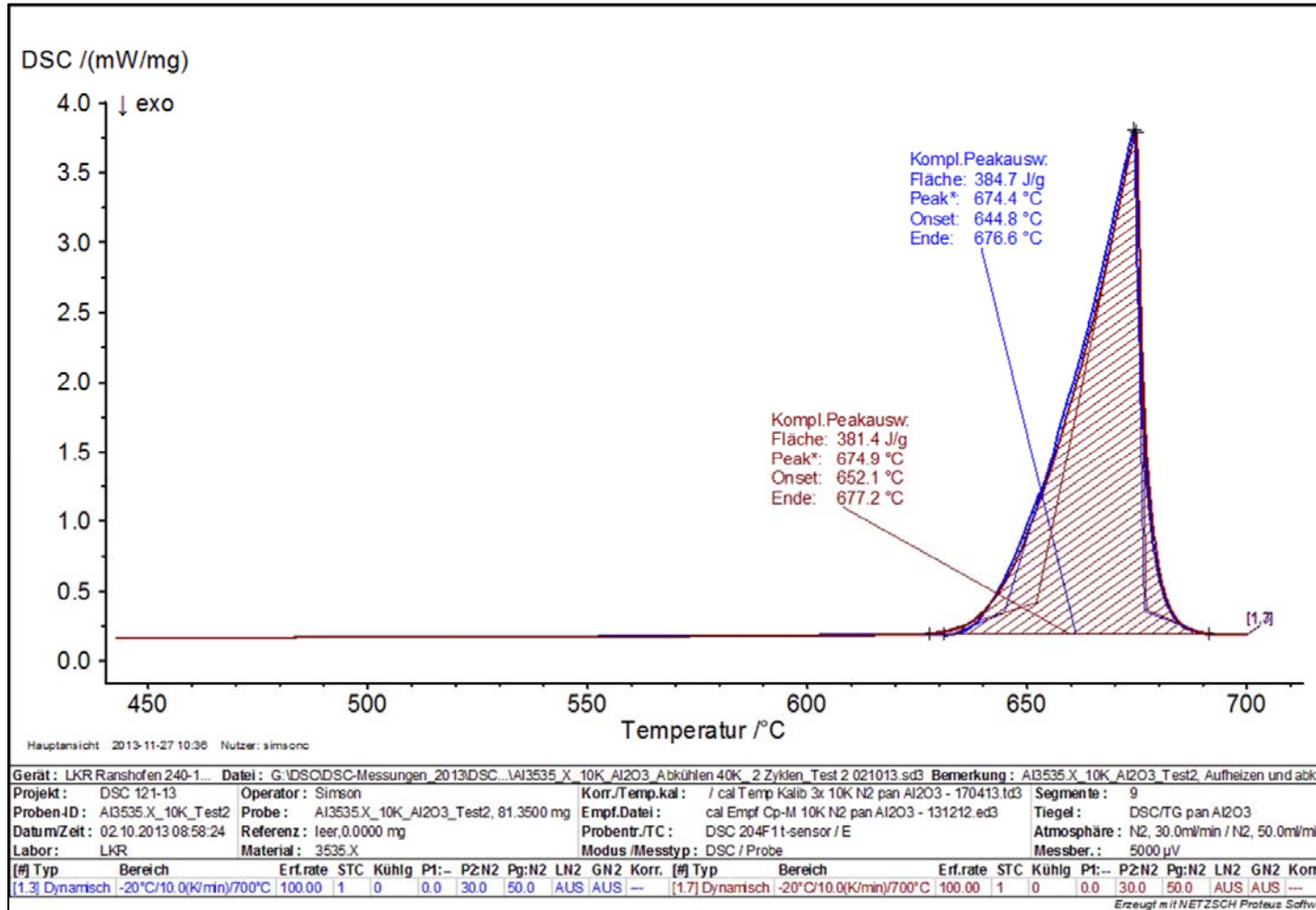
# Ergebnis (Al3535.X.1, Übersicht, Versuch 1 und Versuch 2)



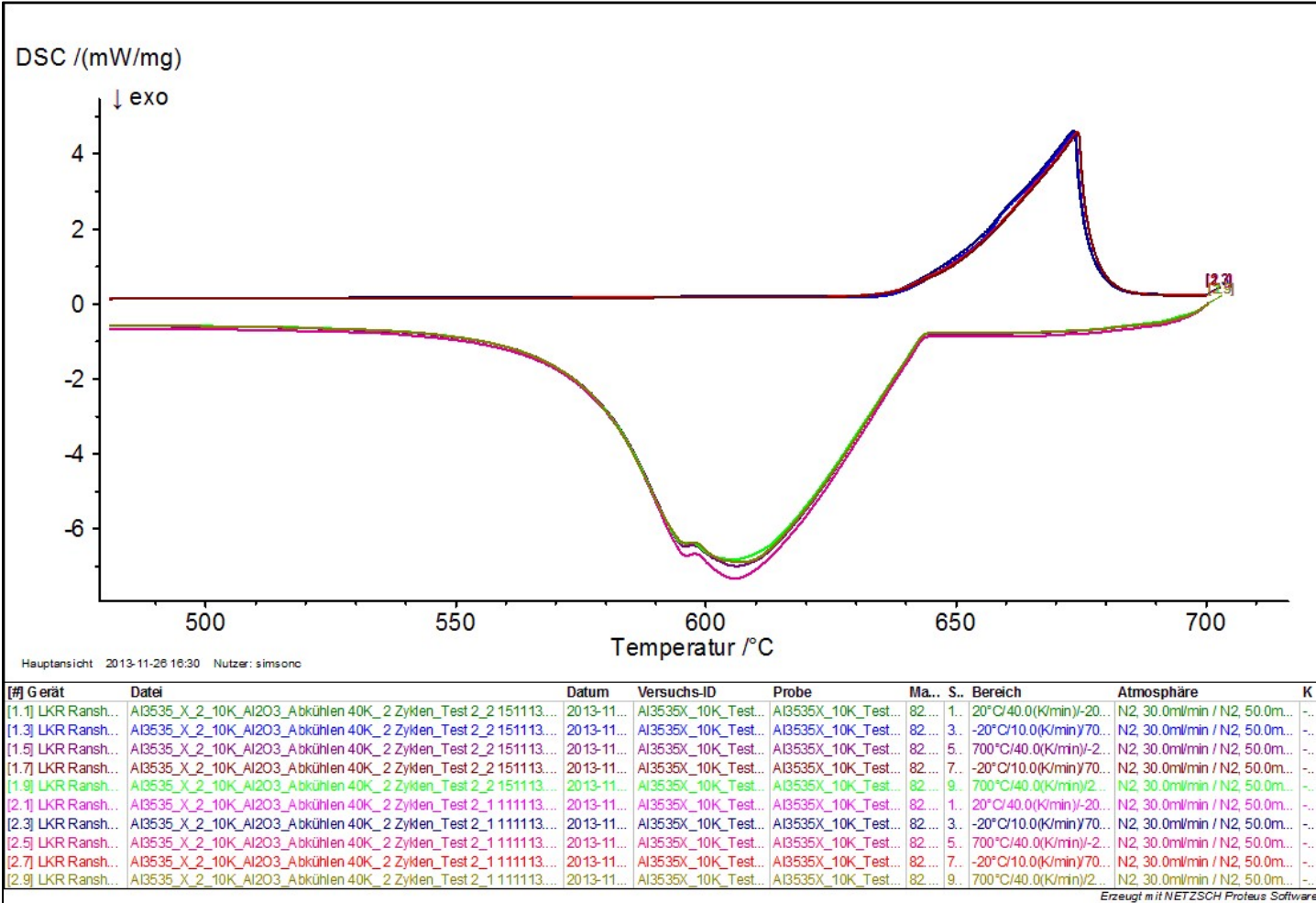
# Ergebnis (Al3535.X.1, Detail - Aufheizkurve, Versuch 1)



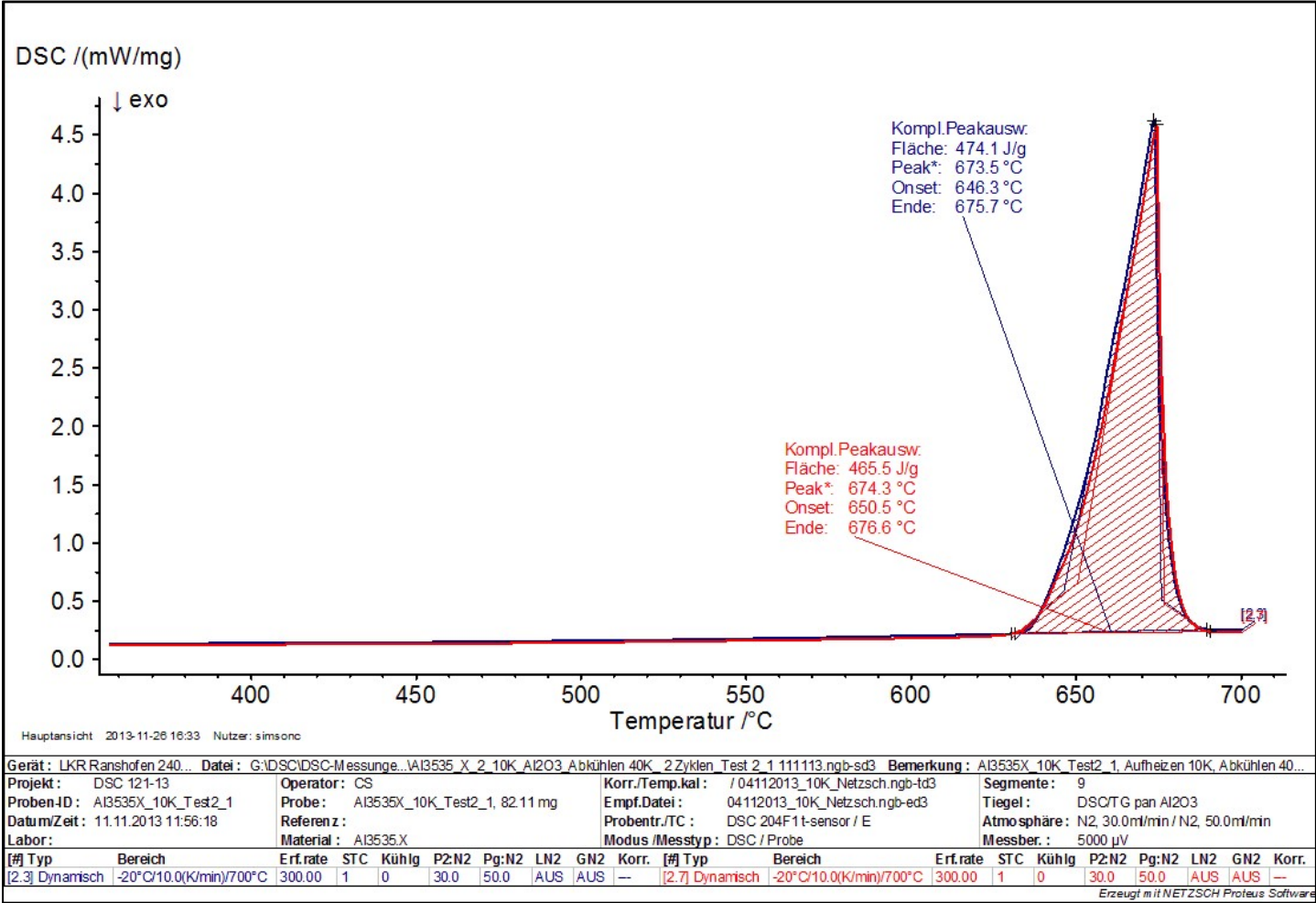
# Ergebnis (Al3535.X.1, Detail - Aufheizkurve, Versuch 2)



# Ergebnis (Al3535.X.2, Übersicht, Versuch 1)

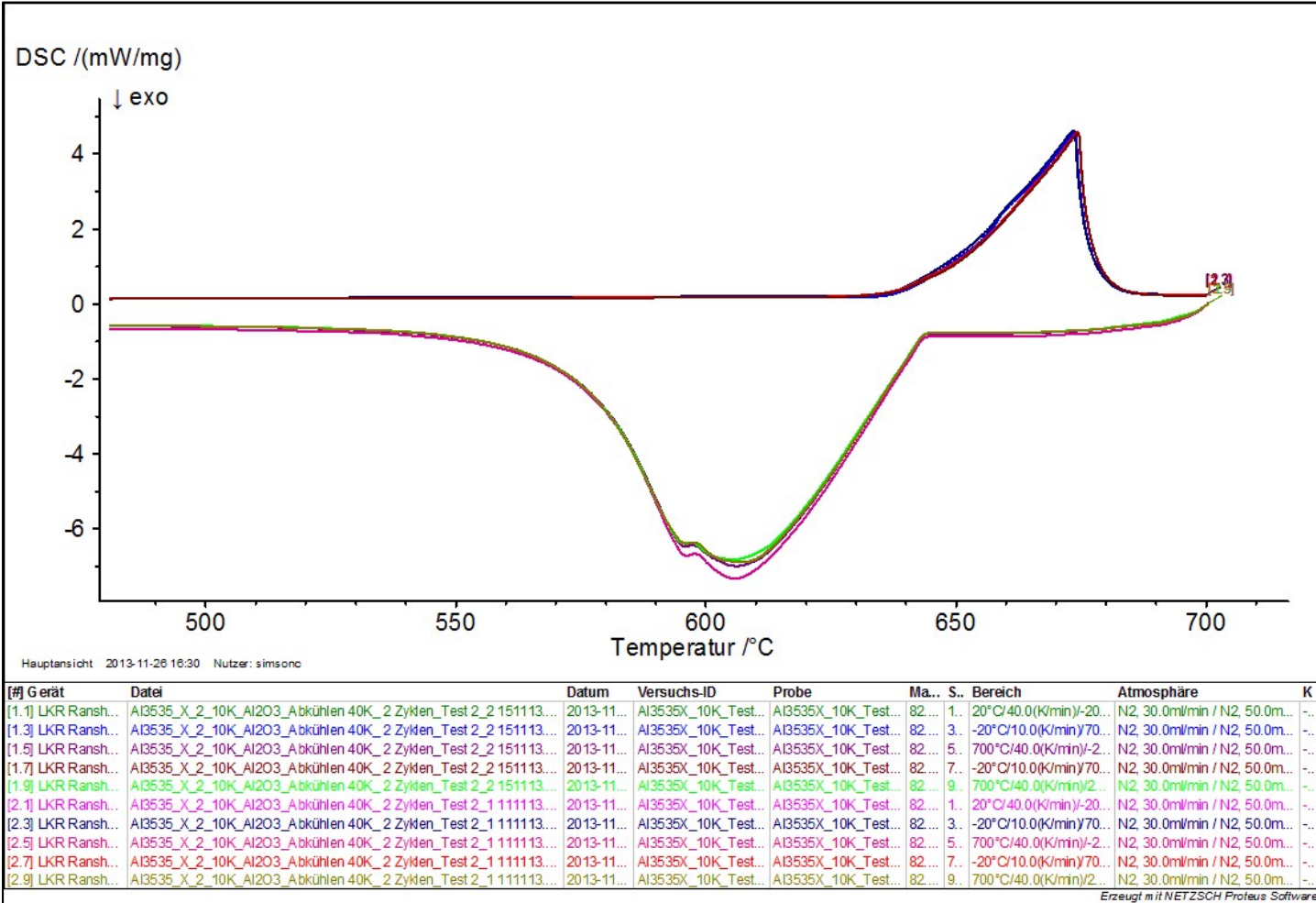


# Ergebnis (Al3535.X.2, Detail - Aufheizkurve, Versuch 1 )

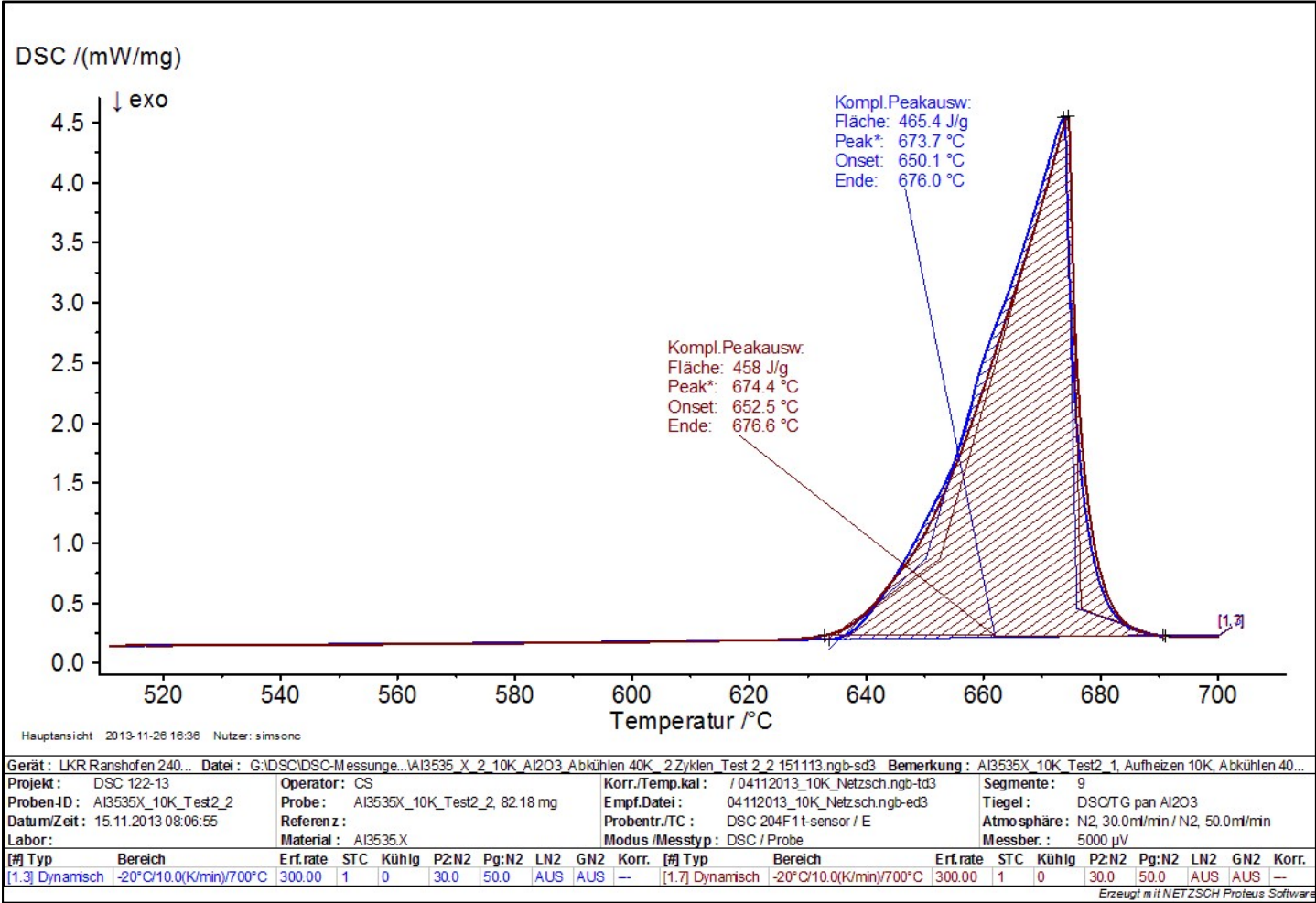




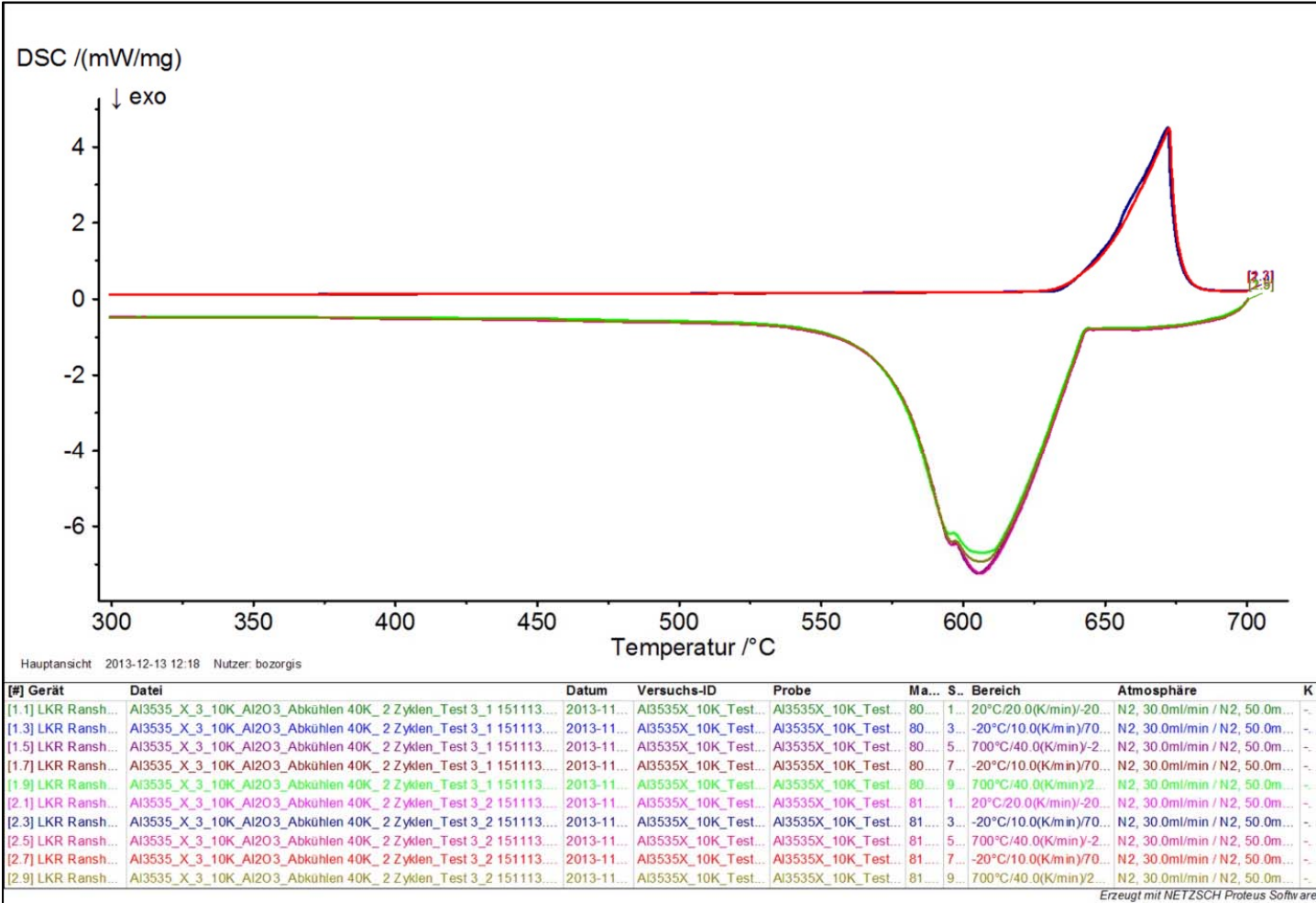
# Ergebnis (Al3535.X.2, Übersicht, Versuch 2)



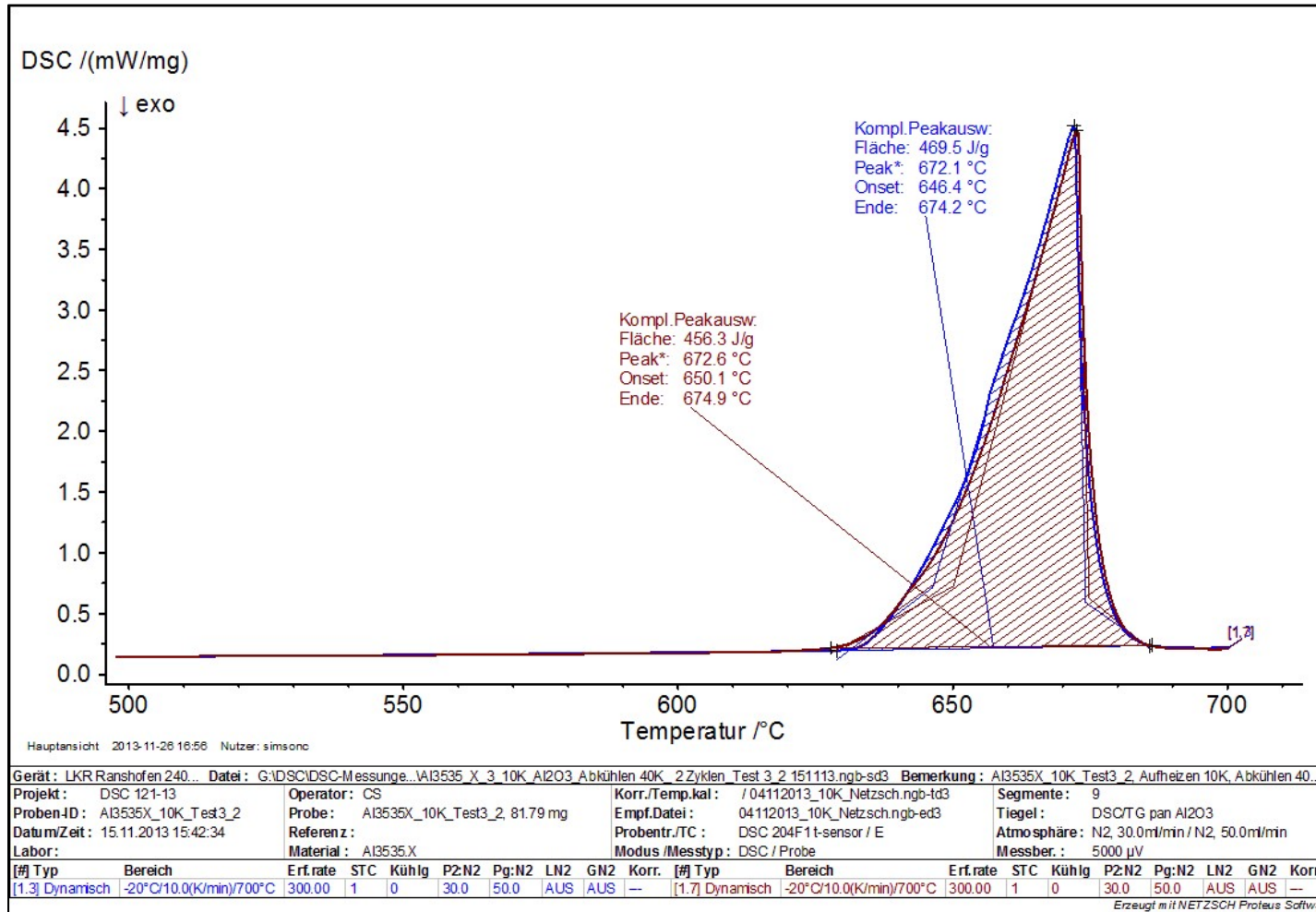
# Ergebnis (Al3535.X.2, Detail - Aufheizkurve, Versuch 2)



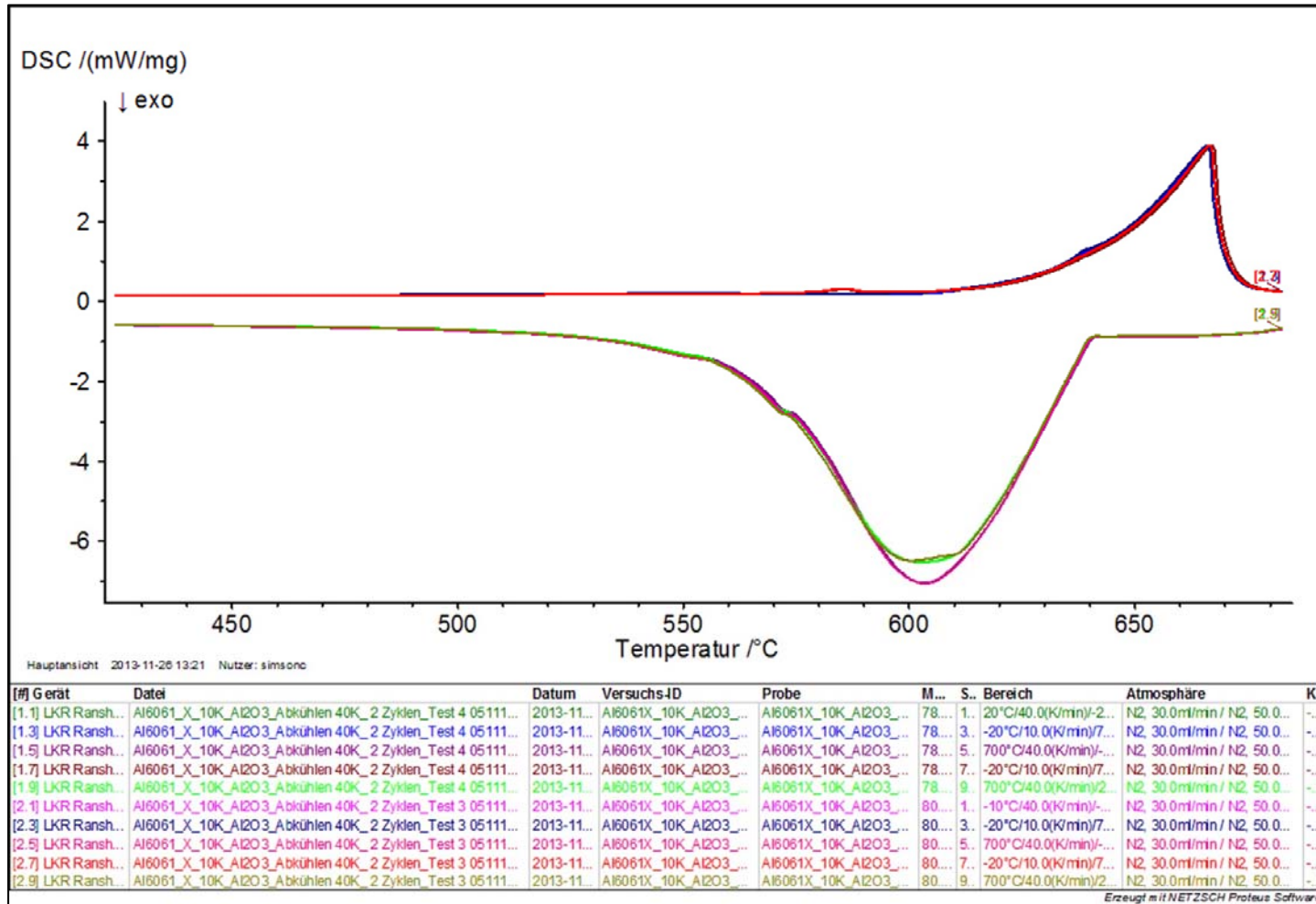
# Ergebnis (Al3535.X.3, Übersicht, Versuch 1 und Versuch 2)



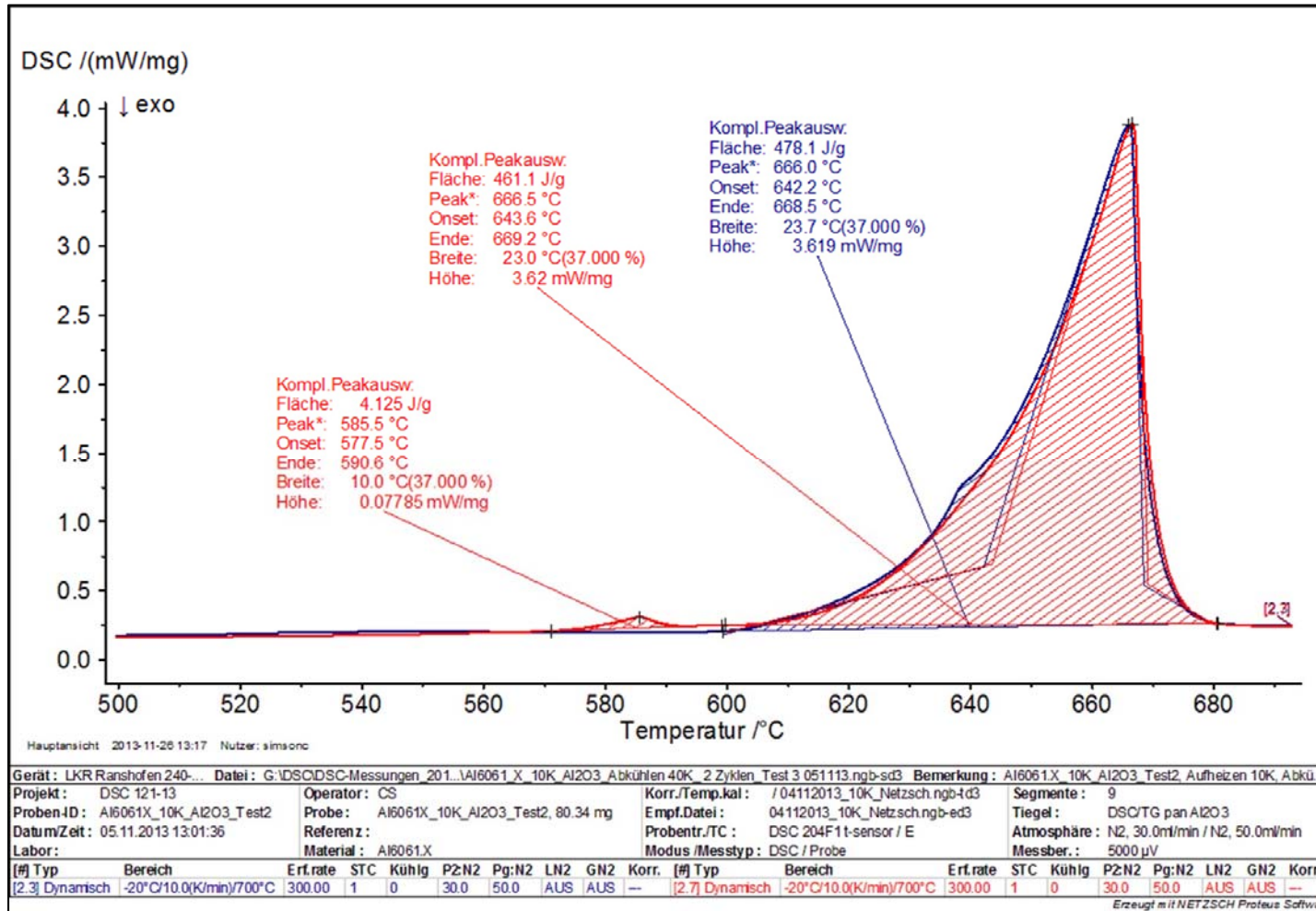
# Ergebnis (Al3535.X.3, Detail - Aufheizkurve, Versuch 1 und Versuch 2)



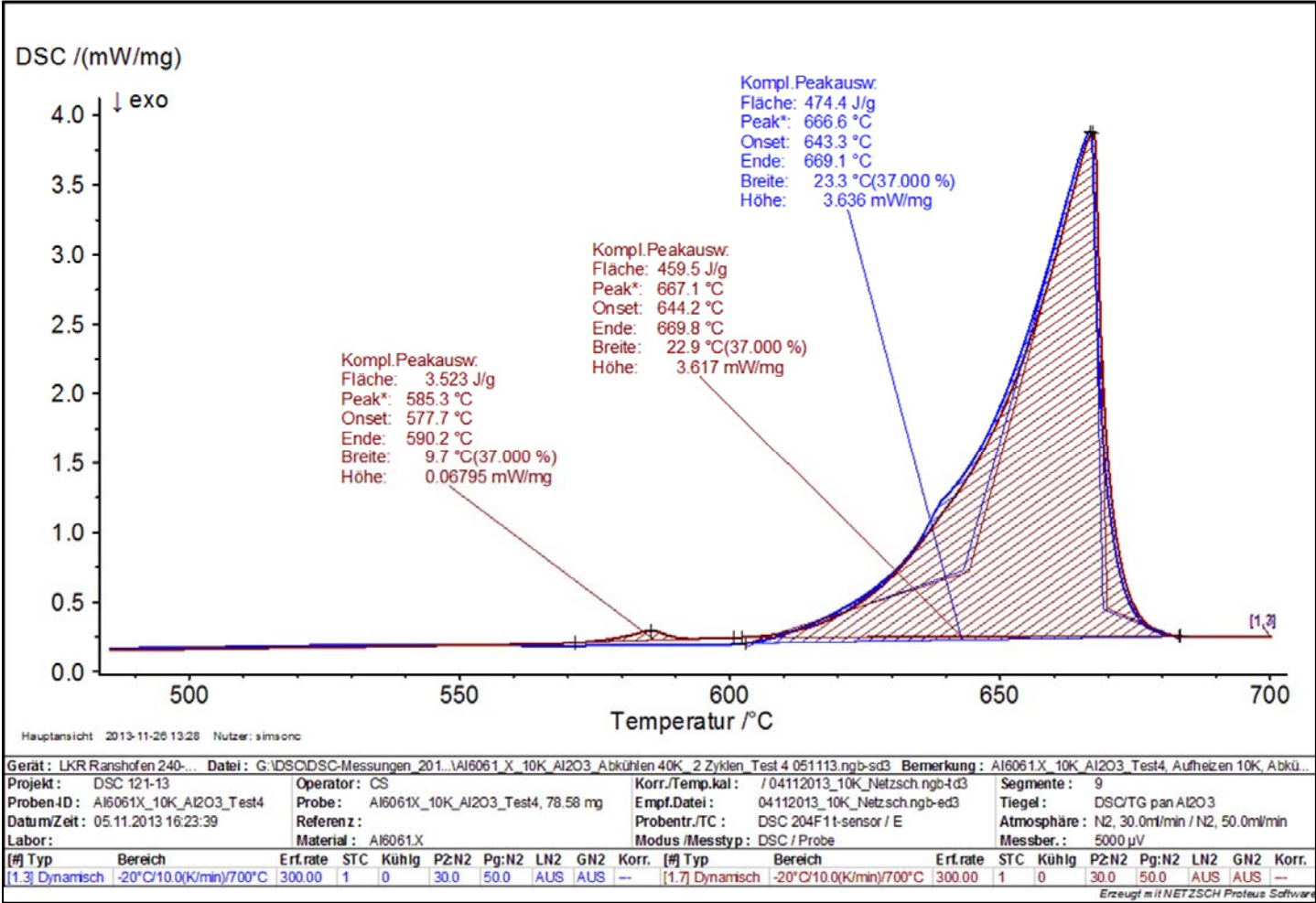
# Ergebnis (Al6061.X.1, Übersicht, Versuch 1 und Versuch 2)



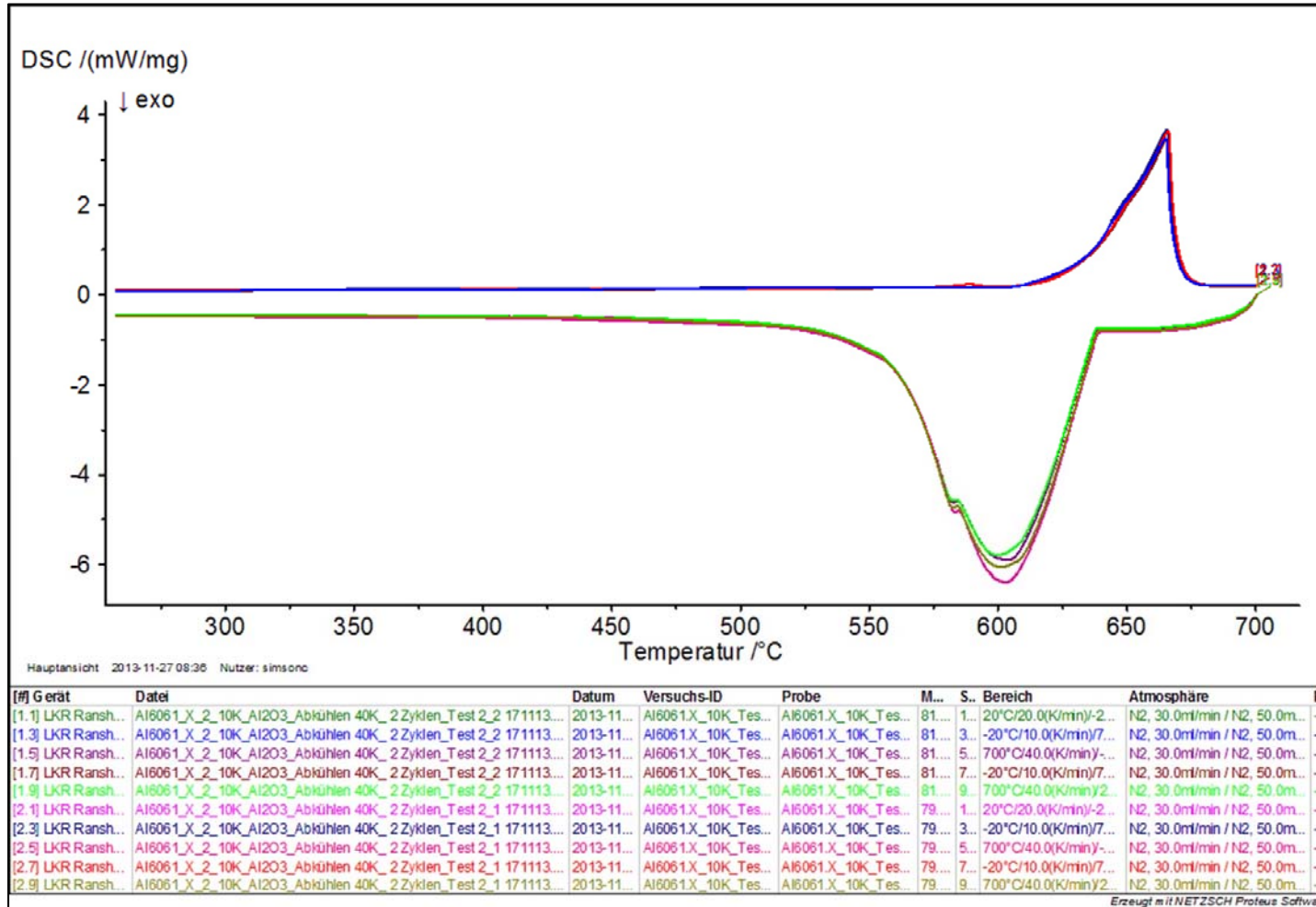
# Ergebnis (Al6061.X.1, Detail - Aufheizkurve, Versuch 1)



# Ergebnis (Al6061.X.1, Detail - Aufheizkurve, Versuch 2)

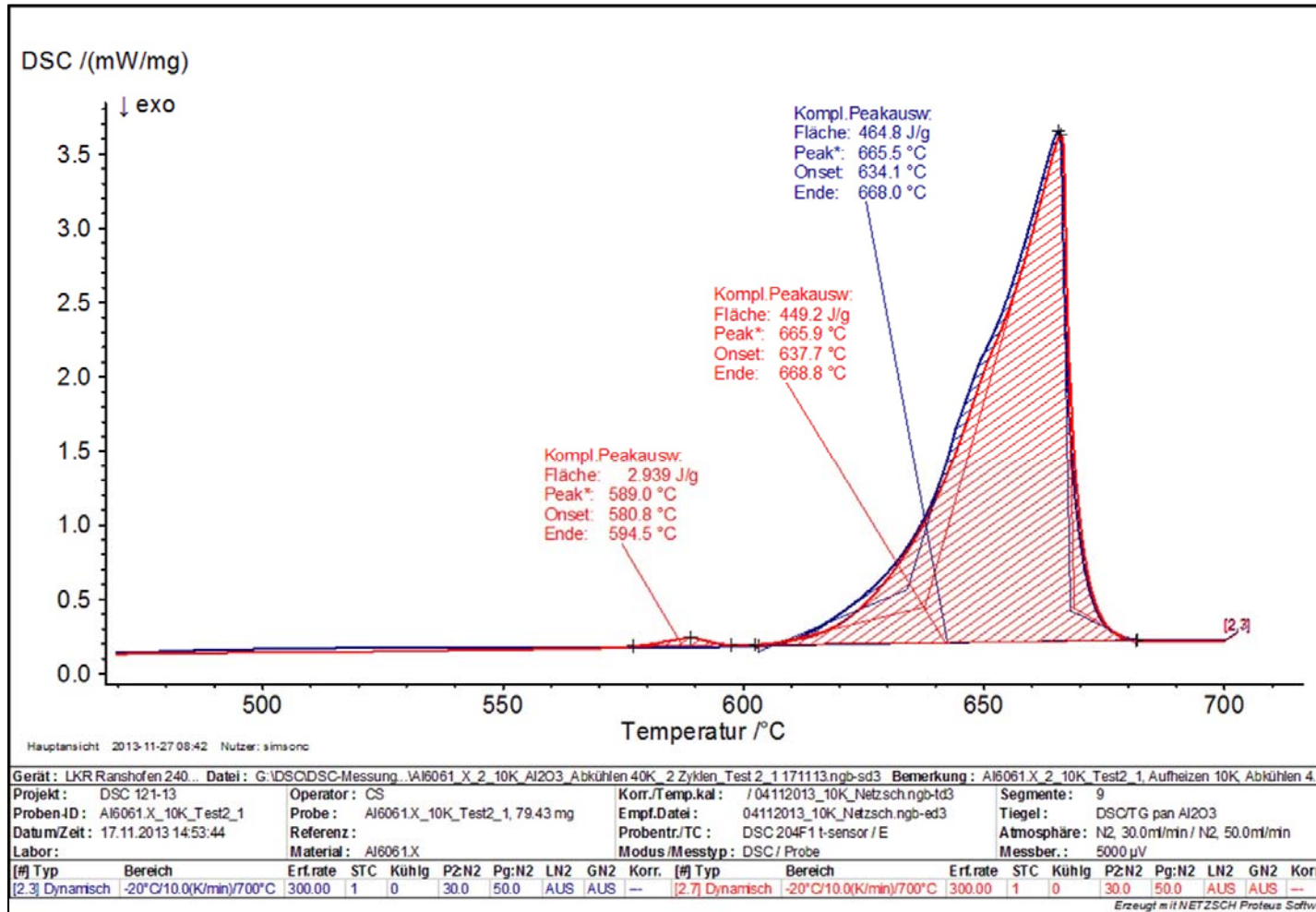


# Ergebnis (Al6061.X.2, Übersicht, Versuch 1 und Versuch 2)

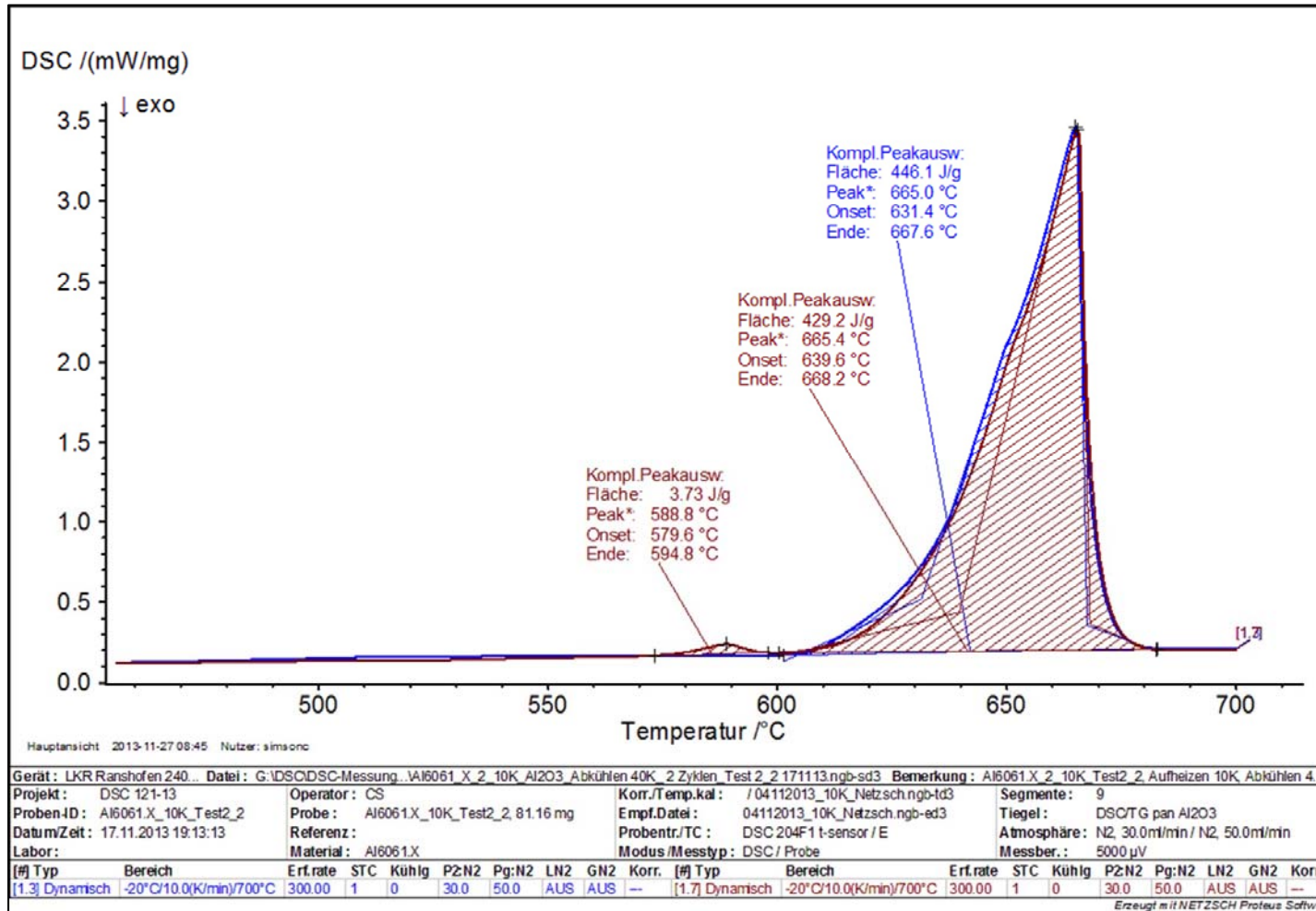




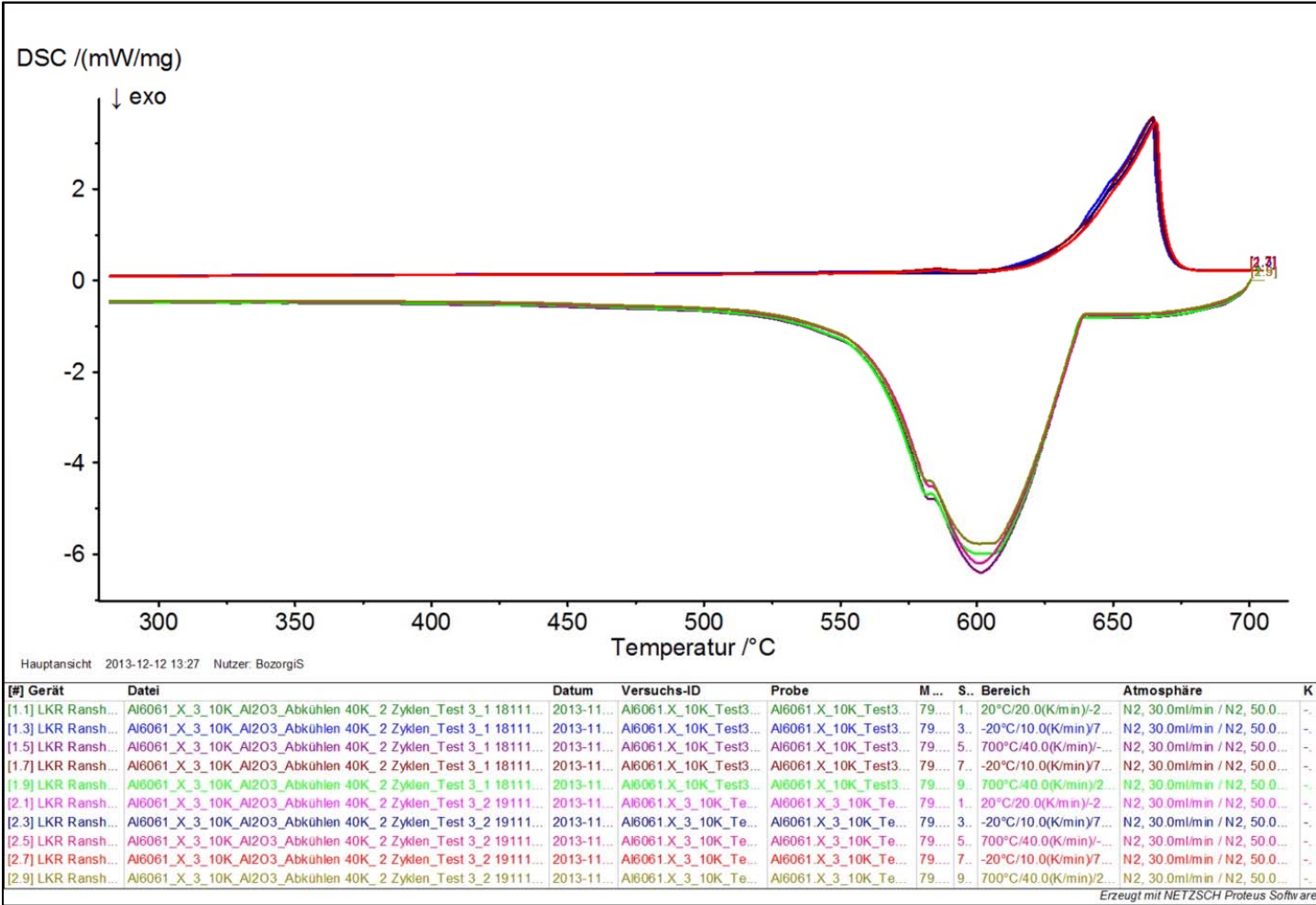
# Ergebnis (Al6061.X.2, Detail - Aufheizkurve, Versuch 1)



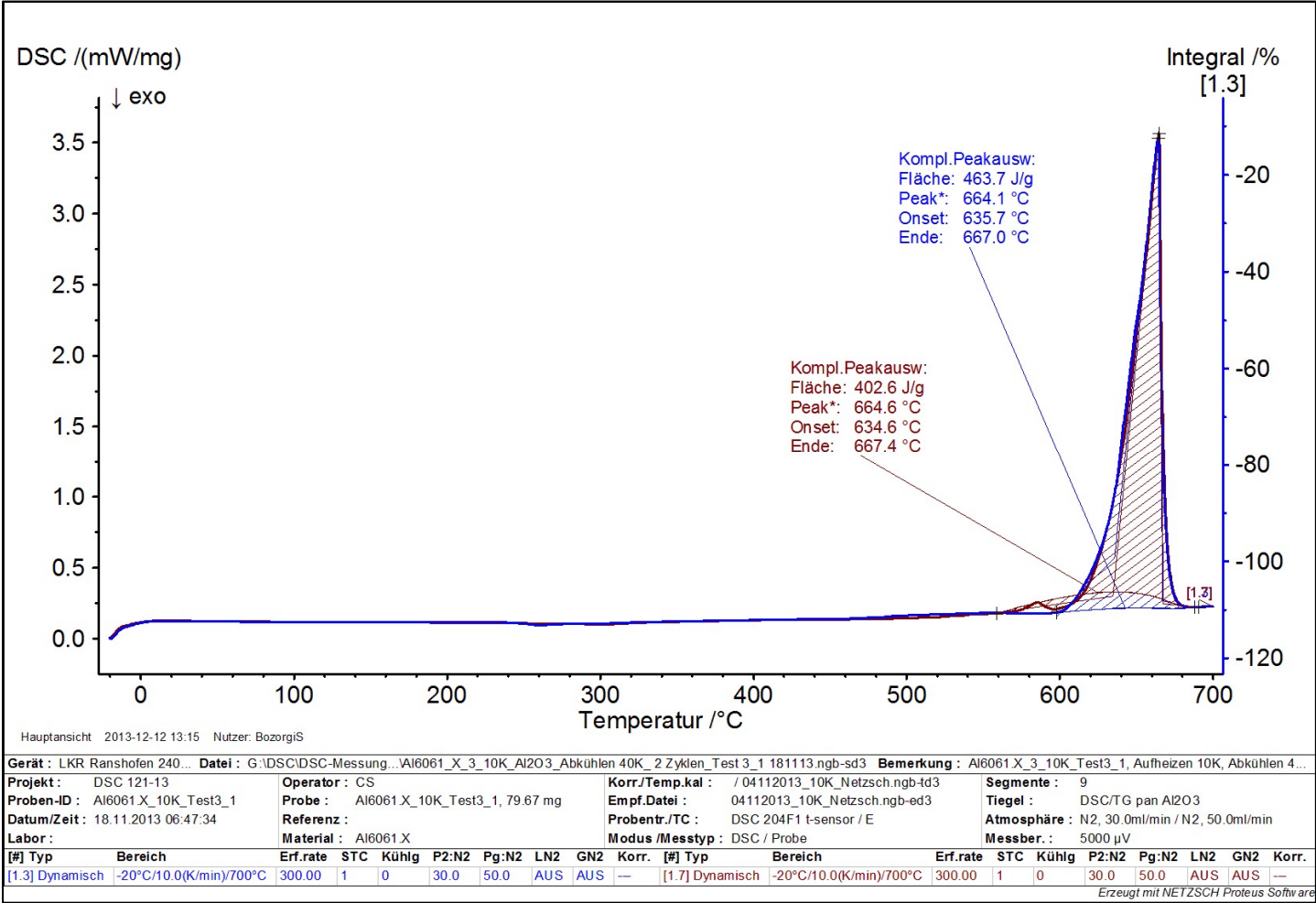
# Ergebnis (Al6061.X.2, Detail - Aufheizkurve, Versuch 2)



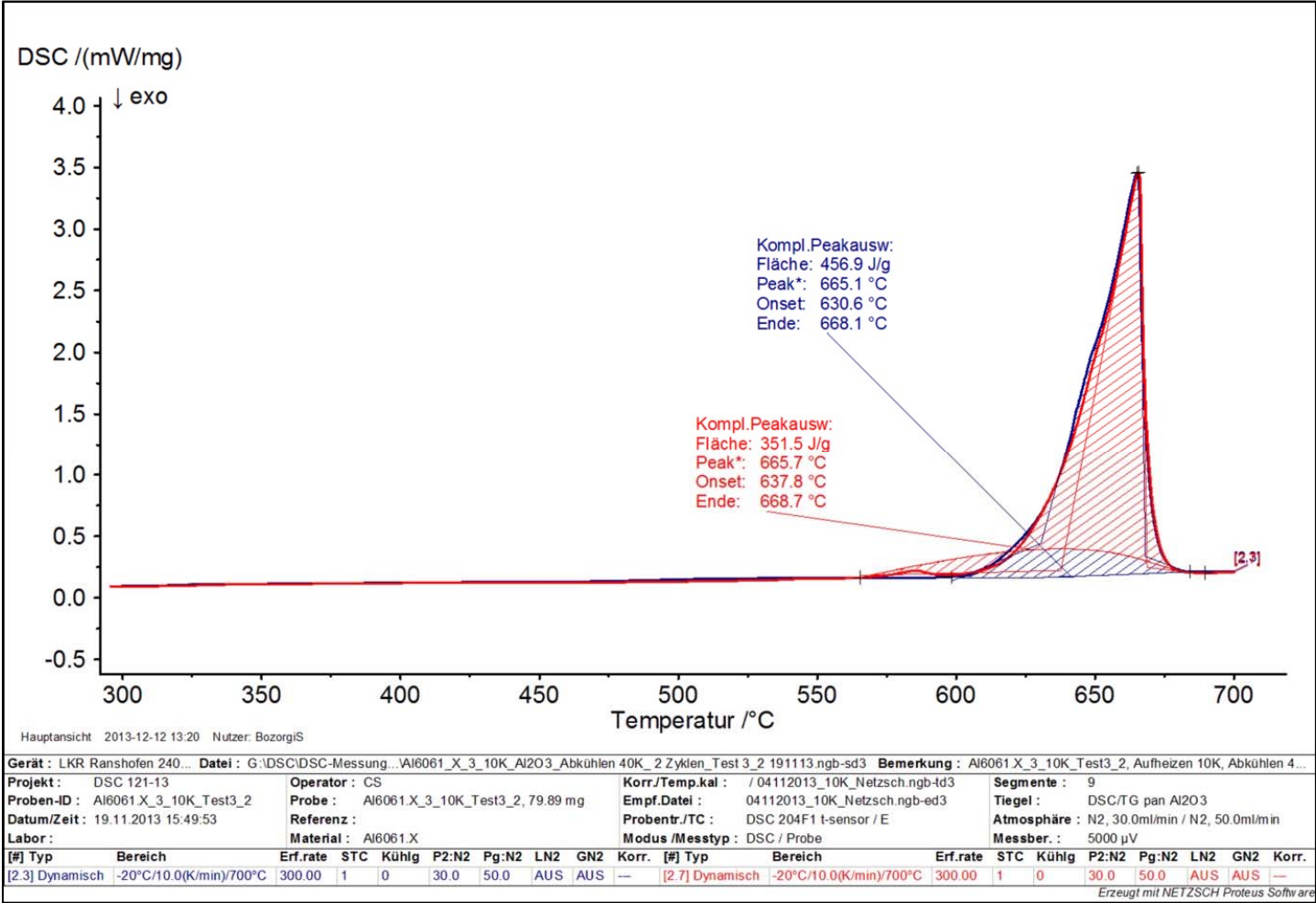
# Ergebnis (Al6061.X.3, Übersicht, Versuch 1 und Versuch 2)



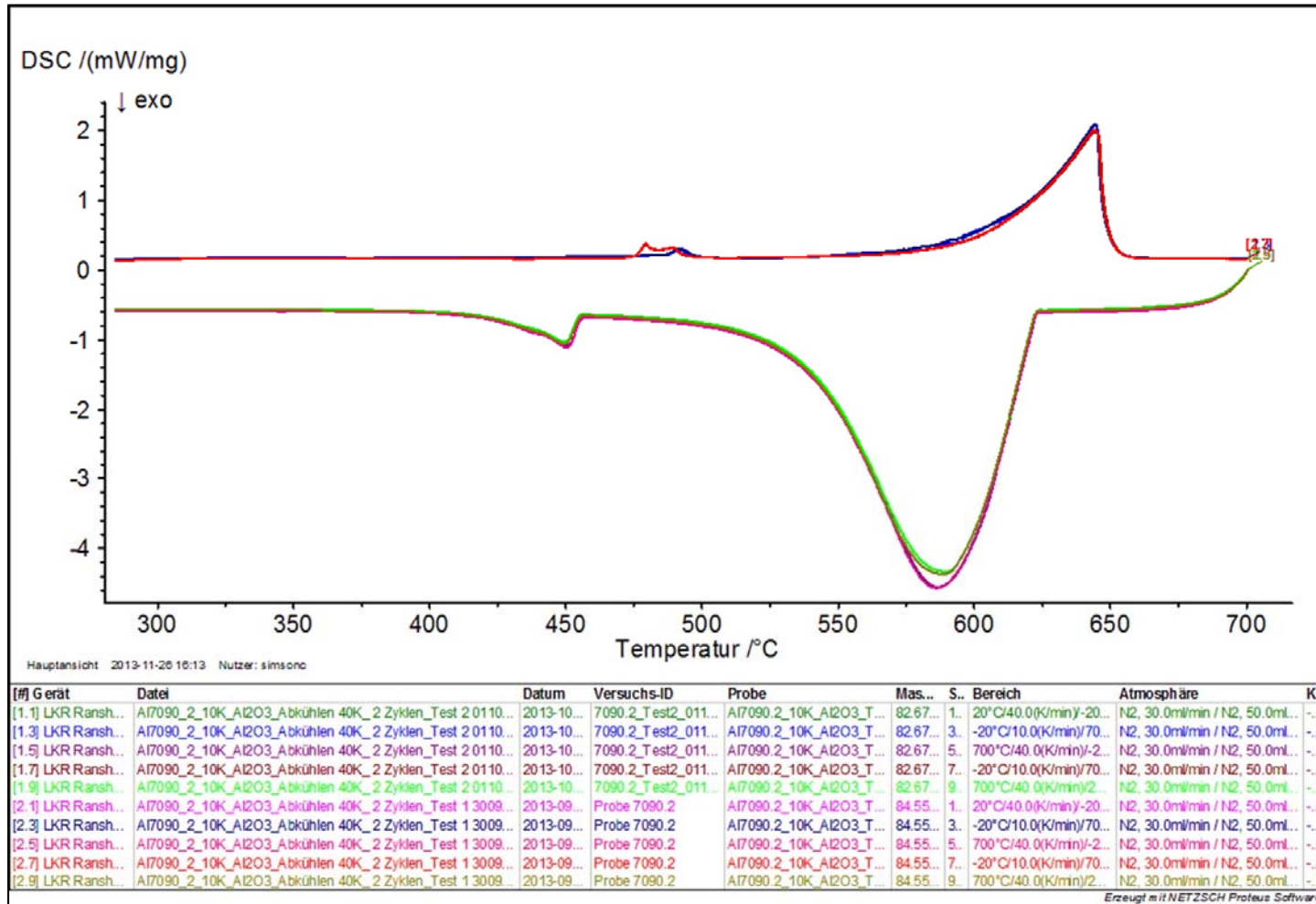
# Ergebnis (Al6061.X.3, Detail - Aufheizkurve, Versuch 1)



# Ergebnis (Al6061.X.3, Detail - Aufheizkurve, Versuch 2)

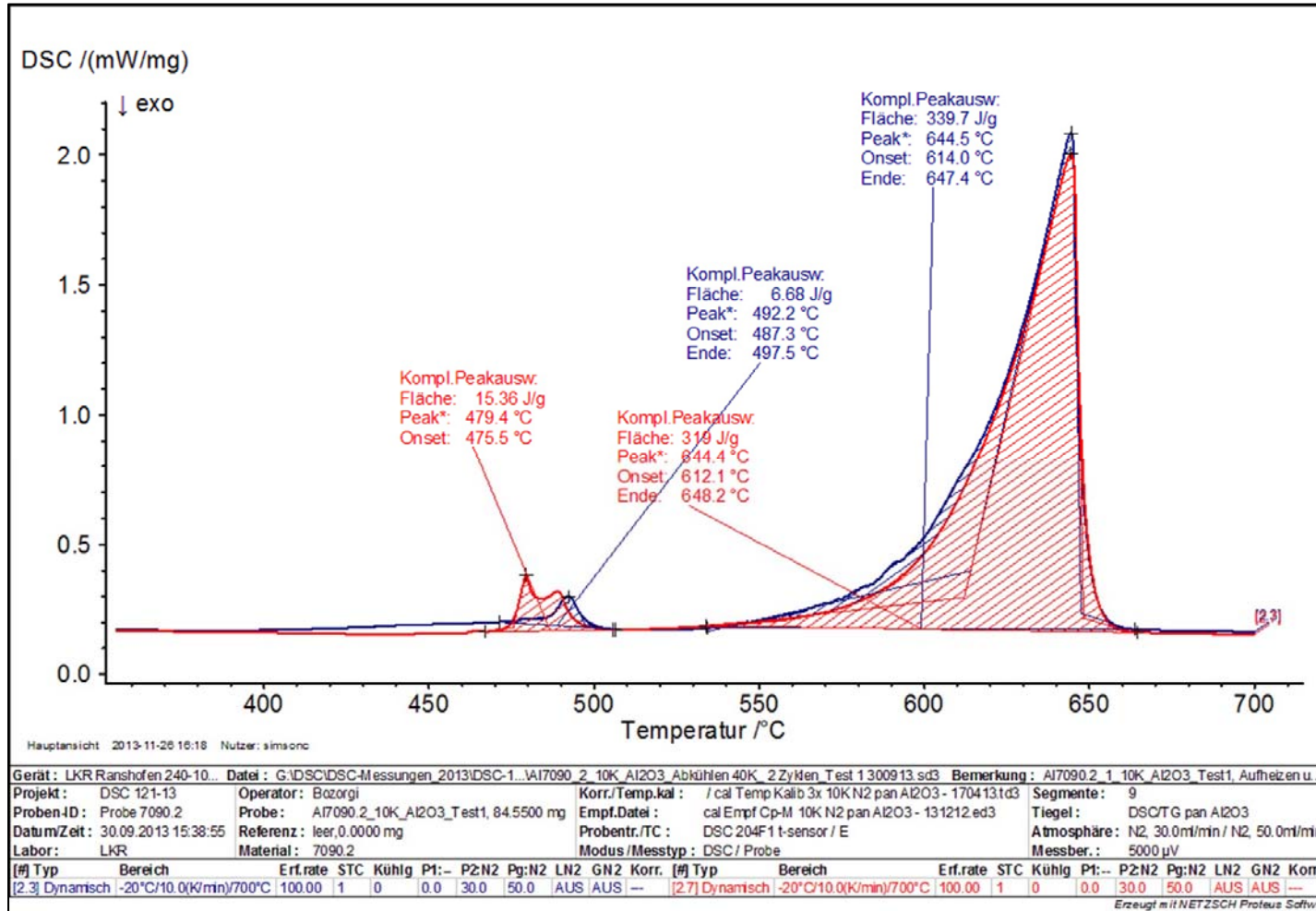


# Ergebnis (Al7050.X.1, Übersicht, Versuch 1 und Versuch 2)



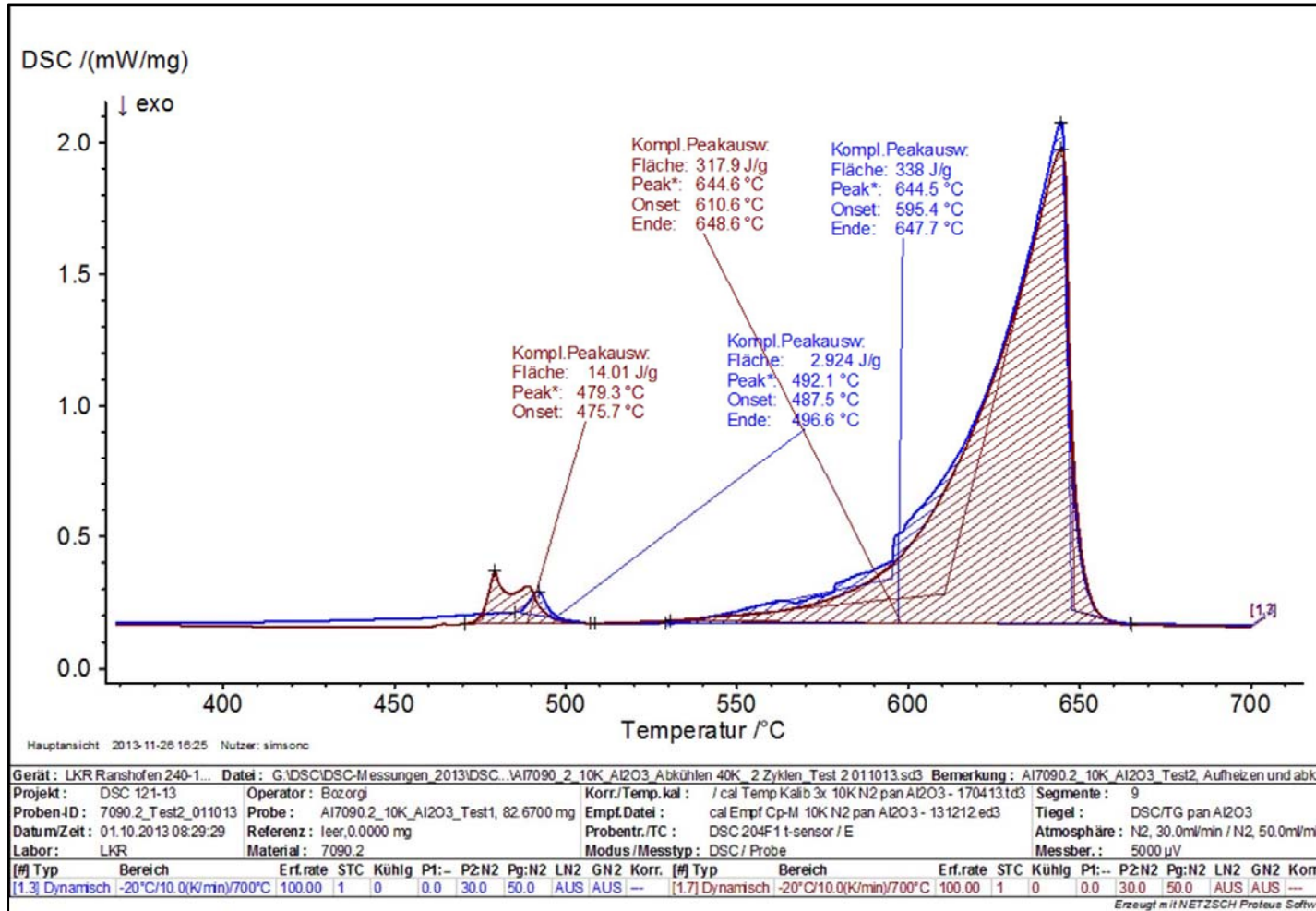
Anmerkung: aufgrund eines Schreibfehlers wurde statt 7050.X-1, in Versuchs- dateibezeichnung 7090 genannt.

# Ergebnis (Al7050.X.1, Detail - Aufheizkurve, Versuch 1)



Anmerkung: Aufgrund eines Schreibfehlers wurde statt 7050.X-1, in Versuchs- dateibezeichnung 7090 genannt.

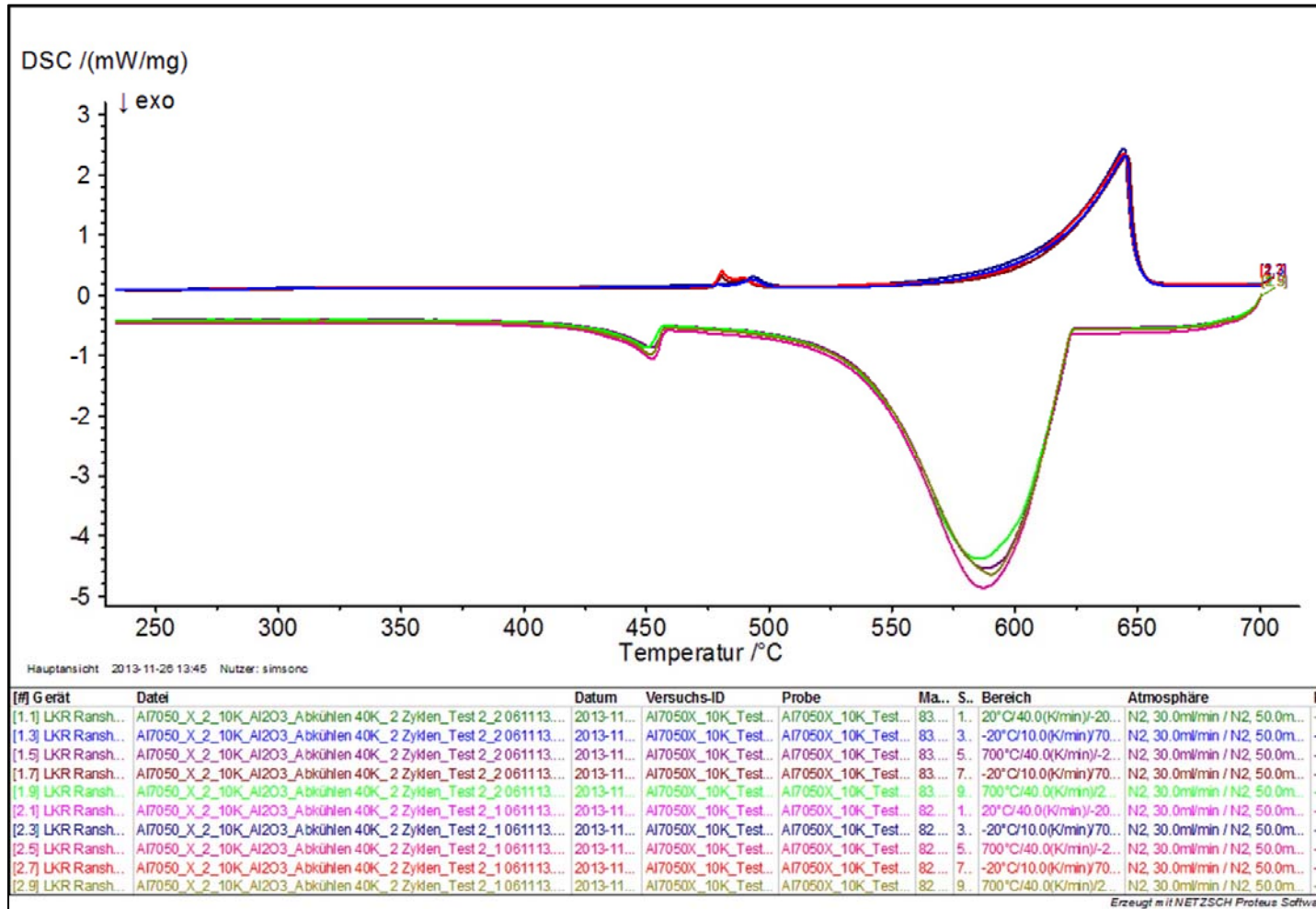
# Ergebnis (Al7050.X.1, Detail - Aufheizkurve, Versuch 2)



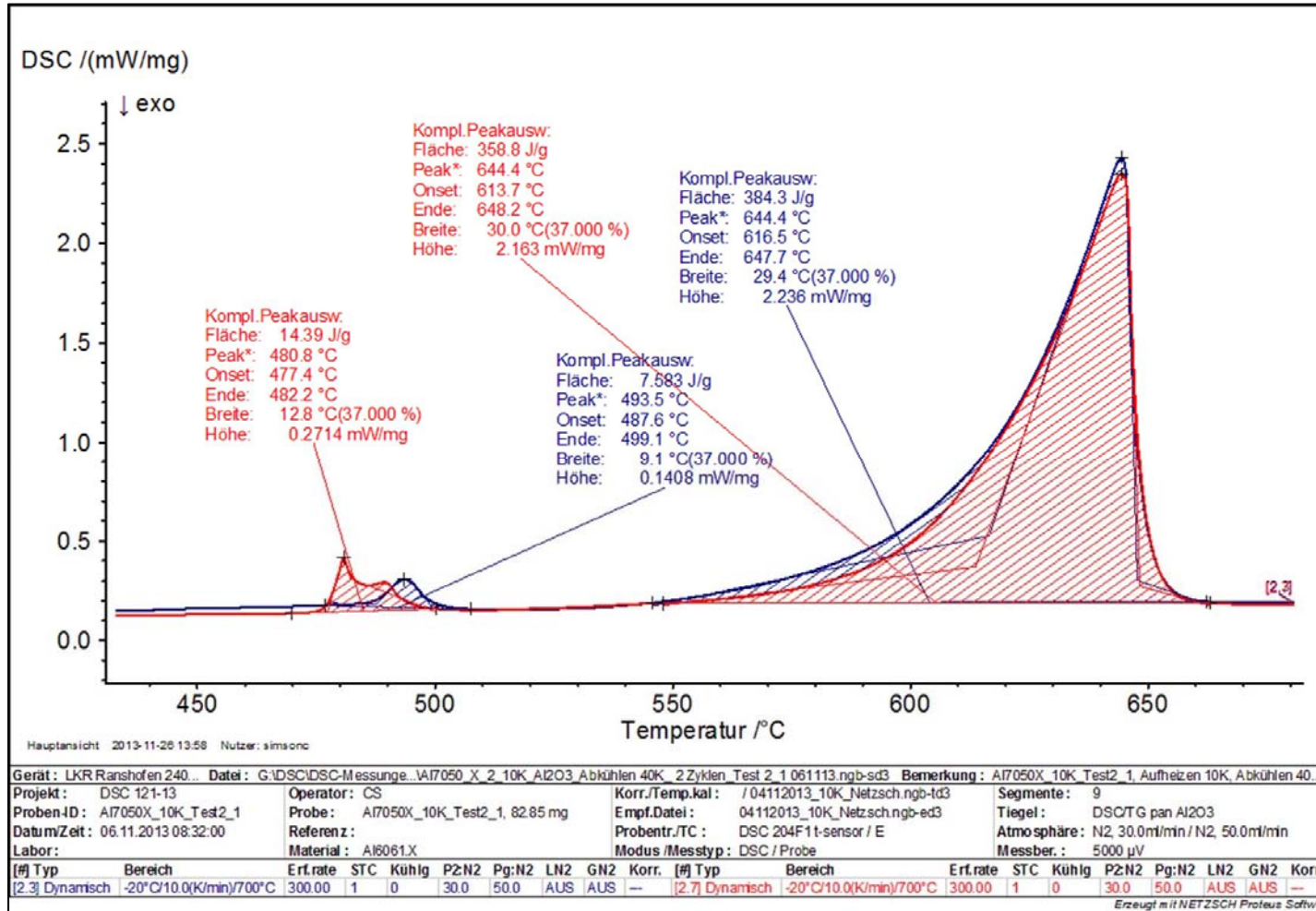
Anmerkung: Aufgrund eines Schreibfehlers wurde statt 7050.X-1, in Versuchs- dateibezeichnung 7090 genannt.



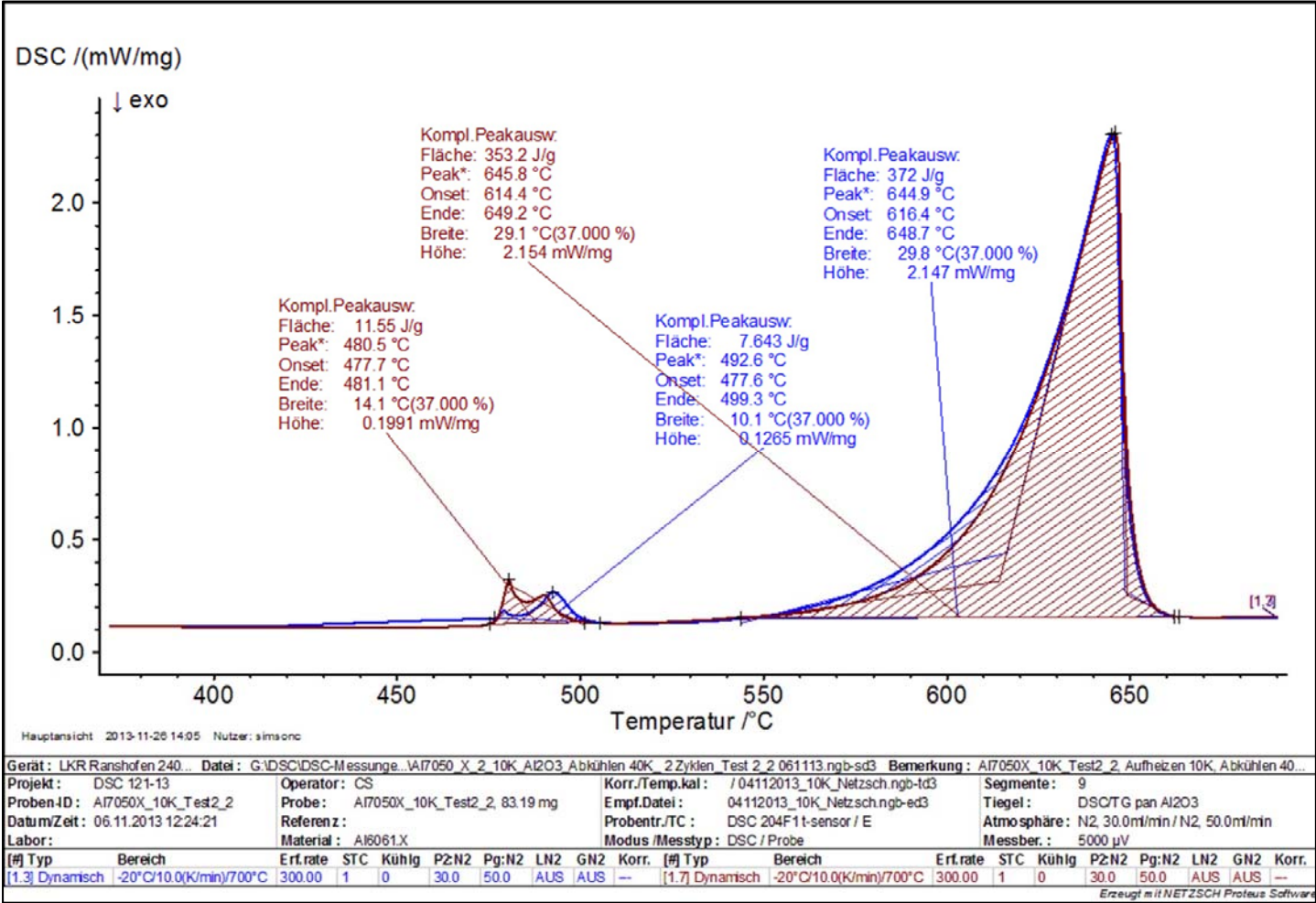
# Ergebnis (Al7050.X.2, Übersicht, Versuch 1 und Versuch 2)



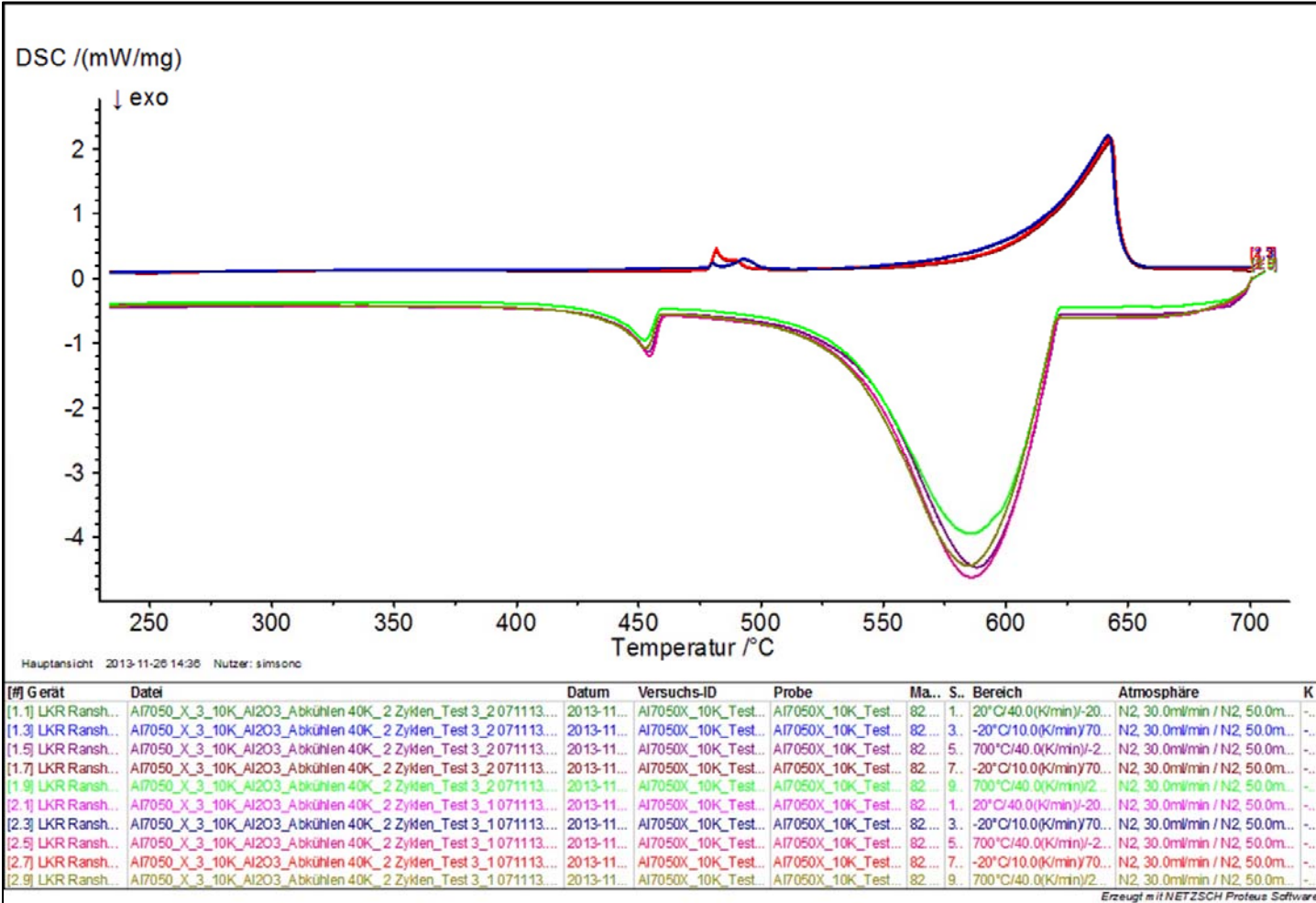
# Ergebnis (Al7050.X.2, Detail - Aufheizkurve, Versuch 1)



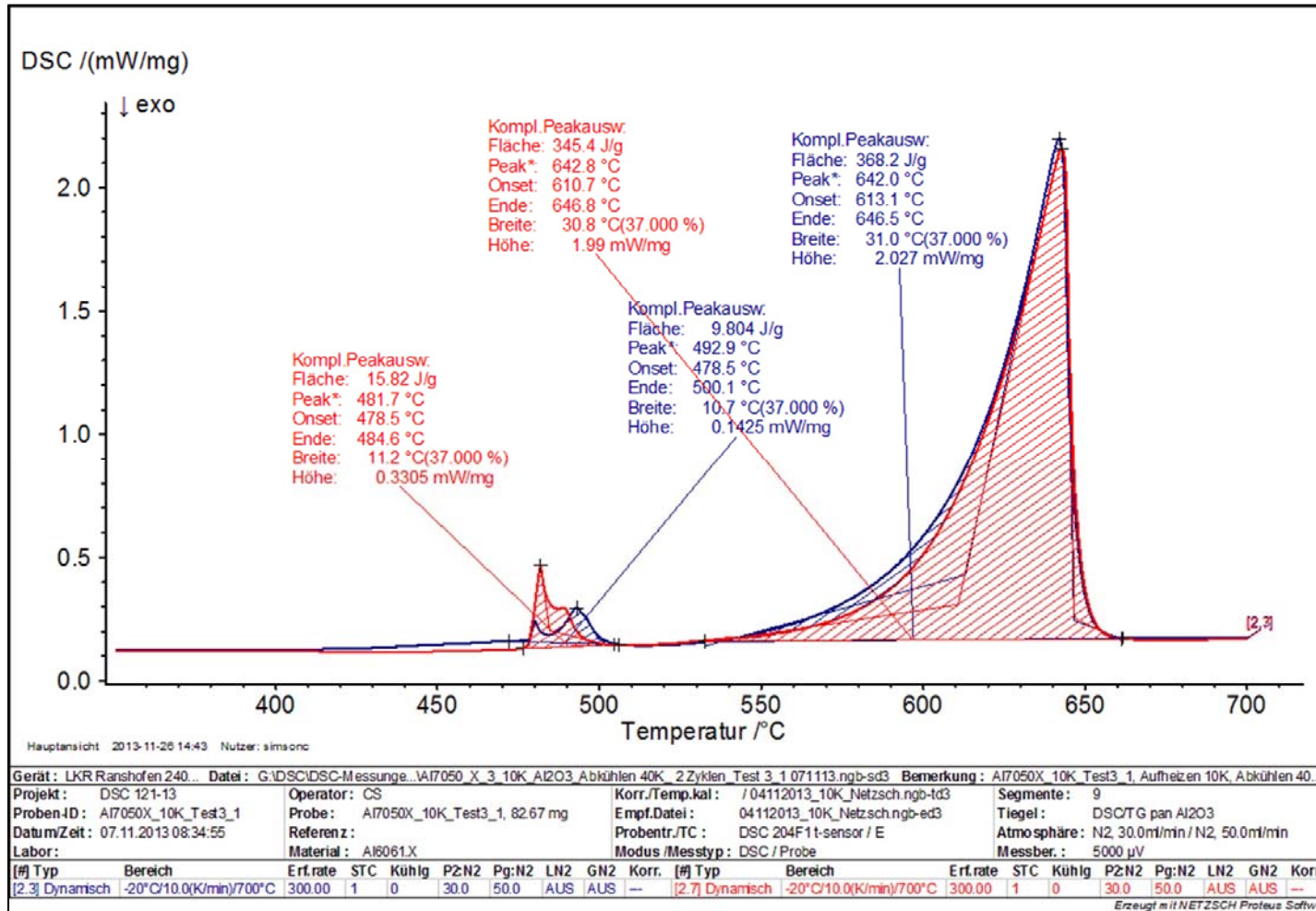
# Ergebnis (Al7050.X.2, Detail - Aufheizkurve, Versuch 2)



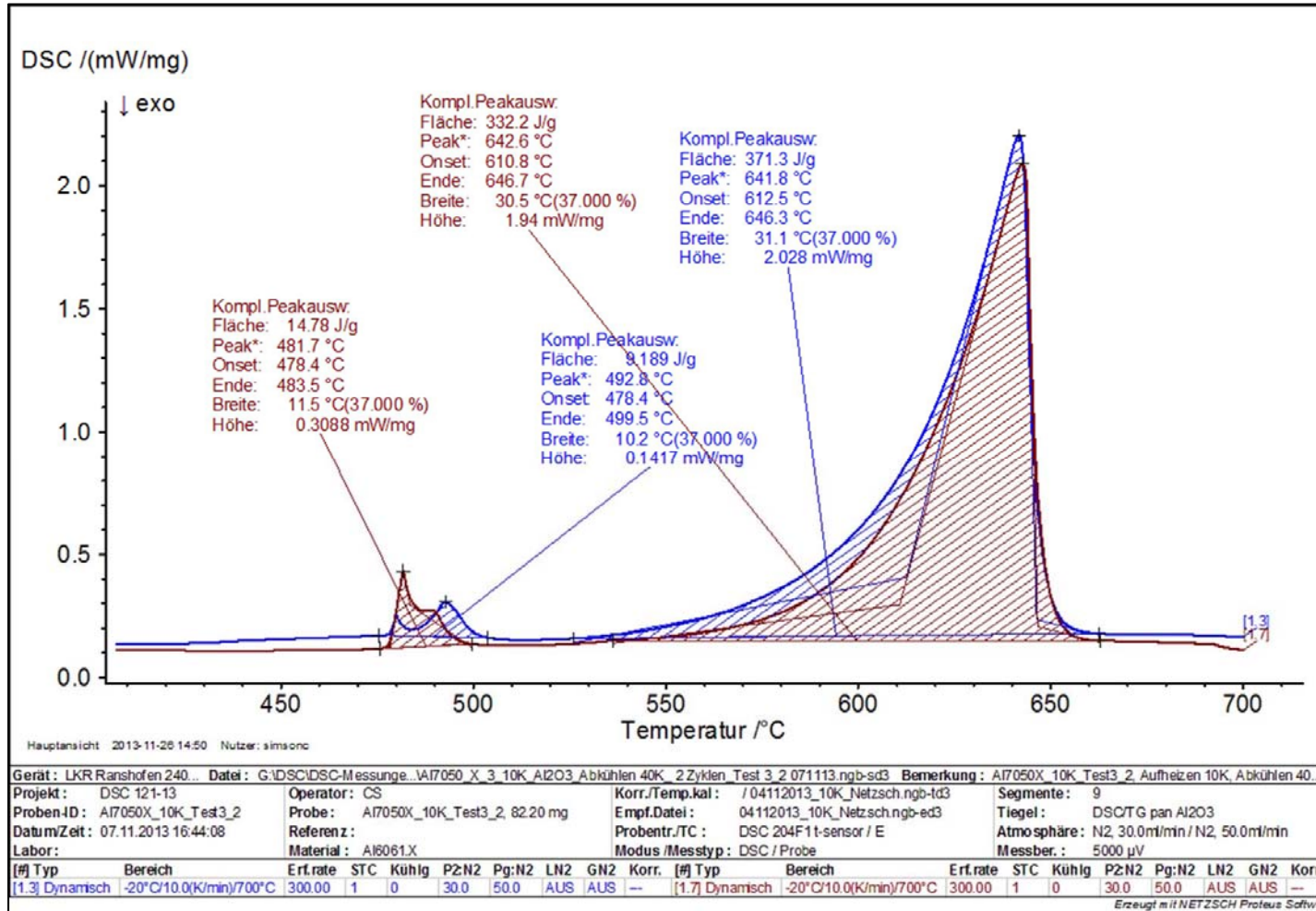
# Ergebnis (Al7050.X.3, Übersicht, Versuch 1 und Versuch 2)



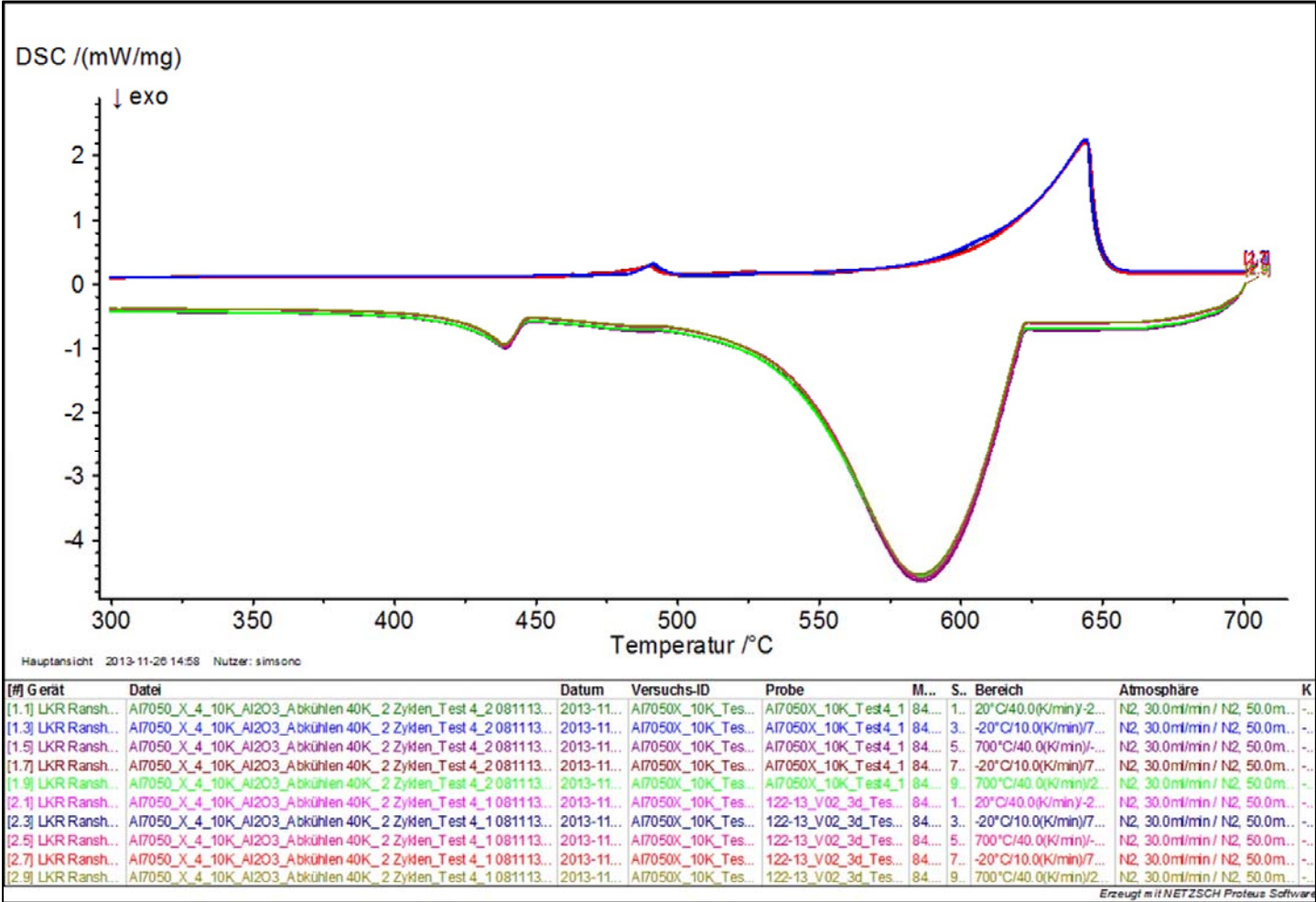
# Ergebnis (Al7050.X.3, Detail - Aufheizkurve, Versuch 1)



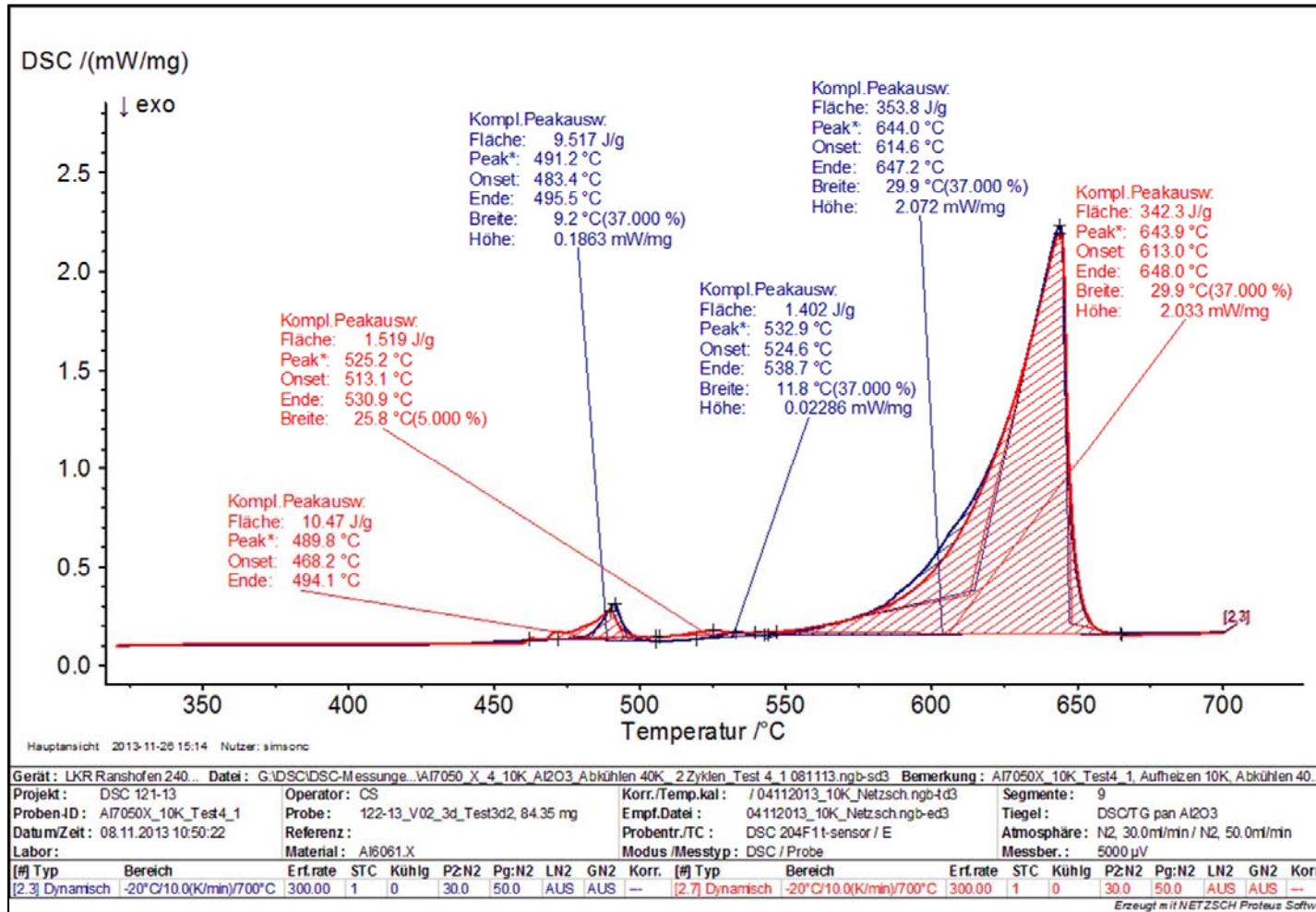
# Ergebnis (Al7050.X.3, Detail - Aufheizkurve, Versuch 2)



# Ergebnis (Al7050.X.4, Übersicht, Versuch 1 und Versuch 2)

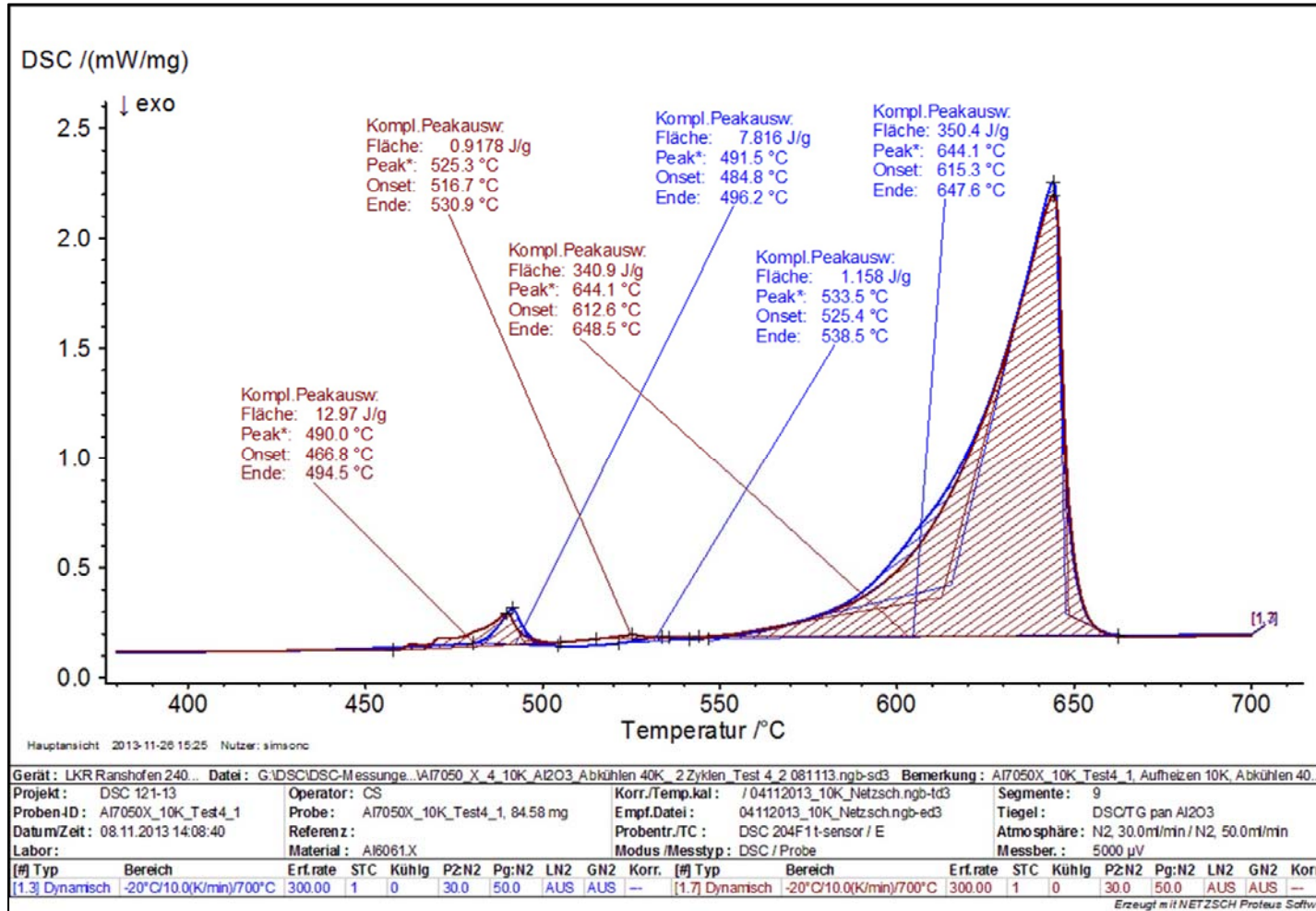


# Ergebnis (Al7050.X.4, Detail - Aufheizkurve, Versuch 1)

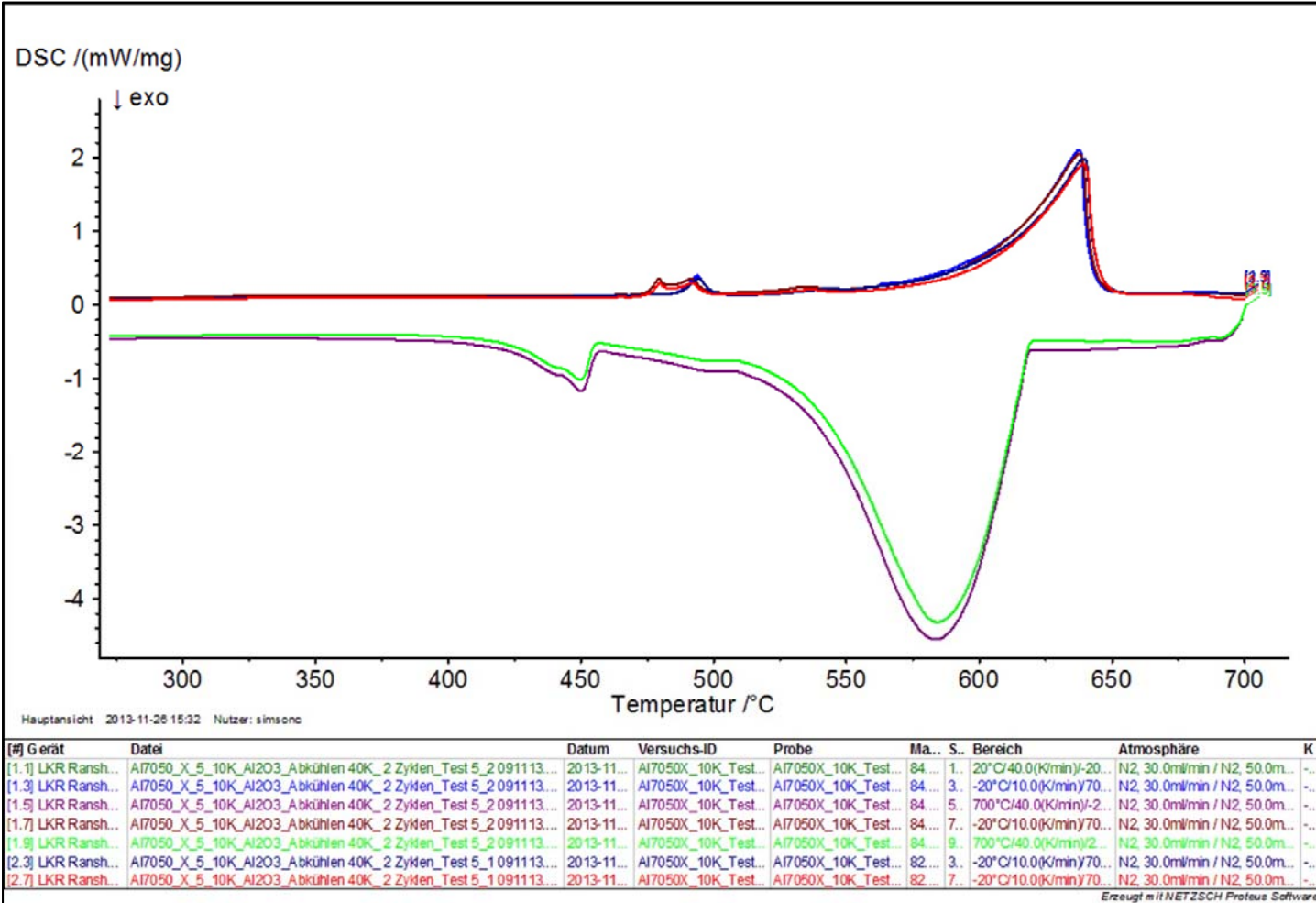




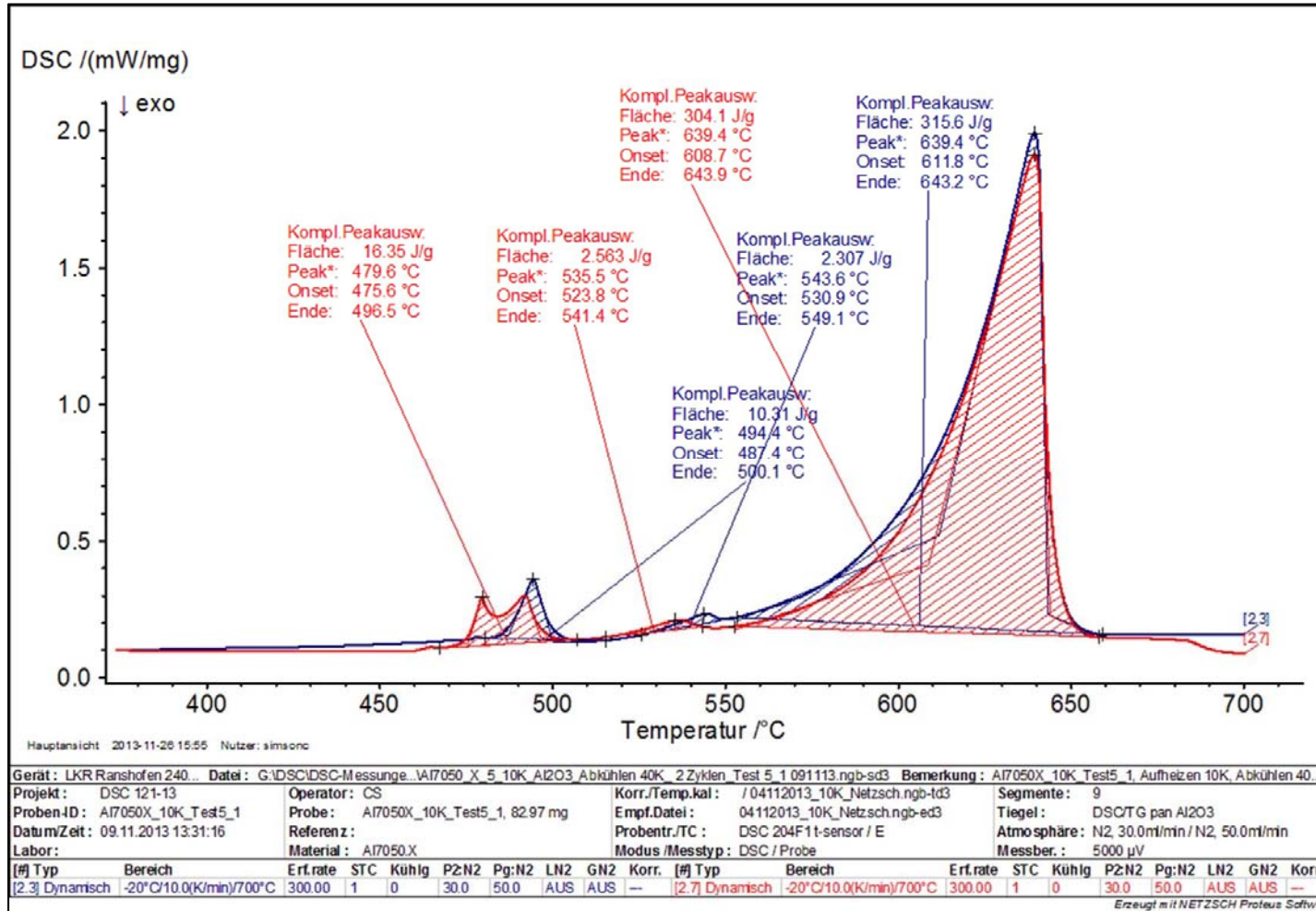
# Ergebnis (Al7050.X.4, Detail - Aufheizkurve, Versuch 2)



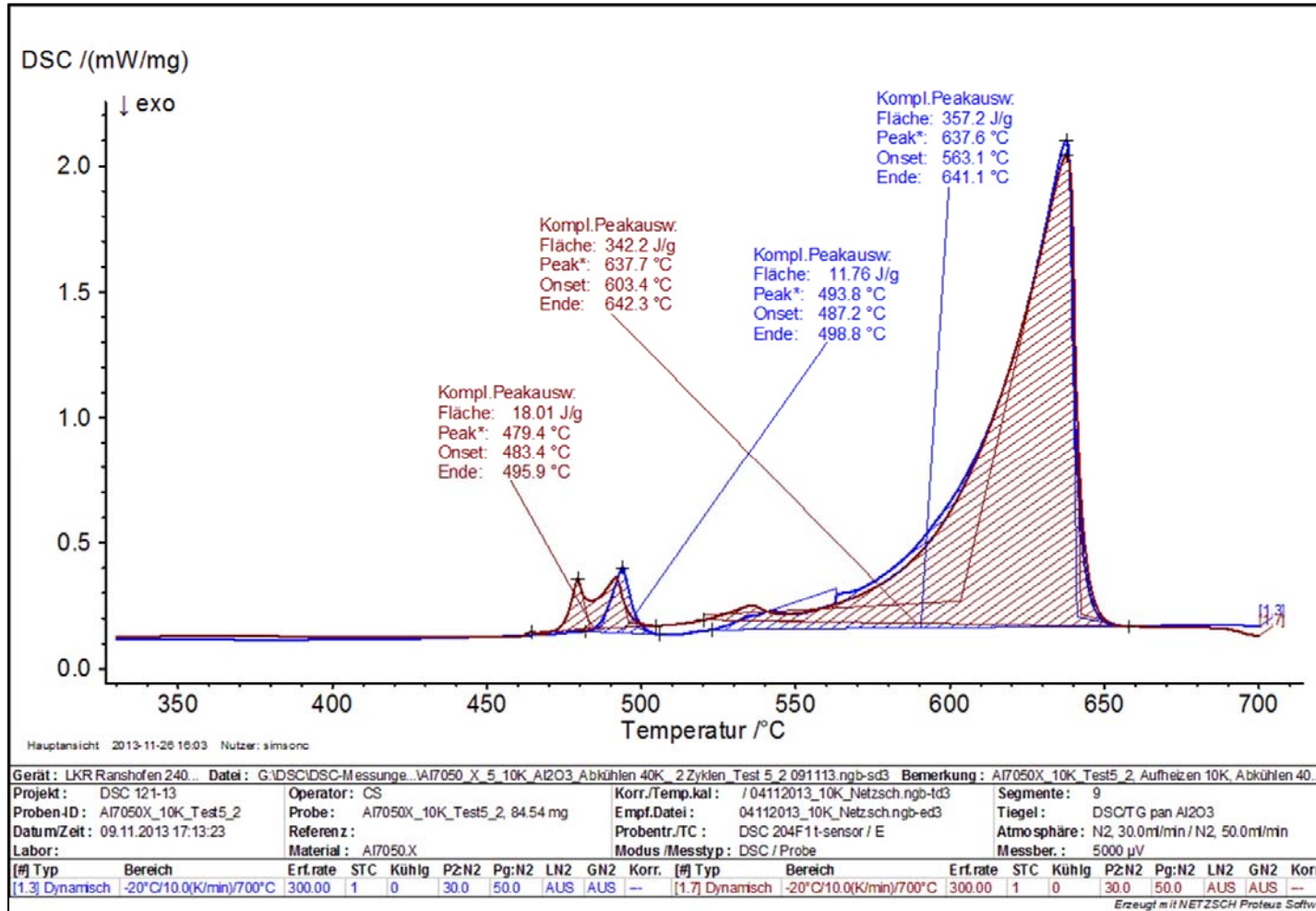
# Ergebnis (Al7050.X.5, Übersicht, Versuch 1 und Versuch 2)



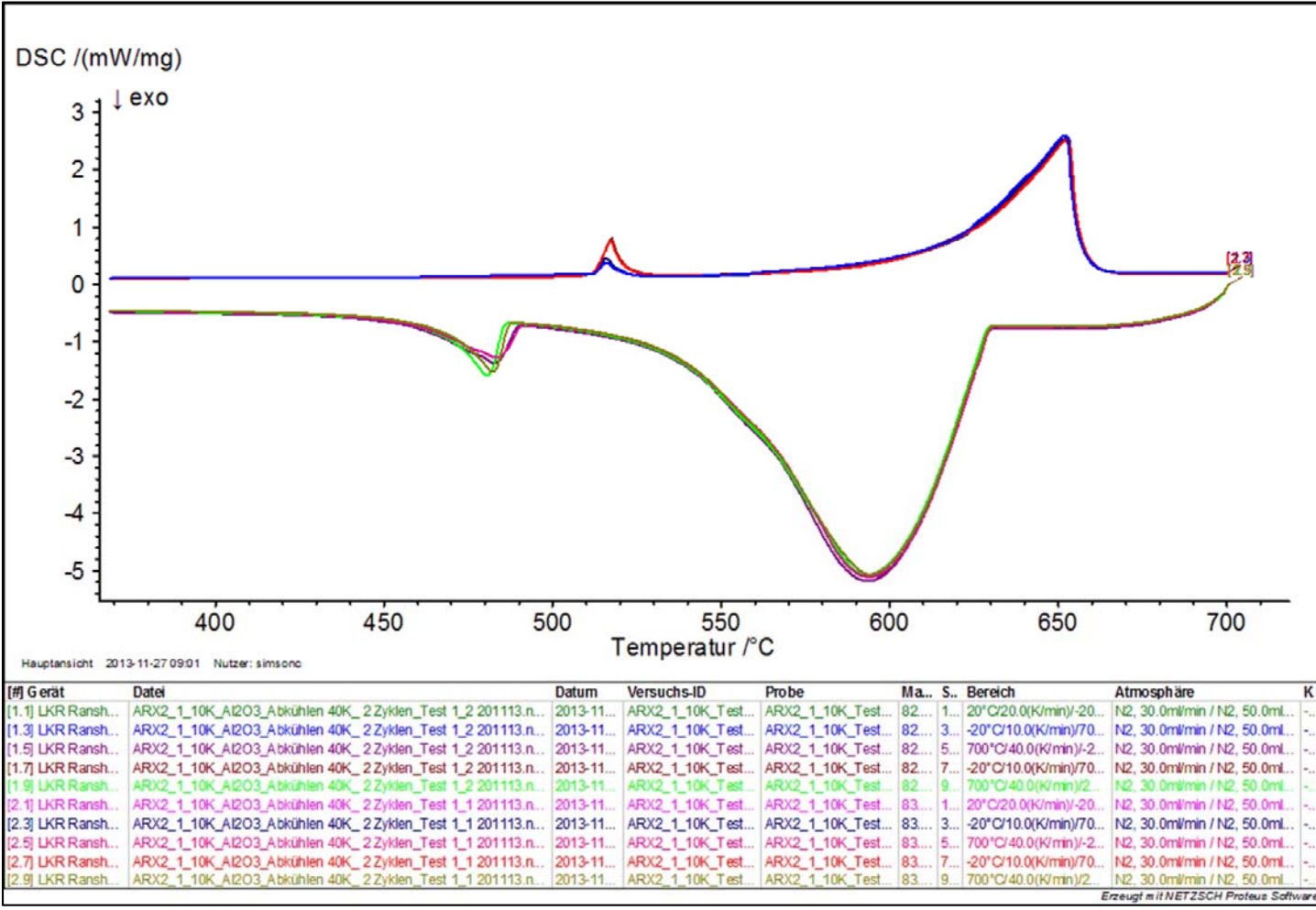
# Ergebnis (Al7050.X.5, Detail - Aufheizkurve, Versuch 1)



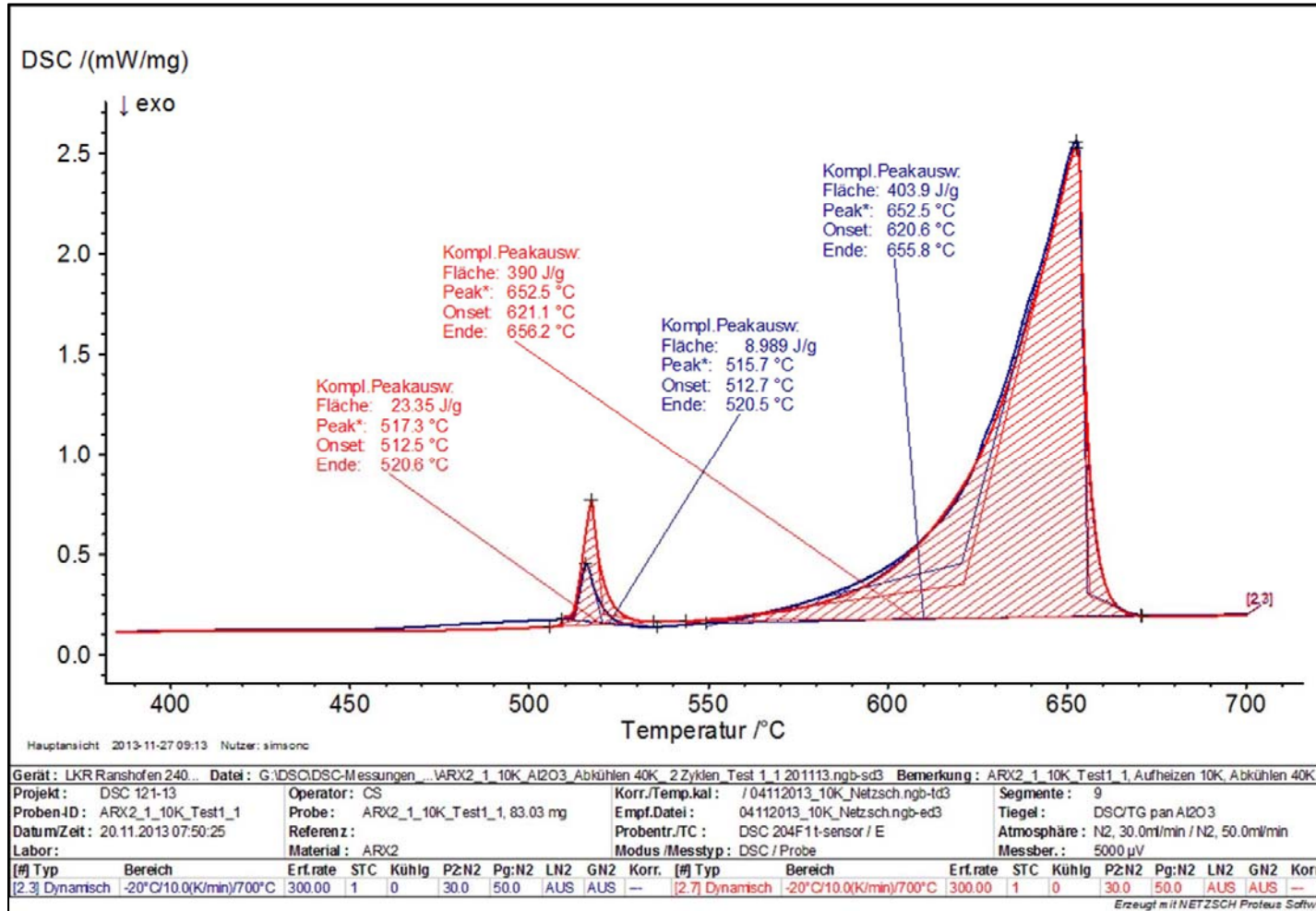
# Ergebnis (Al7050.X.5, Detail - Aufheizkurve, Versuch 2)



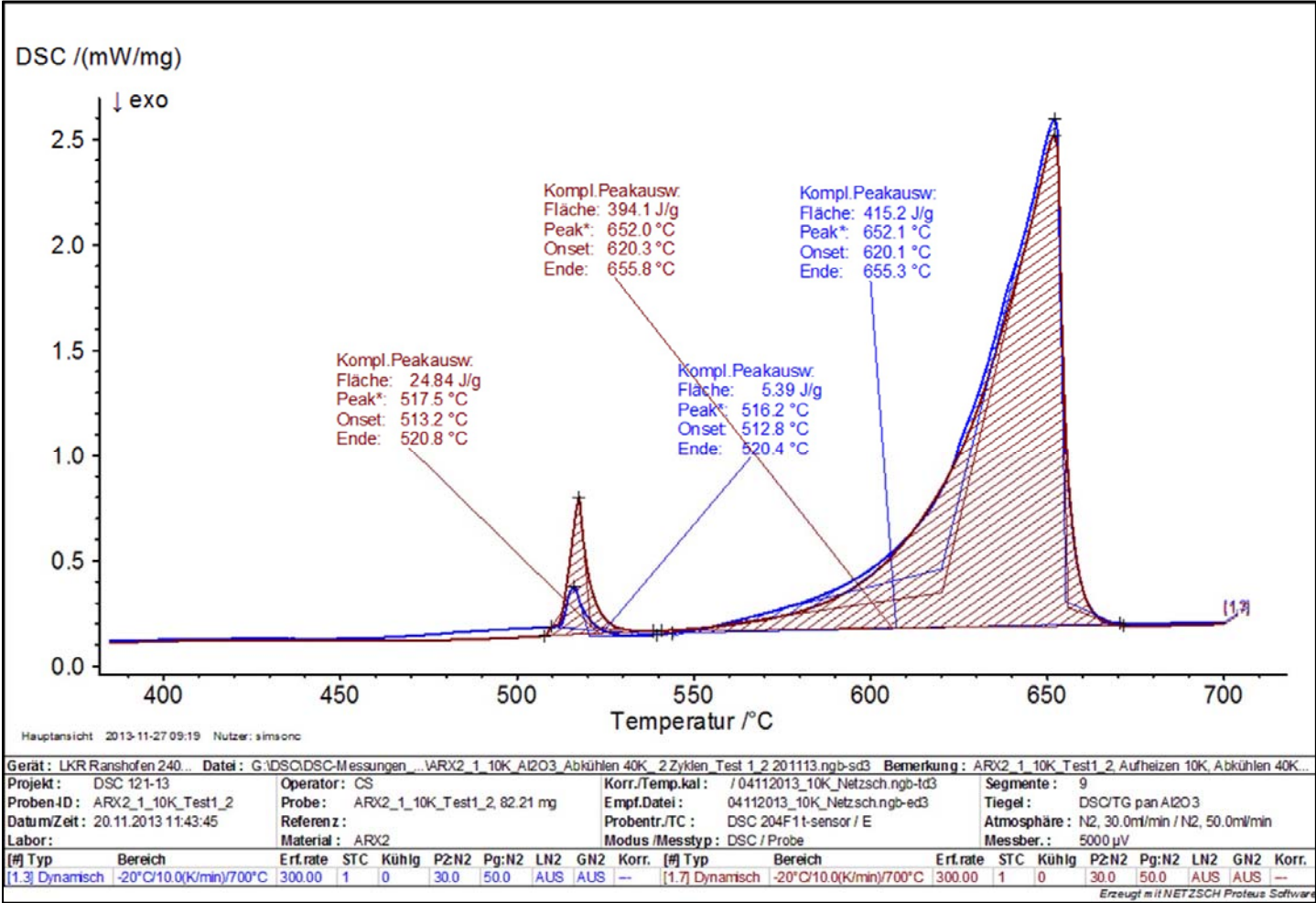
# Ergebnis (ARX 2.1, Übersicht, Versuch 1 und Versuch 2)



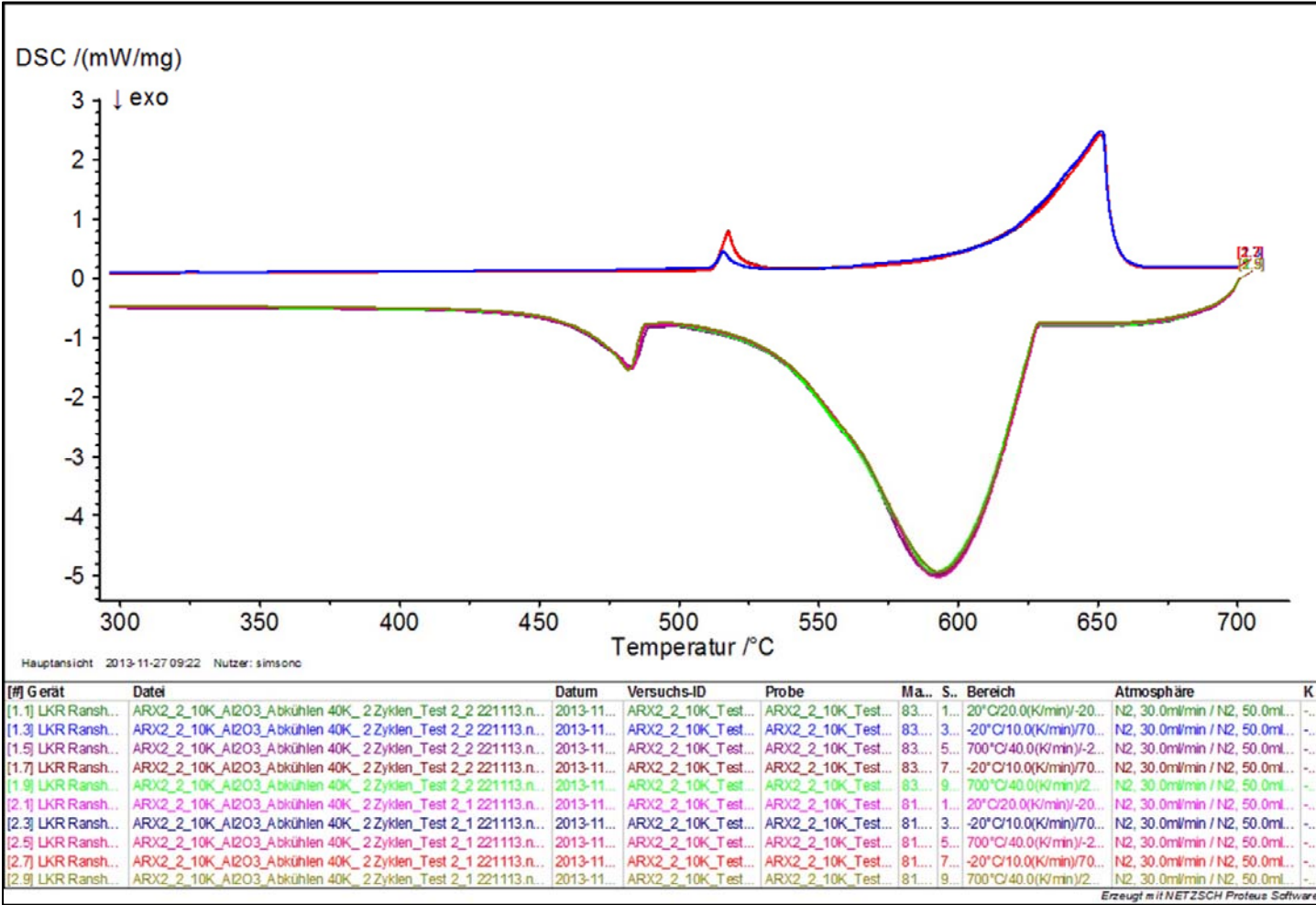
# Ergebnis (ARX 2.1, Detail - Aufheizkurve, Versuch 1)



# Ergebnis (ARX 2.1, Detail - Aufheizkurve, Versuch 2)

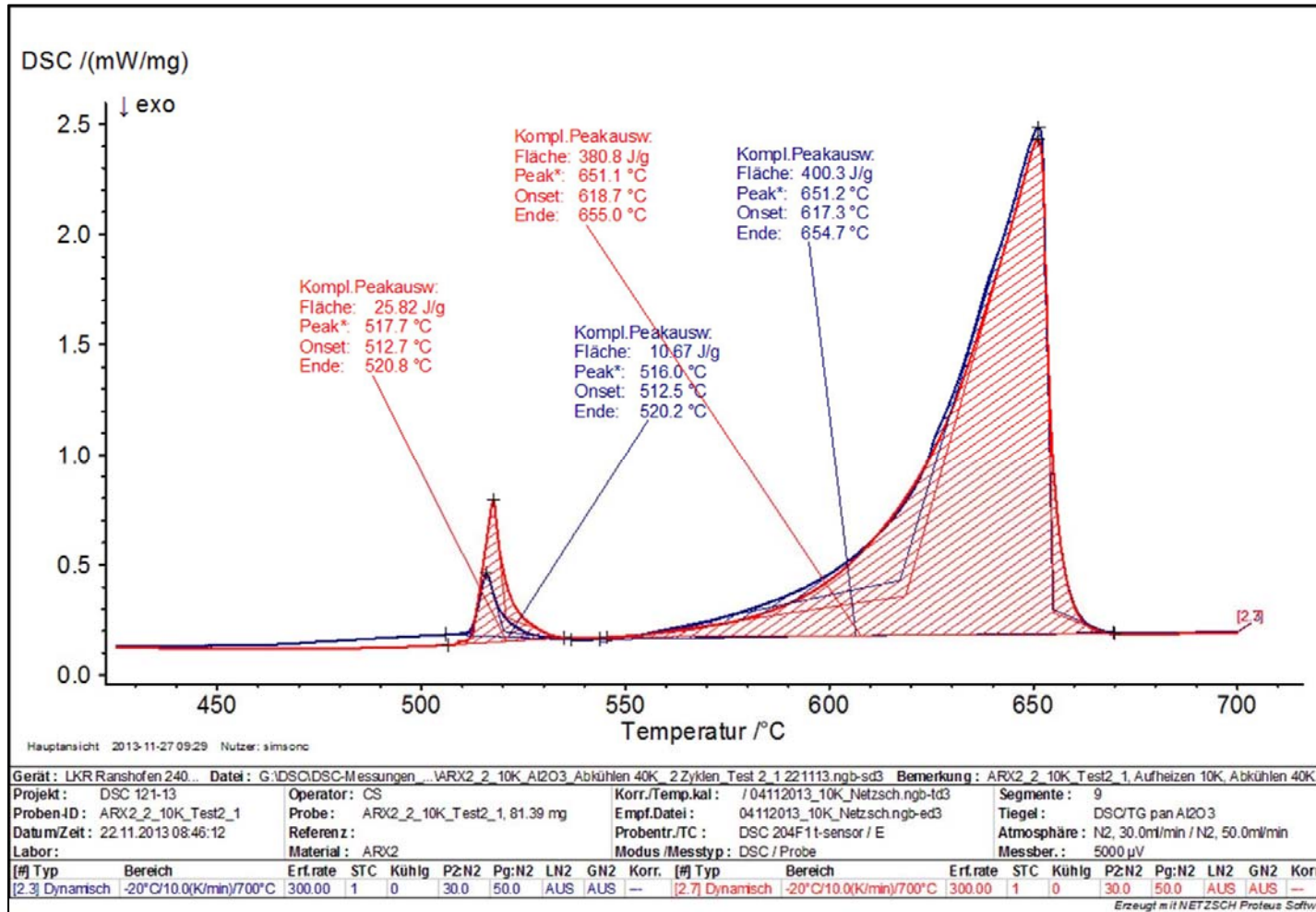


# Ergebnis (ARX 2.2, Übersicht, Versuch 1 und Versuch 2)

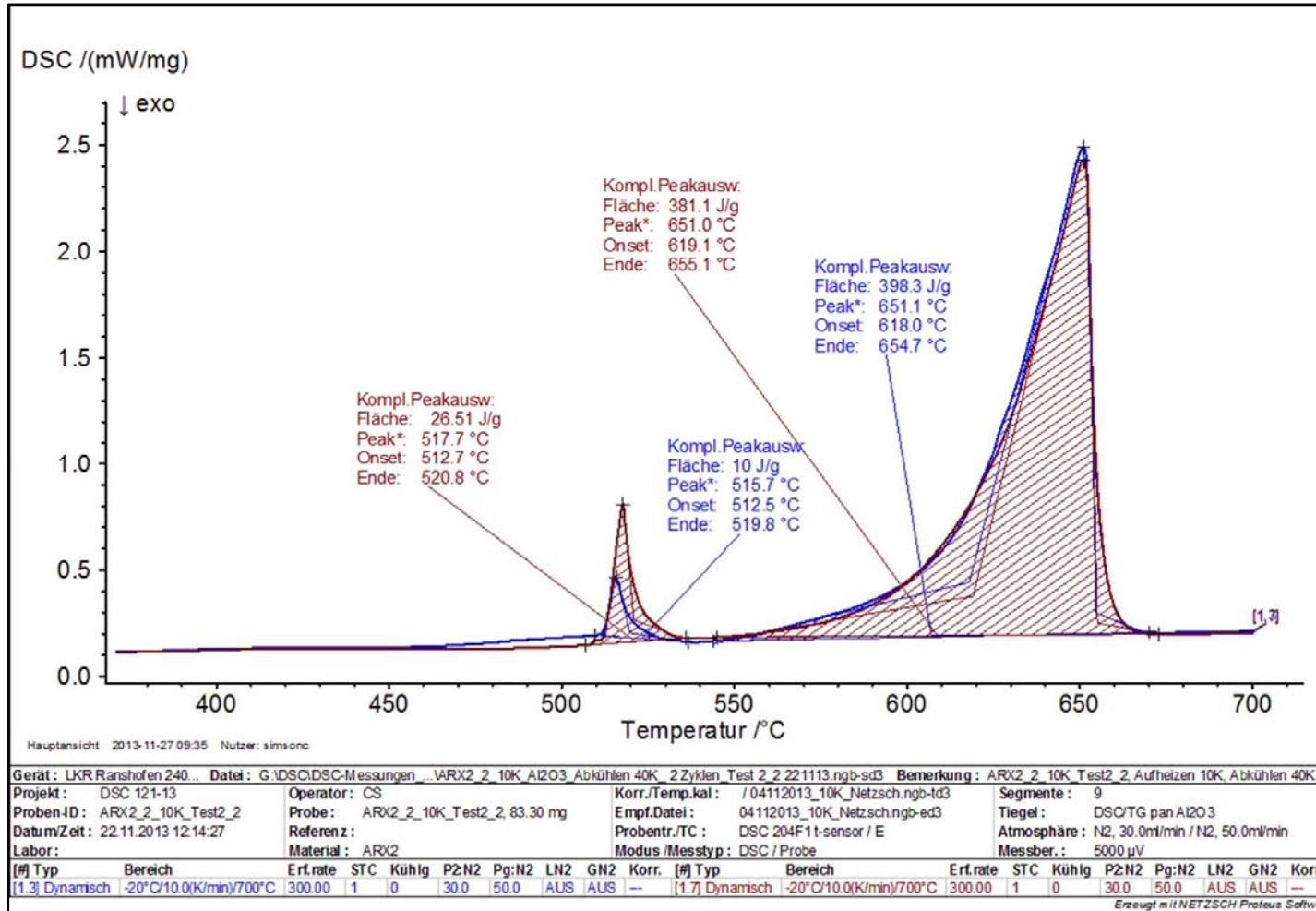




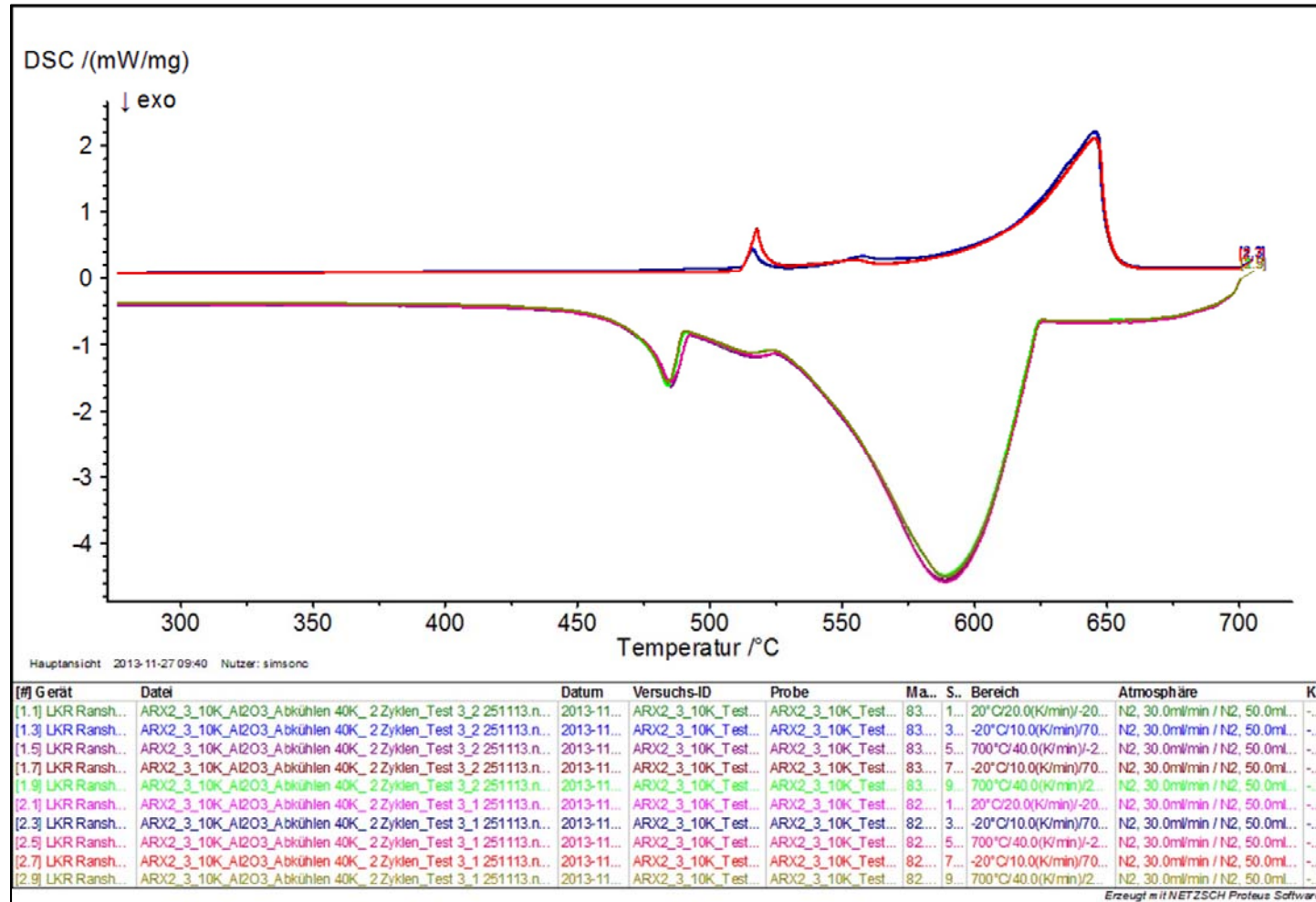
# Ergebnis (ARX 2.2, Detail - Aufheizkurve, Versuch 1)



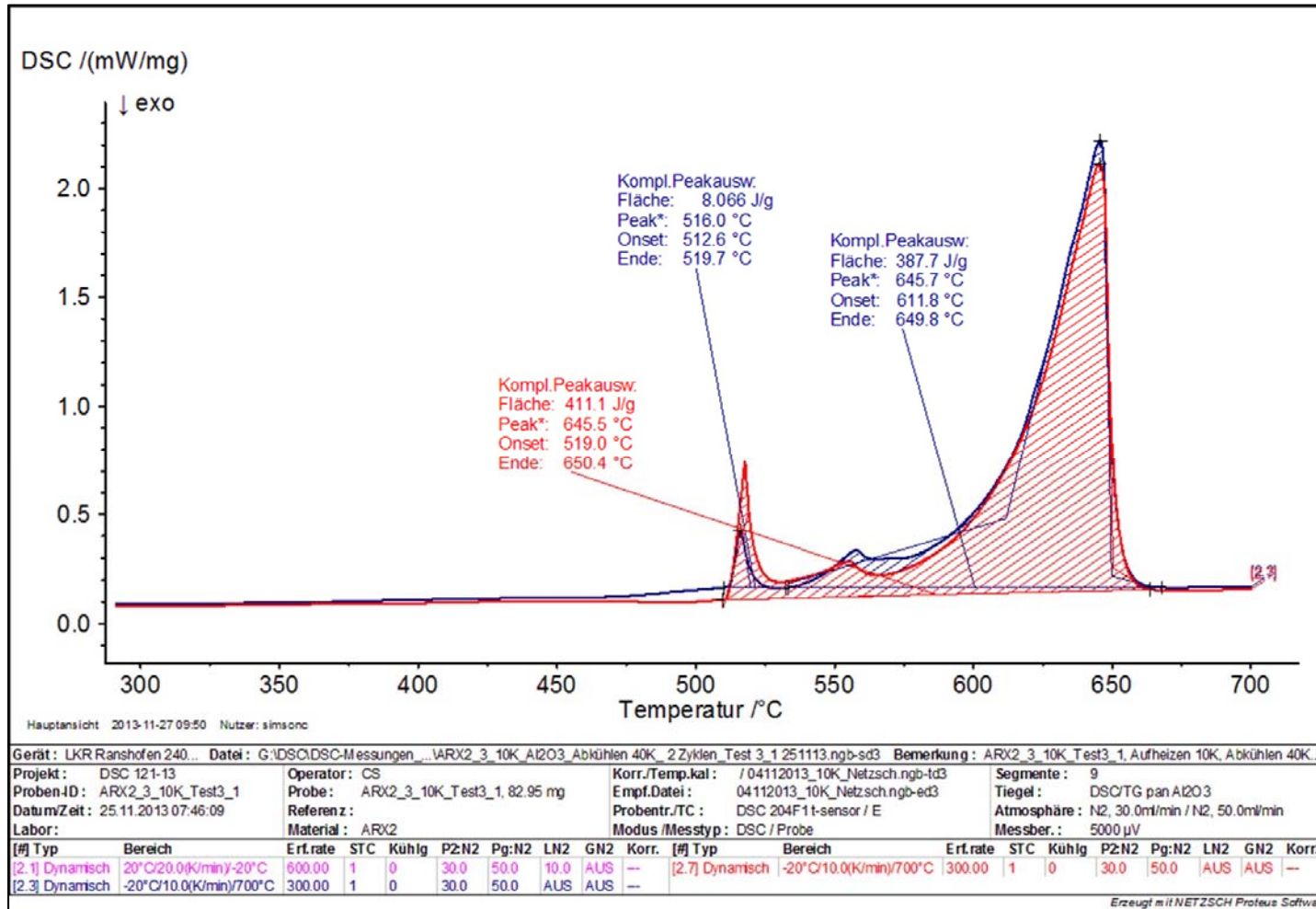
# Ergebnis (ARX 2.2, Detail - Aufheizkurve, Versuch 2)



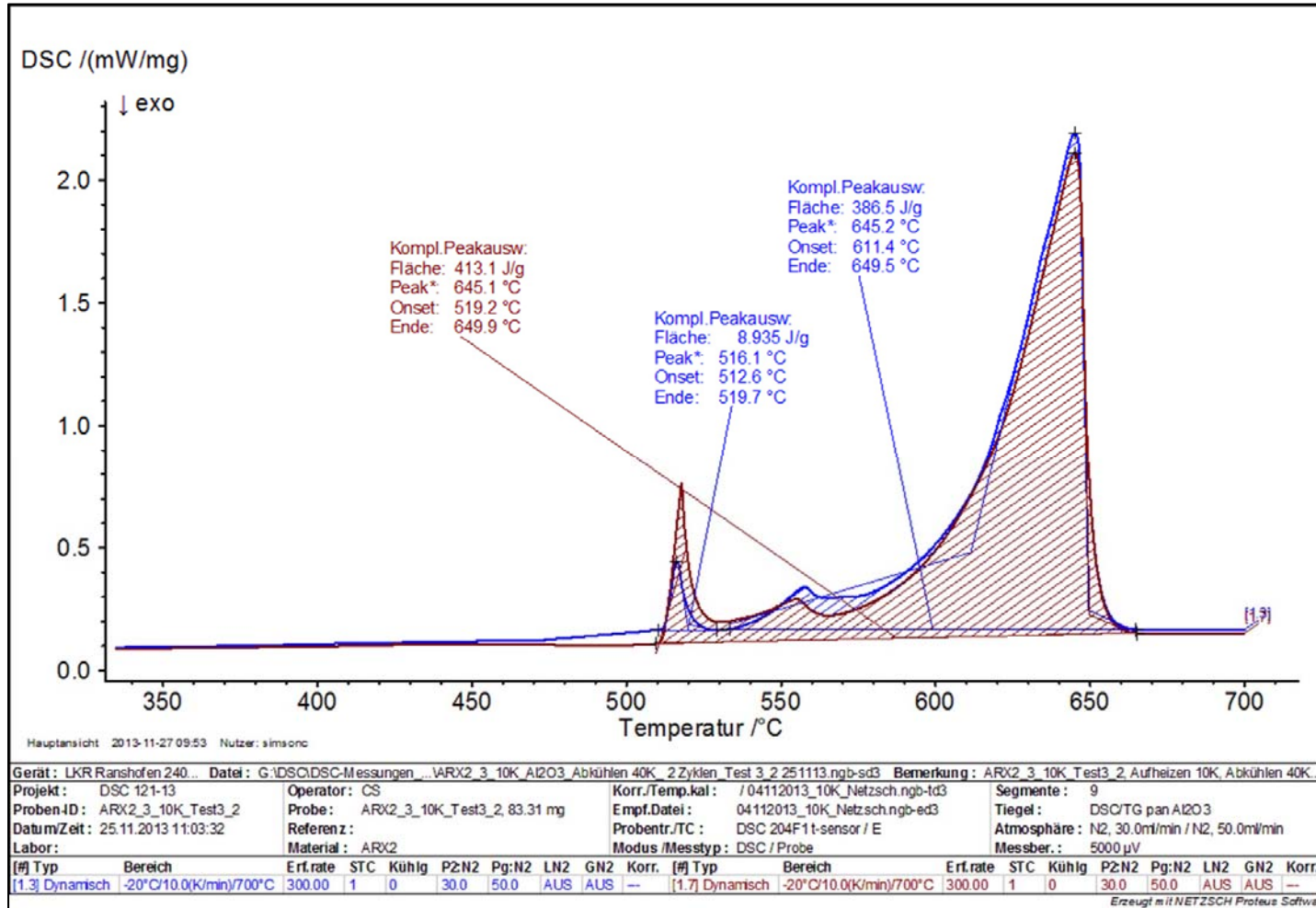
# Ergebnis (ARX 2.3, Übersicht, Versuch 1 und Versuch 2)



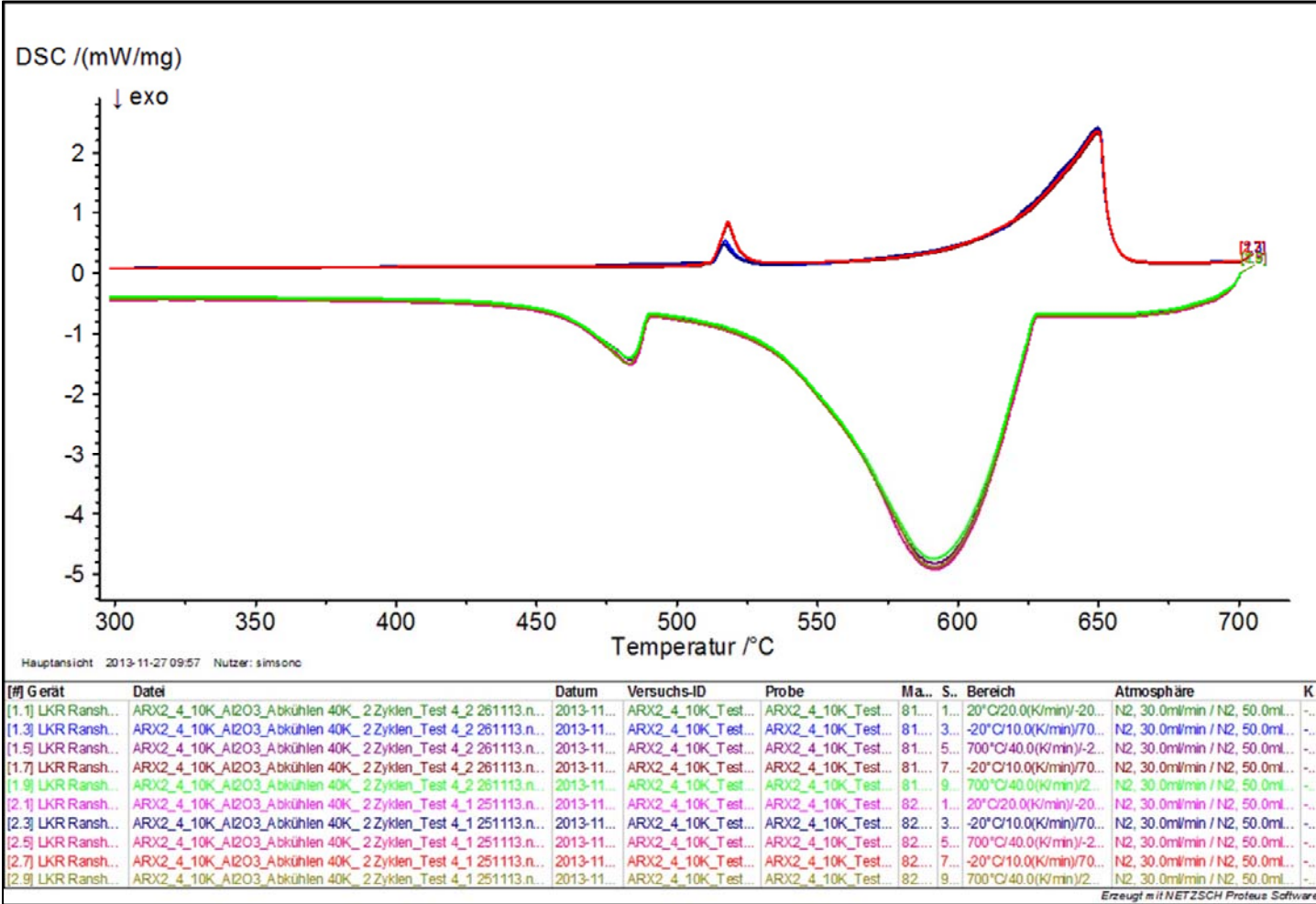
# Ergebnis (ARX 2.3, Detail - Aufheizkurve, Versuch 1)



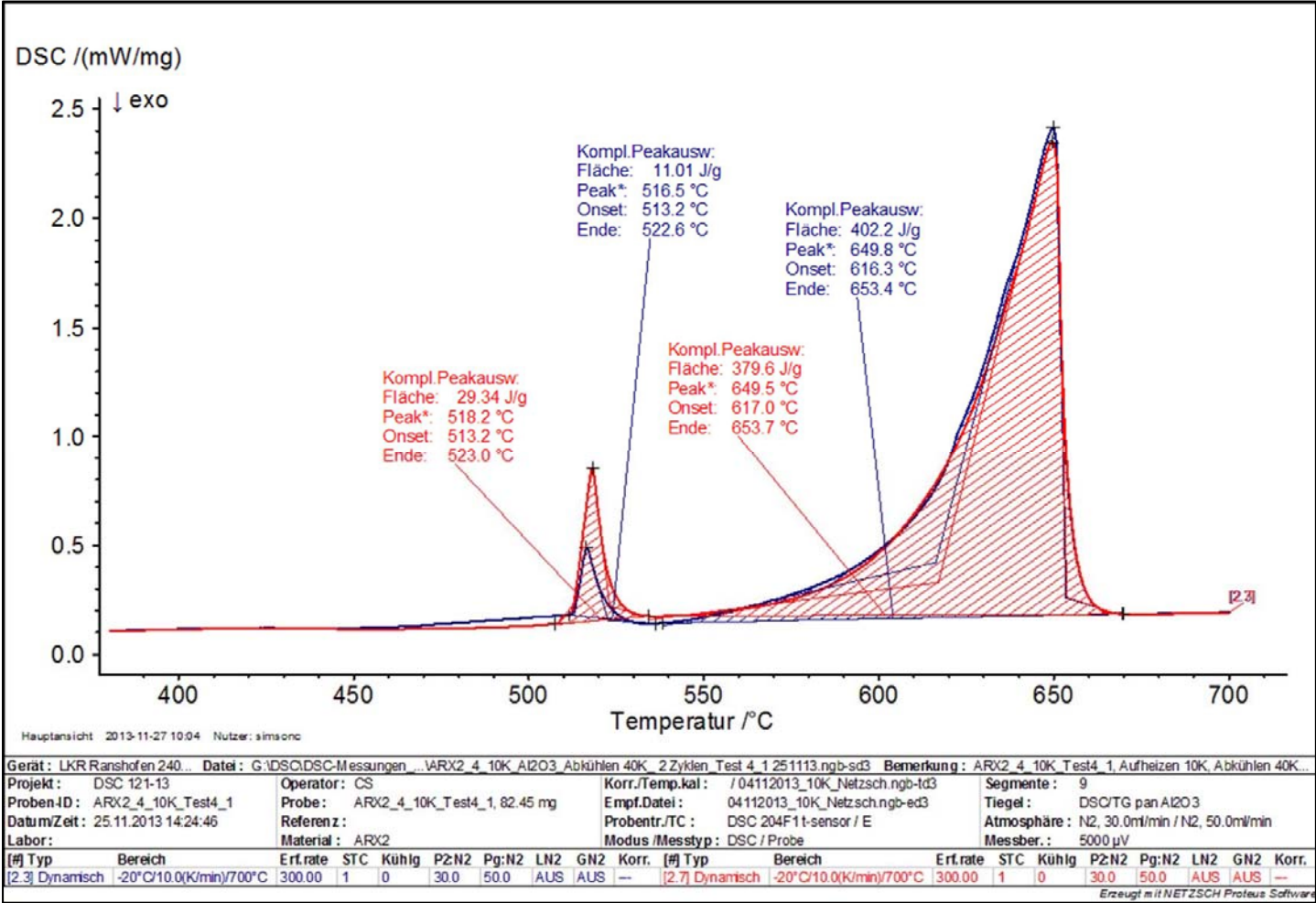
# Ergebnis (ARX 2.3, Detail - Aufheizkurve, Versuch 2)



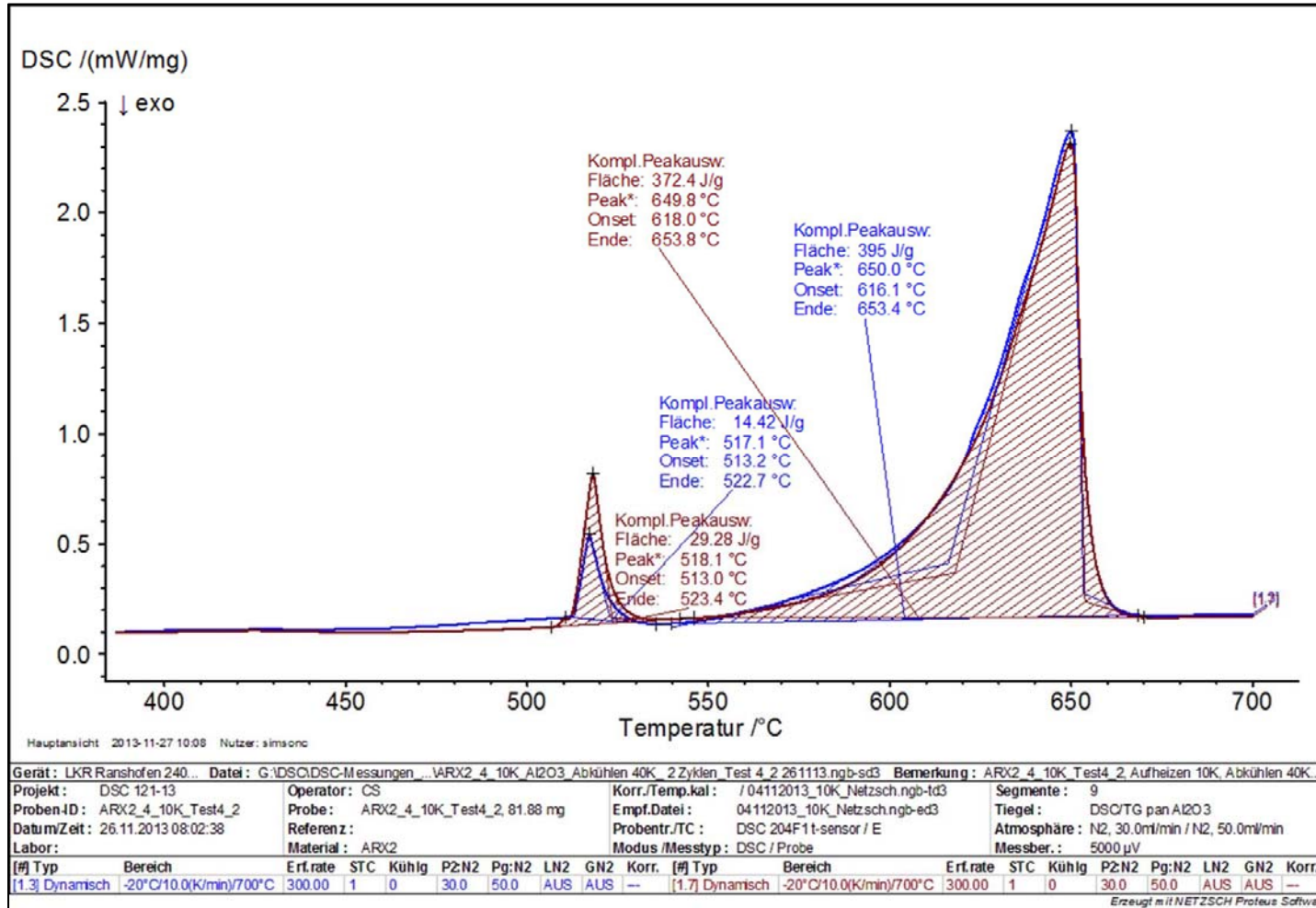
# Ergebnis (ARX 2.4, Übersicht, Versuch 1 und Versuch 2)



# Ergebnis (ARX 2.4, Detail - Aufheizkurve, Versuch 1)

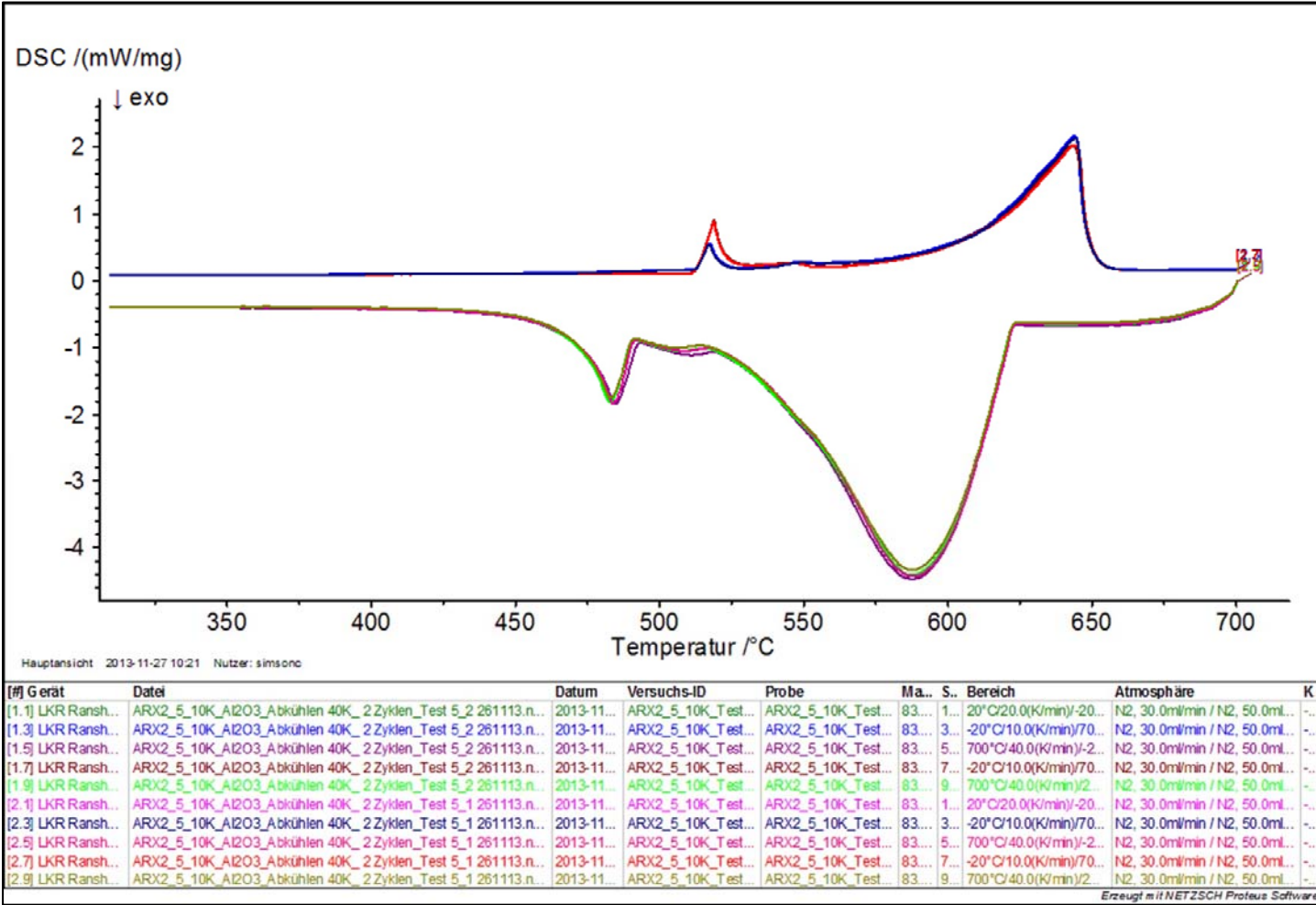


# Ergebnis (ARX 2.4, Detail - Aufheizkurve, Versuch 2)

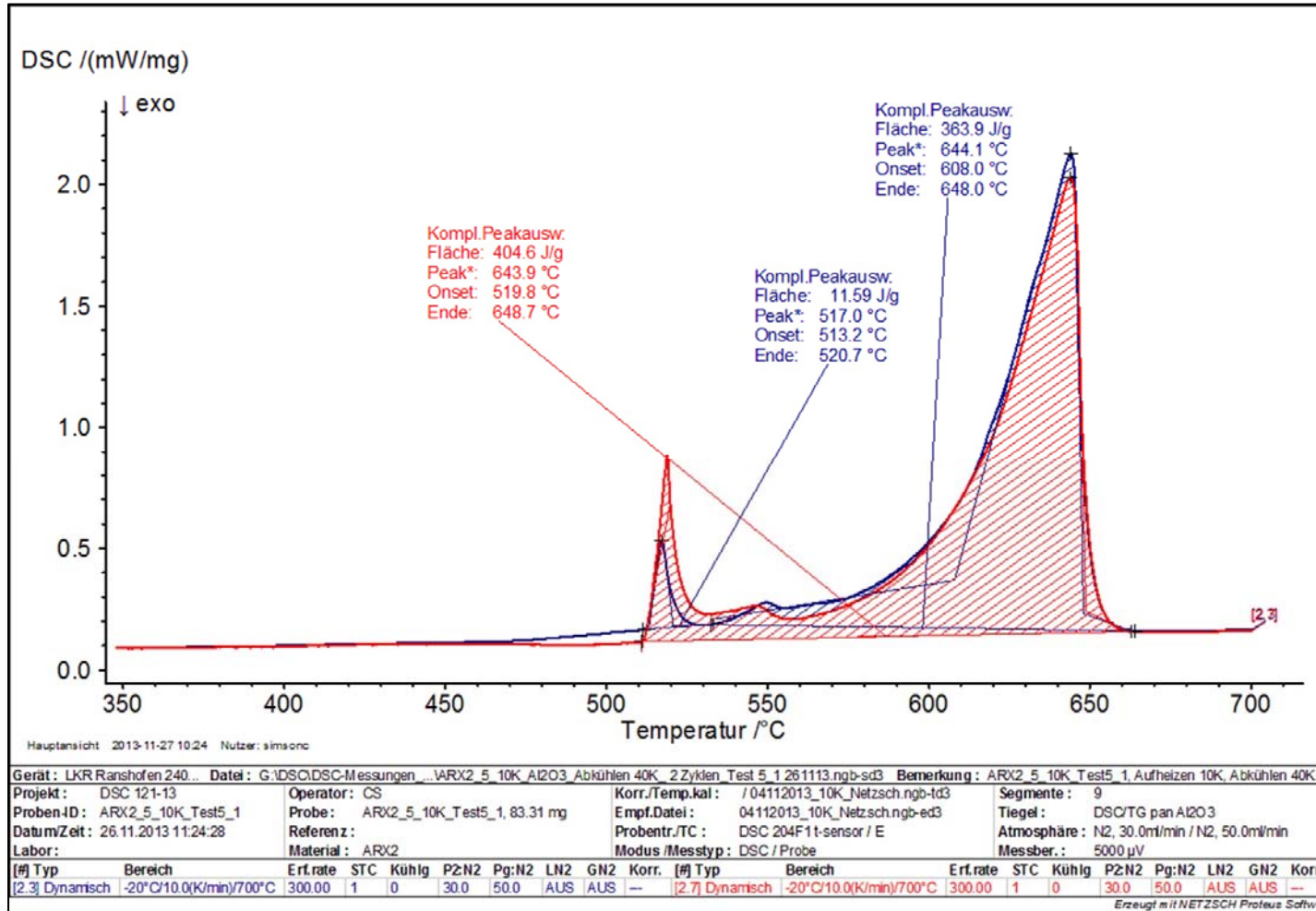




# Ergebnis (ARX 2.5, Übersicht, Versuch 1 und Versuch 2)



# Ergebnis (ARX 2.5, Detail - Aufheizkurve, Versuch 1)



# Ergebnis (ARX 2.5, Detail - Aufheizkurve, Versuch 2)

