

## Titel

# Strukturdesign von Hochtemperatur-Formgedächtnislegierungen auf Cu-Basis durch unidirektionale Erstarrung

IGF-Nr.: 21321 N

---

## Forschungseinrichtung

Forschungseinrichtung: Institut für Werkzeugforschung und Werkstoffe (IFW),  
Papenberger Str. 49, 42859 Remscheid



Ansprechpartner:

Benjamin Schelnberger  
02191 / 5921-171  
schelnberger@fgw.de

## Danksagungen

Das IGF-Vorhaben 21321 N der Forschungsvereinigung Forschungsgemeinschaft Werkzeuge und Werkstoffe e.V. – FGW, Papenberger Straße 49, 42859 Remscheid wurde über die AiF im Rahmen des Programms zur Förderung der Industriellen Gemeinschaftsforschung (IGF) vom Bundesministerium für Wirtschaft und Klimaschutz aufgrund eines Beschlusses des Deutschen Bundestages gefördert.

Gefördert durch:



aufgrund eines Beschlusses  
des Deutschen Bundestages



## Ausgangssituation

Elektrische Kleinantriebe, auch vereinfachend als Aktoren bezeichnet, werden sowohl in Industrie- als auch Verbraucheranwendungen mit steigender Tendenz benötigt. Besonders in der Luftfahrt, im Automobilbereich und in mikromechanischen Teilen der Verbraucherelektronik gibt es einen Trend zur Erhöhung der Funktionsdichte, weswegen der Zwang besteht, Aktoren zunehmend platz- und gewichtsparender auszuliegen.

Die Auswahl der für den Anwendungsfall geeigneten Antriebstechnologie muss grundsätzlich die benötigten Stellkräfte und -wege, den Strombedarf, die Bauraum- und Gewichtsvorgaben sowie die Kosten berücksichtigen. Ebenso müssen auch Forderungen an eine hohe Lebensdauer, Nachhaltigkeit des Gesamtsystems und Emissionseigenschaften erfüllt werden.

Elemente aus Formgedächtnislegierungen (FGL) sind besonders effizient bei begrenztem Raum integrierbar, sie benötigen weniger Material als andere Aktoren und sind ideal für nachhaltige Anwendungen oder solche, bei denen Gewicht gespart werden muss. Man kann sie als Sensoren, Aktoren [MLSG14] oder sogar Schwingungsdämpfer verwenden. Eingeschränkt wird der Einsatz der wirtschaftlich bei Weitem bedeutendsten FGL auf NiTi-Basis durch die oftmals anwenderseitig technisch vorgegebenen maximalen Einsatztemperaturen von 100 °C (außer für einmalig auslösende Anwendungen) und die aufwändige Verarbeitung.

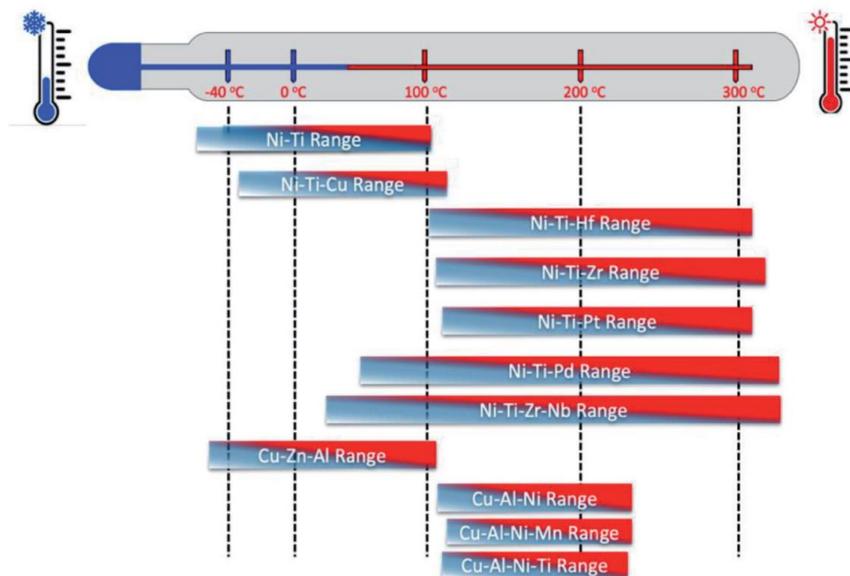


Abbildung 1 Temperatur-Einsatzbereiche von FGL und Hochtemperatur-FGL, ausgewählte Legierungen [SAU20]

Trotz zahlreicher weiterer bekannter FG-Legierungssysteme mit höheren Betriebstemperaturen (siehe Abbildung 1) steht eine wirtschaftliche Alternative zu binären NiTi weiterhin aus. Dies ist unter anderem darin begründet, dass die alternativen Legierungen auf Cu-Al-Ni-Basis mit den vielversprechendsten FG-Eigenschaften während der Verformung zum interkristallinen Bruch neigen. Dies verringert die Duktilität, Superelastizität, den FG-Effekt, das Ermüdungsverhalten und

die Verarbeitbarkeit von Cu-Al-Ni-FGL gegenüber Ni-Ti-FGL [JLL17], [ZHE11], [REC04] und behindert die kaltverformende Halbzeugfertigung.

Die genannten Eigenschaften lassen sich signifikant verbessern, wenn die Kornstruktur des Werkstoffs parallel zum Lastfall ausgerichtet und die Korngrenzendichte verringert wird.

---

### **Forschungsziel**

Das Ziel dieses Projektes war die Entwicklung einer Gießtechnik mit nachfolgender Wärmebehandlung zur Herstellung eines Cu-Al-Ni-FGL-Drahts mit säulenförmiger Kornstruktur. So soll ein Cu-basiertes FG-Material herstellbar werden, welches gegenüber konventionell gegossenen Cu-FG-Materialien verbesserte Aktoreigenschaften aufweist.

Dazu sollte nicht eine Laboranlage sondern ein industrieüblicher Stranggussprozess so adaptiert werden, dass eine spätere Einführung der Technik und des resultierenden Werkstoffs auch bei KMU kostengünstig möglich wäre. Der Einfluss der Parameter Gieß- und Kokillentemperatur, Gieß- bzw. Abzugsgeschwindigkeit und Abkühlbedingungen auf die Entwicklung des Gefüges sollte quantifiziert und in Prozessfenstern für die Herstellung verschiedener Gefüge dargestellt werden. Diese wiederum sollten hinsichtlich ihrer Festigkeit, Dehnung, ihres FG-Verhaltens und ihrer zyklischen Belastbarkeit verglichen werden. Abschließend sollten durch die Konstruktion und Prüfung von Demonstrator-Aktoren Beispiele für die Ersetzung von NiTi-FGL durch hochtemperaturfähige Cu-Basis-FGL aufgezeigt werden.

---

### **Vorgehensweise und Forschungsergebnisse**

Das Vorhaben ließ sich in zwei Arbeitsabschnitte einteilen:

Die Probenherstellung, Beschreibung der Kornstruktur und eine Auswertung der Einflussgrößen, welche mit der Angabe von Prozessfenstern für die jeweiligen Strukturtypen in sich abgeschlossen ist (AP 2 bis 5).

Die Analyse der funktionalen Werkstoffeigenschaften und die darauf aufbauende Wahl und Realisierung der Demonstratoranwendungen (AP 6 bis 8).

Zum zweiten Entwicklungsschritt lässt sich außerdem die angestrebte Verringerung des Halbzeugdurchmessers rechnen. Der Arbeitsfluss des Gesamtprojekts ist in Abbildung 2 dargestellt.

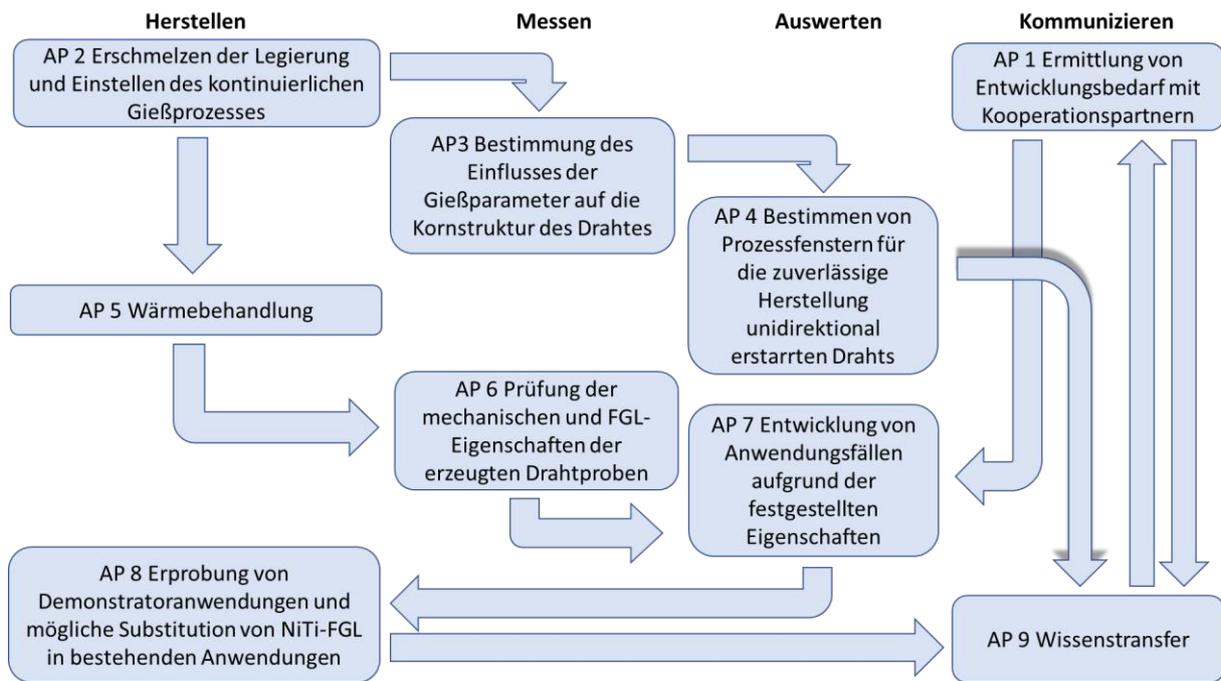


Abbildung 2: Ablaufprozess des Entwicklungsvorhaben zur Erzeugung von kolumnaren Gefügestrukturen Cu-basierter FGL

Das erste Entwicklungsziel war die Einstellung einer gerichteten Erstarrung durch thermische Kontrolle der Erstarrungszone und der nachfolgenden Abkühlung. Dies ist in Abbildung 3 schematisch dargestellt.

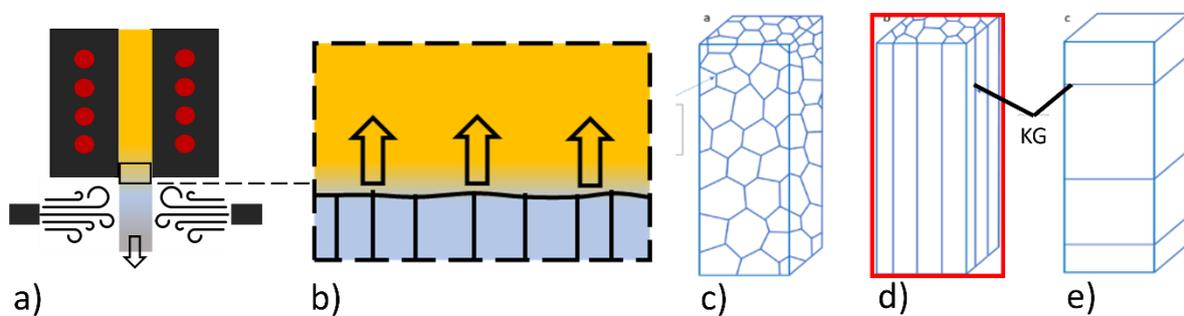


Abbildung 3 a) Erstarrung am Kokillenenende, b) Ideale Ausbildung der Erstarrungsfront für gerichtete Kornstruktur, c-e) Schematische Darstellung unterschiedlich geordneter Kornstrukturen: c) ungerichtet, d) längs gerichtet, e) quer gerichtet ("Bambus-Struktur")

Grundlage des dafür gewählten Versuchsaufbaus war eine Schmelz- und Gießanlage vom Typ Topcast TCC15-1400cc, in der sich je Charge ca. 0,5 bis 7 kg (je nach Legierung) erschmelzen lassen. Das Funktionsprinzip in Abbildung 4 entspricht hinsichtlich der Erschmelzung dem industriell verwendeter Vakuum-Induktions-Anlagen. Gegenüber üblicheren wassergekühlten Kokillen ist die Graphitkokille der Anlage durch einen sekundären Induktor und ein zusätzliches Thermoelement temperierbar. Dies war ein notwendiges Merkmal, um die Erstarrung der Schmelze

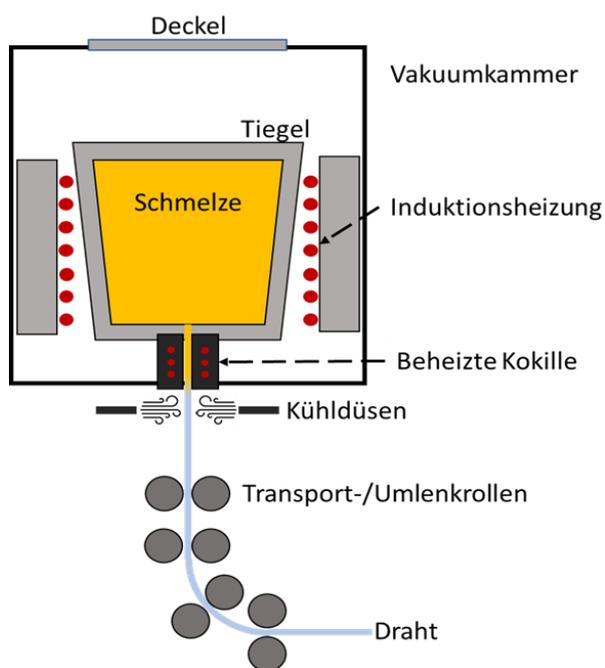


Abbildung 4 Skizze des Stranggussprozesses

gezielt thermisch beeinflussen zu können. Für die Versuche zur Gefügestrukturierung standen Kokillen mit 15, 2 und 1 mm Durchmesser zur Verfügung.

Für die anschließende Wärmebehandlung zur finalen Gefügeeinstellung kam ein Rohrofen mit der Möglichkeit zur Schutzbegasung zum Einsatz, auf der Cu-FGL standardmäßig (wenn nicht anders genannt) bei 850 °C für 30 min gegläht und in Eiswasser abgeschreckt wurden, um das metastabile Martensitgefüge zu erhalten, das für den FG-Effekt notwendig ist. Neben dieser Funktion wurde auch der Einfluss unterschiedlicher Behandlungszeiten und -temperaturen sowie zyklisch wiederholter Behandlungen mit Standardparametern untersucht. Durch

letztere lassen sich in anderen Legierungen Korngrenzen durch Kornvergrößerung reduzieren. Die Parameter zu den durchgeführten Wärmebehandlungen sind in Tabelle 1 und Tabelle 2 zusammengefasst.

Tabelle 1 Behandlungsparameter für Wärmebehandlung

Homogenisierungsdauer\Homogenisierungstemperatur	850 °C	900 °C
1800 s	WBH1	WBH3
300s	WBH2	WBH4

Tabelle 2 Parameter für den Vergleich des Einflusses zyklischer Wärmebehandlung

Probennummer	1	2	3	4	5
Zyklenzahl	1	3	4	6	12
Behandlungsdauer (aufsummiert)	1800 s /30 min	90 min	120 min	180 min	360 min

Im vorliegenden Projekt ließen sich jedoch keine signifikanten Kornvergrößerungsprozesse mit dem dargestellten Versuchsumfang feststellen, so dass dieser Ansatz nicht weiterverfolgt wurde und auch für die mechanische Prüfung keine weitere Rolle spielte.

Um die gießtechnischen Einflussfaktoren (Abzugsgeschwindigkeit  $v_{\text{cast}}$ , Schichtung der Rohmaterialien im Tiegel, Gießtemperatur  $T_{\text{cast}}$ , Homogenisierungsdauer  $T_{\text{hom}}$ , Umschmelzschritte, Wasserkühlung) auf die Qualität (Lunkerichte, chemische Homogenität, Abweichung von Sollzusammensetzung) des abgegossenen Stranges zu identifizieren, wurden Vorversuche mit einem Strangdurchmesser von 15 mm durchgeführt. In diesen wurden zwei Legierungstypen mit den Zusammensetzungen Cu13,65Al4Ni und Cu13,3Al4Ni erschmolzen, die zusammen den Schmelzbereich zwischen 100 °C und 200 °C abdecken. Diese Wahl stellte sicher, dass auch bei erheblichen Schwankungen der Zusammensetzung des Gussmaterials (die zu Beginn des Vorhabens nicht ausgeschlossen werden konnten) eine kalorimetrische Bestimmung der Umwandlungstemperaturen durchführbar blieb. Zunächst wurden Gießtemperaturen  $T_{\text{cast}}$  zwischen 1137 °C und 1440 °C mit Kokilltemperaturen  $T_{\text{kok}}$  zwischen 1026 und 1200 °C untersucht. Die Abzugsgeschwindigkeiten  $v_{\text{cast}}$  wurden so gewählt, dass sie zwischen 0,9 und 5 mm/s lagen.

Entlang des gegossenen Strangs wurden Proben abgetrennt. Die Möglichkeit das martensitische Gefüge einzustellen, wurde durch die Anwendung versch. Wärmebehandlungen auf einige ausgewählte Proben untersucht. Hauptaugenmerk lag bei diesen Proben auf der Beurteilung der Homogenität innerhalb der Probe und des Strangs, welche direkt durch EDX und indirekt durch Vergleich der Umwandlungstemperaturen (PUT) untersucht wurden. Aufgrund der Abhängigkeit der PUT von der Zusammensetzung ließen sich durch kalorimetrische Analyse kleinere Abweichungen als durch EDX feststellen, aber keine Information über das Verhältnis von Al und Ni in der Probe erhalten, so dass beide Verfahren zueinander ergänzend genutzt wurden.

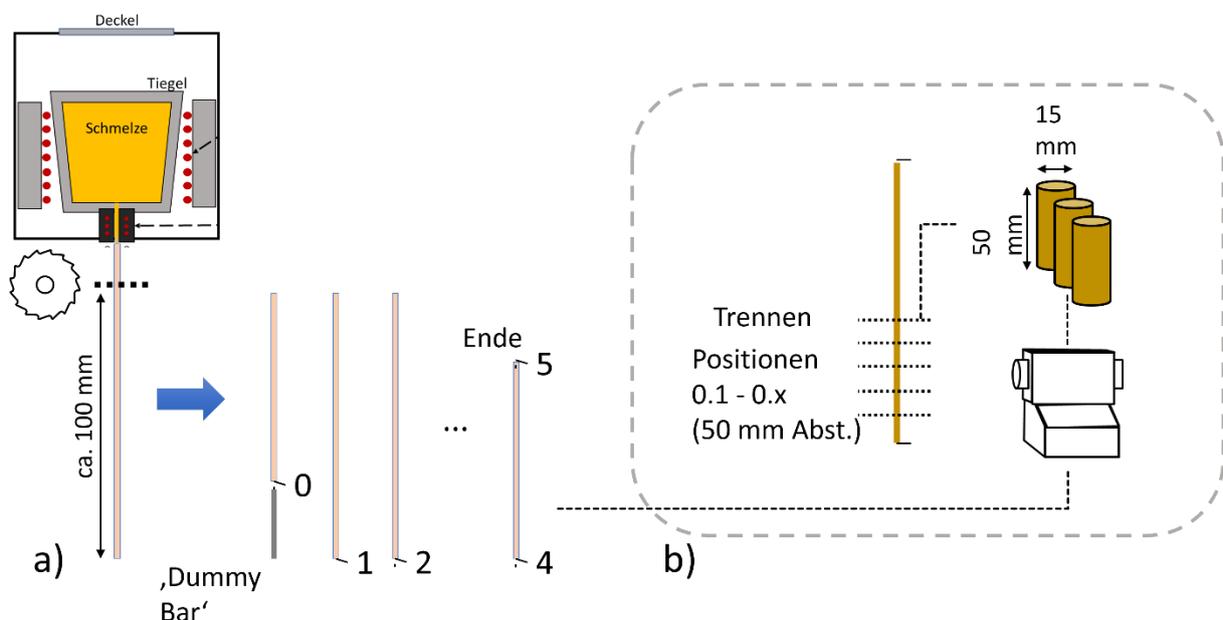


Abbildung 5: Dehnungs-Temperaturdiagramm einer polykristallinen CuAlNi Legierung bei unterschiedlicher Last

Im Rahmen der ersten Gießversuche zeigte sich eine starke Inhomogenität, insbesondere eine auffällige Nickelanreicherung im vorderen Abschnitt des Strangs. Da Schwerseigerungen als Grund nahelagen, wurden sowohl die Temperaturführung SKF – 21321 N

beim Schmelzprozess als auch die Schichtung der Ausgangsstoffe im Tiegel angepasst. Zusätzlich wurde das Vorvakuum der Anlage erhöht, um einem Abbrand des Aluminiums an der Schmelzoberfläche entgegenzuwirken, der zum Absinken des Al-Anteils gegen Ende des Strangs beitrug. Die dadurch erzielte Verbesserung (siehe Abbildung 6) resultierte in einem verkürzten Abschnitt von 400 mm, in dem die Abweichungen nicht toleriert werden konnten, und der vor der weiteren Verwendung zu entfernen ist. DSC-Messungen an wärmebehandeltem Material ergaben mit einer Schwankung der PUT von  $<10$  K eine noch geringere Zusammensetzungsabweichung entlang des Strangs als erwartet, was auf die homogenisierende Wirkung der Glühbehandlung zurückgeführt wurde.

Zunächst auftretende Lunker, d.h. Hohlräume, im Strang konnten durch eine

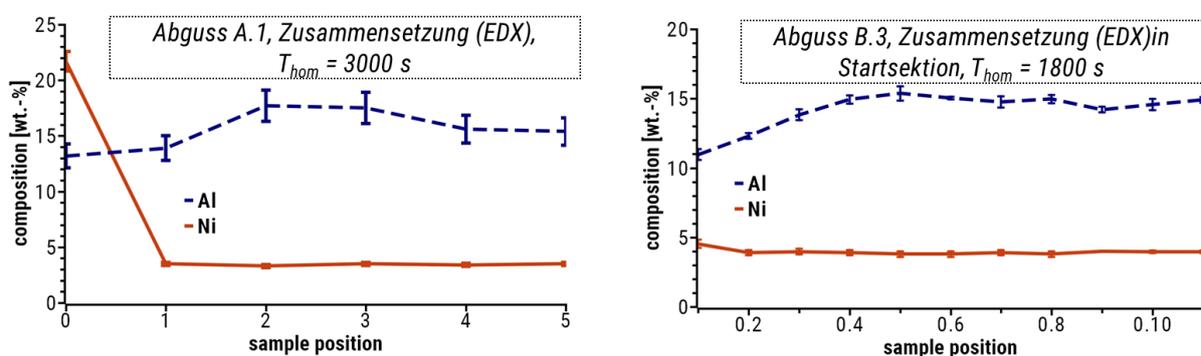


Abbildung 6 Optimierung der Homogenität über den Strang

Anpassung der Prozessparameter vermieden werden. Für  $T_{cast} < 1250$  °C und  $v_{cast} > 2,5$  mm/s traten im Strang mit 15 mm Durchmesser keine Lunker mehr auf, für die späteren Drahtdurchmesser von 2 mm konnten auch bei kleineren Geschwindigkeiten keine nennenswerten Lunker festgestellt werden. Da innerhalb des Prozessfensters auf der Anlage keine gerichtete Erstarrung des größeren Strangdurchmessers realisiert werden konnte, konnten die Arbeiten am Strang mit größerem Durchmesser als abgeschlossen betrachtet werden und alle weiteren Arbeiten wurden an kleineren Durchmessern durchgeführt.

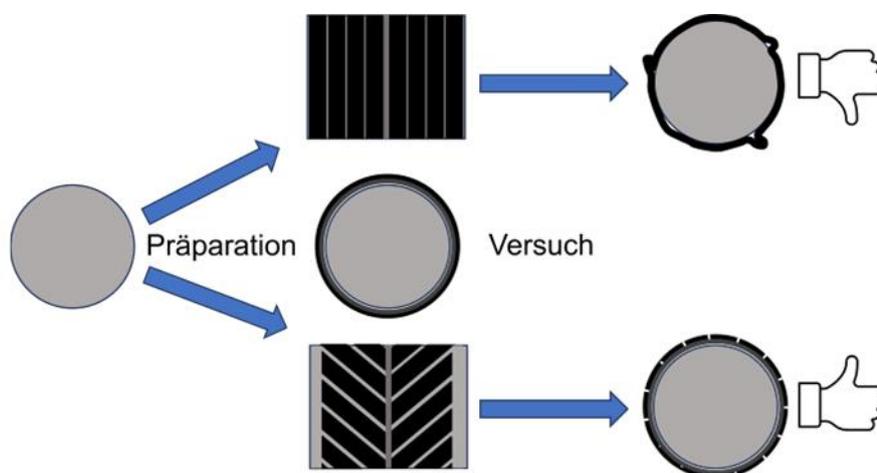


Abbildung 7 Optimierung der EPDM-Auflagen der Abzugseinheit

Für die erfolgreiche Herstellung von Material mit 2 mm Durchmesser mussten zunächst die Abzugsbedingungen so eingestellt werden, dass weder ein Abriss noch Schäden am Strang auftraten. Dazu wurde der Anpressdruck der Abzugsrollen ggü. den Bedingungen für den Strang mit größerem Durchmesser variiert und in mehreren Iterationen EPDM-Auflagen zur Druckaufnahme und Druckverteilung auf die Rollen aufgebracht (Abbildung 7). Eine diagonale Anordnung war zielführend, so dass eine Aufwölbung und Ablösung der Auflagen vermieden und gleichzeitig der Anpressdruck auf den Strang vermindert und gleichmäßiger über den Umfang des Strangs verteilt wurde. Ein zuvor beobachtetes Abwalzen des Strangmaterials, was zu unerwünschten Gefügebeeinflussungen führte konnte damit verhindert werden (Abbildung 8).

Trotz der vorgenommenen Anpassungen gelang keine sichere Herstellung von

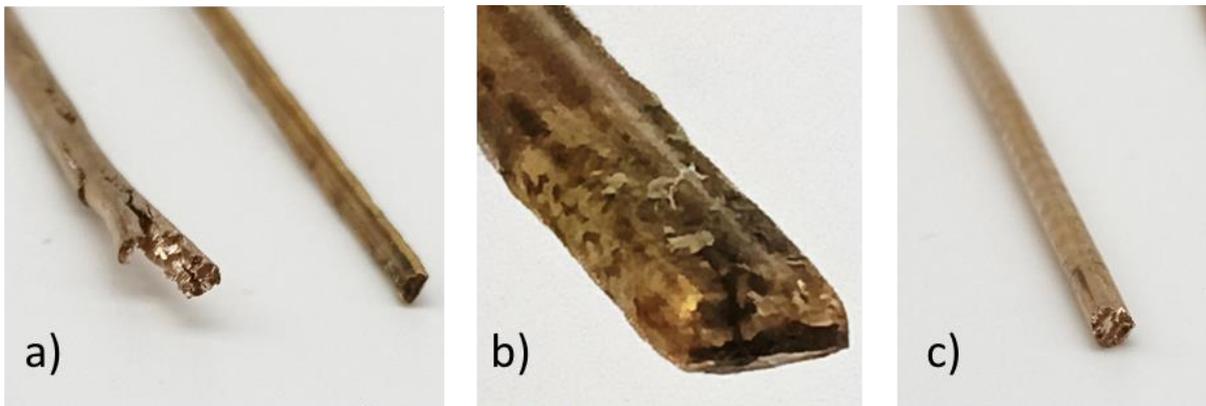


Abbildung 8 a) und b) Beschädigung des Halbzeugs durch erhöhten Anpressdruck der Abzugseinrichtung c) Ergebnis der Optimierung der Abzugseinheit

Material mit 1 mm Strangdurchmesser, da es nach kurzer Zeit zu Abrissen und Blockaden der Kokille kam, die eine aufwändige Entstörung nach sich ziehen.

Mit dem optimierten Prozess wurden die benötigten Proben mit 2 mm Durchmesser gefertigt und metallographisch untersucht. Die entstandenen Proben wurden anhand der metallographischen Aufnahmen folgenden Bewertungsklassen zugeordnet

- Klasse 1: lange Körner deutlich länger ( $>10$  mm) als typische Kornbreite bzw. signifikanter Anteil an Probenlänge; lange Körner umfassen gesamte Probenbreite, nicht nur Mittelachse; Anteil langer Körner  $\geq 80\%$
- Klasse 2: Lange Körner ( $>6$  mm) machen überwiegenden Anteil des Probenquerschnitts und  $\geq 60\%$  des Gesamtgefüges aus
- Klasse 3: Lange Körner ( $>5$  mm) machen überwiegenden Anteil des Probenquerschnitts und  $\geq 50\%$  des Gesamtgefüges aus.
- Klasse 4: übrige Proben

Individuelle Gefügefehler konnten darüber hinaus eine „Abwertung“ von Proben bedeuten. Dazu zählten durchgehende Abschnitte mit ungerichteten Körnern, die gerichtete Abschnitte vollständig trennen, enthaltene Kavitäten oder Einschlüsse.

Die Gießtemperatur  $v_{\text{cast}}$  bzw. Kokillentemperatur  $T_{\text{kok}}$  wirkt sich weder als quantitativ bestimmbarer Faktor noch durch absolute Grenzwerte auf die Ausbildung größerer oder länglicherer Kornstrukturen aus.

Geringe Gießgeschwindigkeiten wirkten sich für alle Gießparameter positiv auf die Bildung gerichteter Kornstrukturen aus. Für Gießgeschwindigkeiten von  $v_{\text{cast}} \geq 0,79$  mm/s ließen sich in der Regel keine signifikanten Verbesserungen feststellen. Material mit Bewertungsklasse 1 konnten in der Regel mit  $v \leq 0,56$  mm/s erzeugt werden.

Die verschiedenen Wärmebehandlungsparameter hatten ebenfalls keinen Einfluss auf die Kornstruktur, d.h. es fand keine nennenswerte Kornreifung o.ä. statt, die zu einer Verbesserung der Bewertung führen könnte. Die Ergebnisse legen auch nicht nahe, dass ein solcher Effekt bei signifikant höheren Homogenisierungsdauern eintritt.

Unterschiedliche Platzierungen der Wasserstrahlkühlung wurden zwar berücksichtigt, wirkten sich jedoch nicht auf die Ergebnisse aus. Die anlagenseitig notwendige Schutzgasströmung über der Kokille übte in Verbindung mit dem geringen Drahtdurchmesser bereits eine hinreichend starke Kühlwirkung aus, dass unterhalb dieser keine Gefügeveränderungen mehr möglich waren.

Abschließend lassen sich die folgenden Prozessfenster zur Erzeugung kolumnarer Strukturen angeben:

- Für  $T_{\text{kok}} \leq 1050$  °C
  - o  $v_{\text{cast}} \leq 0,68$  mm/s: Klasse 2
- Für  $T_{\text{kok}} \leq 1095$  °C
  - o  $v_{\text{cast}} \leq 0,45$  mm/s: Klasse 1-2
  - o  $v_{\text{cast}} \leq 0,68$  mm/s: Klasse 2
- Für  $T_{\text{kok}} \geq 1100$  °C
  - o  $v_{\text{cast}} \leq 0,45$  mm/s: Klasse 1
  - o  $v_{\text{cast}} \leq 0,68$  mm/s: Klasse 2

Zur Identifizierung der mechanischen Eigenschaften wurden sowohl klassische Zugversuche als auch zyklische Belastungsversuche durchgeführt. Letztere wurden zur Untersuchung des pseudoelastischen Verhaltens bei einer Temperatur von Austenit-Finish  $A_f+20$  K durchgeführt.

Proben ohne Lunker oder Risse an der Oberfläche und mit weitgehend ungeordneter Kornstruktur versagten bei 125 bis 160 MPa. Diese Zugspannung liegt in etwa in der Größenordnung der bei Proben mit gerichteter Kornstruktur beobachteten Reorientierungsspannung der meisten Martensit-Anteile in den betrachteten Proben. In diesen Fällen konnte der pseudoplastische Effekt nicht vollständig ablaufen und allenfalls partiell zur Gesamtverformung beitragen. In Abbildung 9 ist ein typisches Spannungs-Dehnungs-Diagramm neben der zugehörigen Kornstruktur dargestellt.

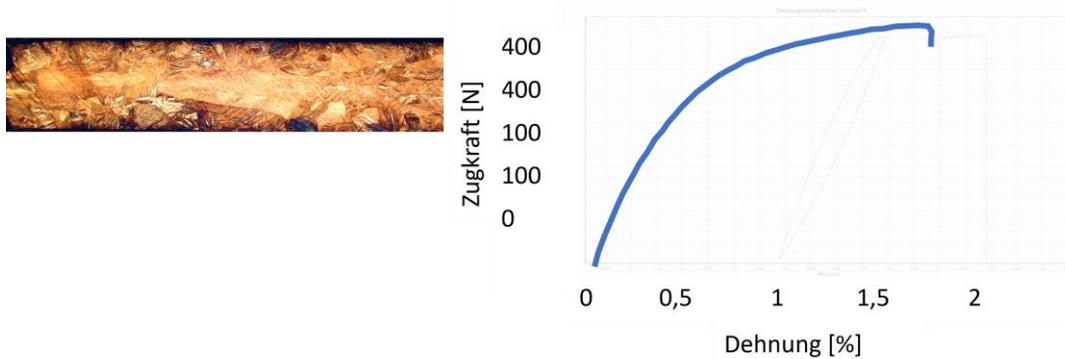


Abbildung 9 Probe mit Bewertungsklasse 4, Zugversuch, Spannungs-Dehnungs-Diagramm

Demgegenüber weisen Proben, bei denen ein großer Gefügeanteil aus langgestreckten Körnern besteht, d.h. solche entsprechend Bewertungsklasse 1 und 2, eine erhöhte Zugfestigkeit von 255 MPa oder mehr auf. Bei diesen Proben zeigte sich auch ein ausgeprägtes Plateau der pseudoplastischen Verformung, d.h. eine Zunahme der Dehnung bei sehr geringer Zunahme der Spannung. Es vollzogen also viele Martensitdomänen bei sehr ähnlichen Spannungen eine Reorientierung, was ebenfalls auf die gerichtete Kornstruktur zurückgeführt werden kann. Ein Beispiel zeigt Abbildung 10.

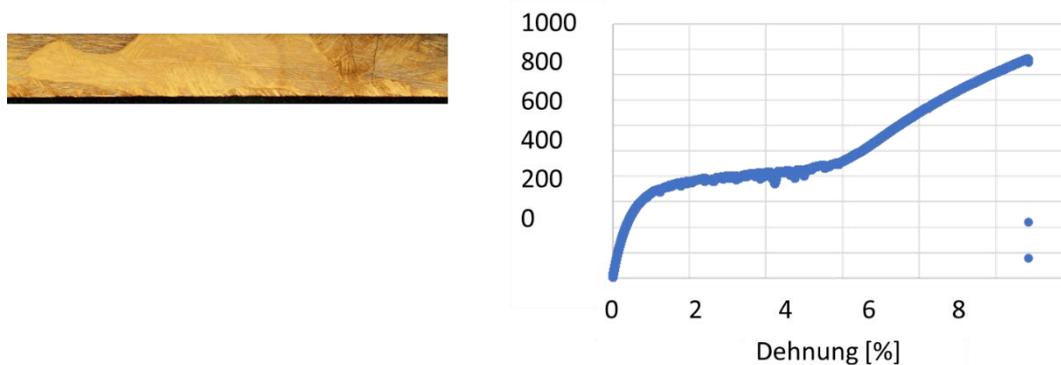


Abbildung 10 Probe aus Bewertungsklasse 1 bzw. 2 nach Wärmebehandlung WBH1, Zugversuch, Spannungs-Dehnungs-Diagramm

Die maximal erreichbare reversible Dehnung im pseudoelastischen Bereich liegt bei etwa 4 %. NiTi-FGL und einkristallinen Cu-FGL lassen insgesamt deutlich höhere reversible Dehnungen zu. Auch diese Erreichen jedoch hohe Anzahlen an Belastungszyklen ohne Schädigung nur dann, wenn die maximale Dehnung in der Anwendung nur zu einem Bruchteil ausgeschöpft wird. Dementsprechend wurde für die nachfolgenden zyklischen Belastungsversuche und für Auslegung der Demonstratoranwendungen eine maximale Dehnung von 2 % gewählt.

Im Rahmen der Lebensdaueruntersuchungen unter zyklischer Belastung fielen die Unterschiede zwischen den verschiedenen Kornstrukturen deutlich prägnanter aus. Material mit Bewertungsklasse 4, also ungerichteter Kornstruktur, versagte bei einer Dehnung von 2 % nach maximal 530 Zyklen. Proben der gleichen Bewertung mit

herstellungsbedingten Fehlern wie Riefen und andere Unebenheiten versagten bereits nach 100 Zyklen, weswegen diese vor den übrigen Prüfungen entfernt wurden.

Proben mit Bewertungsstufe 1 zeigten im Spannungs-Dehnungs-Diagramm die für CuAl-FGL typische „Fähnchen“-Kurve und es konnten > 9.000 Zyklen bei einer verbleibenden reversiblen Dehnung von 1 % erreicht werden. Eine derart geprüfte Probe, die keine Anzeichen für Schäden zeigte, wurde nach dem Versuchsende erneut vorgespannt und auf 2 % gedehnt, und der Versuch so wiederholt. Die verbleibende reversible Dehnung sank nach wenigen Zyklen auf 1,5 %. Unter diesen Bedingungen versagte die Probe nach weiteren 940 Zyklen. Dies ist in Einklang mit dem auch in Vorarbeiten festgestellten Zusammenhang zwischen größeren Dehnungen und erhöhter Schädigung bzw. verringerter Lebensdauer in zyklischen Belastungsszenarien. Es kann davon ausgegangen werden, dass von Nicht-FGL bekannte Ermüdungsmechanismen ursächlich sind.

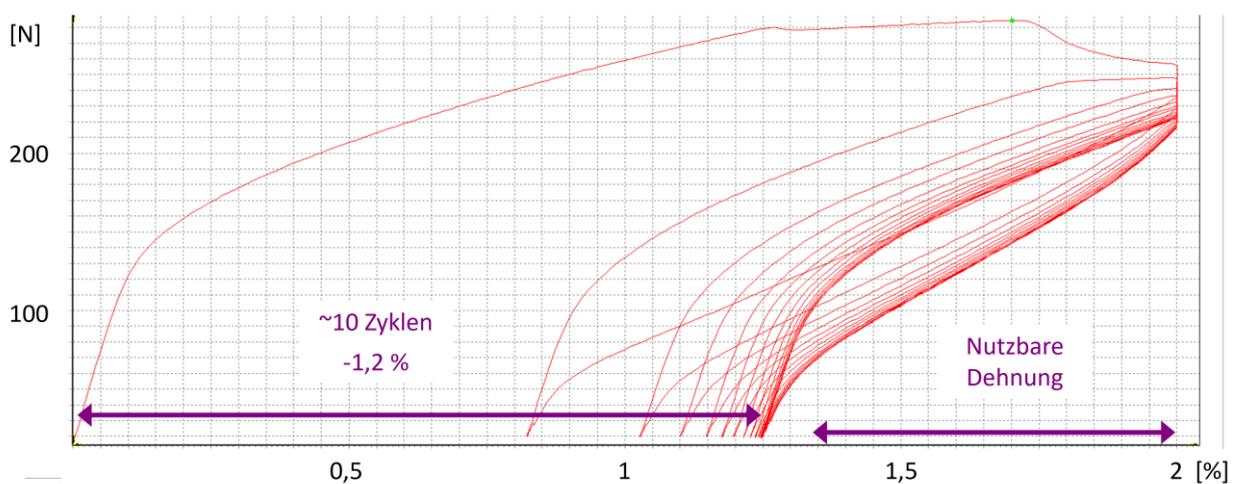


Abbildung 11 Verlust von reversibler Dehnung im zyklischen Zugversuch

Für die Auswahl von Demonstratoranwendungen wurde die Merkmale aus Tabelle 3 zugrunde gelegt. Hinzukamen Einschränkungen aufgrund der Herstelllimitationen (Drahtstärke 2 mm) und der Werkstoffeigenschaften (gegenüber NiTi ca. Faktor 10 notwendige höhere elektrische Leistung zur Nutzung der Jouleschen Erwärmung).

Tabelle 3 Eigenschaften des Aktordrahts als Grundlage für die Anwendungsauswahl

Drahtdurchmesser	1,9 mm
Stellkraft Aktor	100 N
min. Rückstellkraft	50 N
Dehnung	2%
Zyklenzahl	$\leq 5 \cdot 10^3$
Temperatureinsatzgrenzen	$< 190 \text{ }^\circ\text{C}$
Erwärmung	indirekt

Eine Anwendung, bei der in einem Hand-Spreizwerkzeug ein NiTi-Draht mit 1 mm Durchmesser funktionsgleich ersetzt wurde, war aufgrund der auftretenden Kräfte und

Bauform hinreichend gut geeignet und erforderte lediglich moderate konstruktive Anpassungen.

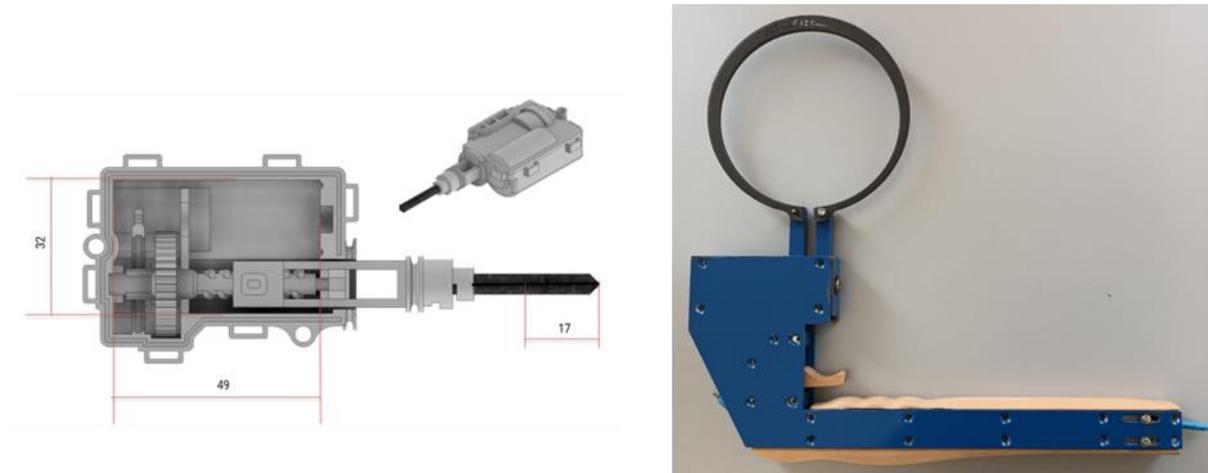


Abbildung 12 links Tankdeckelverriegelung (konventionelle elektromotorische Ausführung); rechts Spreizwerkzeug (Demonstrator für NiTi-FGL)

Der Aufbau des Werkzeugs ist in Abbildung 12 und Abbildung 13 dargestellt. Er folgt einem für FG-Aktoren typischen Aufbau unter Nutzung der Kontraktion des FG-Drahts gegen eine Federkraft, wobei die Feder in diesem Fall zusätzlich durch den Spreizring des Werkzeugs ausgeführt ist. Der FG-Aktordraht wird mit breiten Aluminium-Crimpen versehen, mit denen er sich in die Führung im Griff einlegen lässt. Dabei ist aufgrund der notwendigen elektrischen Spannung zur Aktivierung des FG-Elements auf eine zuverlässige el. Isolierung gegenüber dem Gehäuse zu achten. Diese wird durch Isolierung des Einlegeschuhs realisiert. Die Kontaktierung wird am Einlegeschuh direkt am FG-Element und auf der anderen Seite über das Gehäuse realisiert. Angeschlossen wird ein externer Transformator.

Der Aktordraht wird nach dem Einlegen durch die Verstellerschrauben vorgespannt, bis eine minimale Auslenkung von Feder und Ring stattfindet. Zur Auslösung des Werkzeugs findet eine Erwärmung durch Bestromung statt. Da diese Ausführung keine Temperatursteuerung hat, richtet sich die Dauer der Bestromung nach der erfolgten Auslenkung des Werkzeugs.

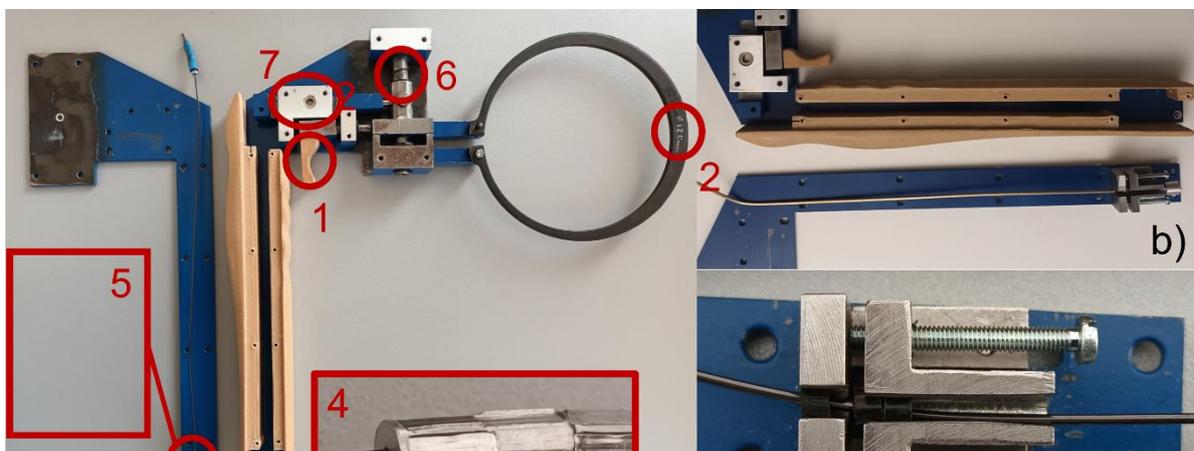


Abbildung 13 a) Aufbau des Spreizwerkzeugs: 1) Betätigungshebel für die Auslösung der Spreizbewegung; 2) Spreizring; 3) Stromanschluss b) 4) mechanische Fixierung durch Splice-Crimp; 5) Einlegeschuh mit mechanischer Verstellung bzw. Vorspannung; 6) Federmechanismus; b) Ersatz-Aktor-Element aus CuAlNi c) Einlegeschuh (vergrößert)

Am Spreizwerkzeug konnte eine Aufweitung des Umfangs um 5 mm aktuiert werden. Dies entspricht einer Stellkraft von 120 N gegen den Widerstand des Spreizrings selbst. Die Aktorkraft verteilt sich gemäß der Konstruktion auf diese nutzbare Kraft und die zur Stauchung der Rückstellfeder verwendete Kraft. Eine punktuelle Messung mittels eines eingeschobenen Thermoelements ergab erwartungsgemäß eine Schalttemperatur von ca. 110 °C, d.h. oberhalb der lastfreien  $A_f$ -Temperatur. Eine Rückstellung erfolgte ca. 20 K darunter.

---

### **Zusammenfassung**

Gegenüber dem kommerziell verfügbaren Material auf Cu-Basis konnten im Rahmen des Vorhabens FG-Halbzeuge auf einer konventionellen Stranggussanlage zu einem Bruchteil der Meterkosten hergestellt werden. Gleichzeitig konnte Halbzeug mit deutlich kleineren Abmessungen als für den Strangguss üblich erzeugt werden. Unter Nutzung einer passenden Prozessführung und geringfügigem technischen Mehraufwand gegenüber industriellen Anlagen konnte eine gerichtete Kornstruktur mit geringer Kongrenzendichte entlang der Hauptbelastungsrichtung erzeugt werden. Es konnte gezeigt werden, dass sich dadurch gegenüber ungerichtet erstarrtem Material gleicher Zusammensetzung gesteigerte mechanische Eigenschaften erzielen lassen. Insbesondere eine erhöhte Festigkeit und sowie gesteigerte reversible Dehnung und eine stark erhöhte Lebensdauer bei zyklischer Belastung zeichnete das erzeugte Material aus. Alle diese Eigenschaften sind bedeutsam für die aktorische Nutzung des Cu-basierten FG-Werkstoffs. Die Ergebnisse bringen Cu-FGL der Erfüllung höchster industrieller Anforderungen näher, ohne auf kostenintensive Prozesse oder Werkstoffchemie auszuweichen zu müssen. Die Vorteile der Entwicklung wurden durch die funktionelle Ersetzung von NiTi-FG-Elementen in einem Demonstrator bewiesen.

---

Ein besonderer Dank gilt allen Mitgliedern des projektbegleitenden Ausschusses für die gute Zusammenarbeit und für die Unterstützung bei der Durchführung der Forschungsarbeiten.

Eine Langfassung der Forschungsarbeiten kann in Form eines Schlussberichtes bei der Forschungsgemeinschaft Werkzeuge und Werkstoffe e.V., Papenberger Str. 49, 42859 Remscheid, [www.fgw.de](http://www.fgw.de), angefordert werden.

Weitere Informationen erhalten Sie bei Herrn Benjamin Schelnberger unter 02191 5921-171 oder per E-Mail an [schelnberger@fgw.de](mailto:schelnberger@fgw.de).

- [1] J. Mohd Jani, M. Leary, A. Subic, und M. A. Gibson, „A review of shape memory alloy research, applications and opportunities“, *Materials & Design*, Bd. 56, S. 1078–1113, 2014, doi: 10.1016/j.matdes.2013.11.084.
- [2] S. Langbein und A. Czechowicz, *Formgedächtnistechnik*. Wiesbaden: Springer Fachmedien Wiesbaden, 2021. doi: 10.1007/978-3-658-17904-5.
- [3] S. Najah Saud Al-Humairi, „Cu-Based Shape Memory Alloys: Modified Structures and Their Related Properties“, in *Recent Advancements in the Metallurgical Engineering and Electrodeposition*, U. Basheer Al-Naib, D. Vikraman, und K. Karuppasamy, Hrsg. IntechOpen, 2020. doi: 10.5772/intechopen.86193.
- [4] H. Fu, S. Song, L. Zhuo, Z. Zhang, und J. Xie, „Enhanced mechanical properties of polycrystalline Cu–Al–Ni alloy through grain boundary orientation and composition control“, *Materials Science and Engineering: A*, Bd. 650, S. 218–224, 2016, doi: 10.1016/j.msea.2015.10.037.
- [5] W.-G. Drossel, H. Kunze, A. Bucht, L. Weisheit, und K. Pagel, „Smart3 – Smart Materials for Smart Applications“, *Procedia CIRP*, Bd. 36, S. 211–216, 2015, doi: 10.1016/j.procir.2015.01.055.