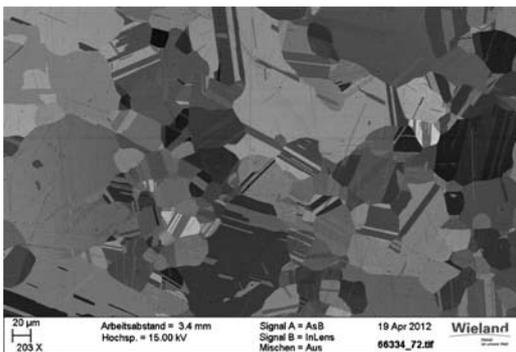


# Wie viel NANO steckt in Kupfer – Ein klassischer Werkstoff im 21. Jahrhundert

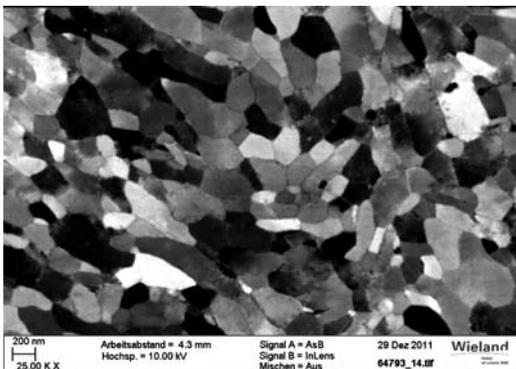
Altenberger, I. (1); Kuhn, H.-A. (1); Mhaede, M. (2); Gholami, M. (2); Wagner, L. (2)

**Ultrafeinkörnige und nanokristalline Werkstoffe weisen Eigenschaftspotentiale auf, die deutlich über die bekannten Eigenschaftsprofile konventionell hergestellter metallischer Werkstoffe hinausgehen. Interessant für Kupfer-Legierungen sind hier insbesondere die hohe Festigkeit oder die Kombination von hoher Festigkeit (bei statischer und dynamischer Belastung) mit guter Leitfähigkeit. Die Gestaltung von Werkstoffen mit ultrafeinkörnigem oder nanokristallinem Gefüge gelingt in erster Linie mit unkonventionellen Herstellungsverfahren und -konzepten ohne Entwicklung neuer Legierungen. Hierzu sind grundlegende Untersuchungen zur Charakterisierung der mit diesen Methoden hergestellten Werkstoffe notwendig.**



**Bild 1: Gefüge von CuNi3Si1Mg im lösungsgeglühten Zustand im Rückstreuелектроненконтраст**

**A**m Beispiel von zwei markt gängigen Cu-basierten Legierungen werden zwei vom Ansatz völlig verschiedene Methoden vorgestellt, mit denen ultrafeinkör-



**Bild 2: Ultrafeinkörniges (UFG) Gefüge von CuNi3Si1Mg im rundgekneteten und ausscheidungsgehärteten Zustand im Rückstreuелектроненконтраст**

nige bis nanokristalline Mikrostrukturen erzeugt werden. Ultrafeinkörniges (UFG) Gefüge in Cu-Ni-Si-Legierungen wird mittels Rundkneten (als exemplarische Methode der Severe Plastic Deformation (SPD)) und anschließendem Auslagern, eingestellt. In dem metallischen Glas  $\text{Cu}_{47}\text{Ti}_{34}\text{Zr}_{11}\text{Ni}_8$  (Vitrelloy 101) wird ein teil- und nanokristallines Gefüge mit amorphen Anteilen durch Glühen generiert. Diese Mikrostrukturen wurden mittels Rückstreuелектроненконтраст (ECCI (Electron Channeling Contrast Imaging) und EBSD (Electron Backscatter Diffraction) im Rasterelektronenmikroskop (REM) untersucht. Die Leitfähigkeiten und Festigkeiten der Corson-Legierung CuNi3Si1Mg (C70250) wurde im lösungsgeglühten, ultrafeinkörnigen sowie im ausgelagerten Zustand charakterisiert. Die Auslagerungskinetik des ultrafeinkörnigen und des konventionellen Zustands wurde mittels Härtemessungen verglichen.

Das Interesse an der Erforschung ultrafeinkörniger und nanokristalliner Bulk-Werkstoffe hat in den letzten zwei Jahrzehnten explosionsartig zugenommen und ist mittlerweile fester Bestandteil moderner universitärer und außeruniversitärer Werkstoffentwicklung [1-3]. Ultrafeinkörnige und nanokristalline metallische Werkstoffe bieten eine Vielzahl technologischer Vorteile wie z.B. hohe statische und dynamische Festigkeit bei akzeptabler bis ausgezeichneter Duktilität [4-7],

hohe Härte und Verschleißbeständigkeit [8] und Eignung als Funktionswerkstoffe [9], z.B. in der Miniaturisierung von Bauteilen oder in der Medizintechnik. Mittlerweile existieren eine Reihe von Verfahren, mit denen ultrafeinkörnige und nanokristalline Bulk-Werkstoffe (mit mehreren mm bis cm Durchmesser bzw. Dicke) hergestellt werden können. (Auf Verfahren der Oberflächentechnik, Nanopulver, Beschichtungen sowie Gradierungswalzen [10] soll im weiteren nicht eingegangen werden.) Insbesondere Methoden der sog. Severe Plastic Deformation (SPD-Verfahren) haben sich als geeignet zur Erzeugung ultrafeinkörniger Gefüge erwiesen. Hierzu zählen z.B. Equal Channel Angular Pressing ECAP, Hochdrucktorsionsverformung, Accumulative Roll Bonding (ARB) [11] oder Rundkneten. Eine Übersicht über die verschiedenen SPD-Verfahren ist z.B. in [1] zu finden. In diesem Beitrag soll über die Auswirkungen des Rundknetens (Rundhämmern) in Kombination mit thermischer Auslagerung berichtet werden, da es sich um ein vergleichsweise einfaches und kontinuierliches Verfahren handelt, welches zur Herstellung hochfester Drähte interessant ist.

Während es für Reinkupfer (als einphasigen kubisch flächenzentrierten Modellwerkstoff) zahlreiche grundlegende Arbeiten zu den metallphysikalischen Auswirkungen von SPD-Verfahren gibt [12,13], existieren weitaus weniger Untersuchungen zu ultrafeinkörnigen Cu-Legierungen. Attraktiv sind hierbei insbesondere ausscheidungsgehärtete Legierungssysteme, die hohe Festigkeit mit hoher Leitfähigkeit vereinen, wie z.B. Cu-Cr-Zr [14], aber auch Cu-Ni [15]. In [16] wurde gezeigt, dass insbesondere in mehrphasigen metallischen Legierungen kleinste Korngrößen mittels SPD-Verfahren erzeugt werden können.

In dem vorliegenden Beitrag sollen die Auswirkungen des Rundknetens auf die Mikrostruktur und die Eigenschaften von sog. Corson-Legierungen (insbesondere CuNi3Si1Mg) vorgestellt und diskutiert werden.

Des Weiteren wird über einen alternativen Weg zur Herstellung ultrafeinkörniger oder nanokristalliner Cu-Legierungen mittels Wärmebehandlung eines metallischen Glases berichtet. Diese Werkstoffklasse zeichnet sich durch ultra hohe Festigkeiten bei allerdings geringer Leitfähigkeit aus.

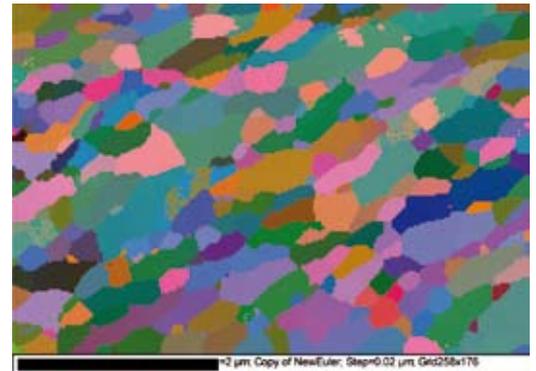
**Werkstoffe und Experimentelles**

Bei der untersuchten ausscheidungsgehärteten Kupferlegierung handelt es sich um die niedriglegierte Cu-Ni-Si-Legierung CuNi3Si1Mg, welche für Steckverbinder und Leadframes als auch als hochfester Elektronikdraht Einsatz findet. Untersucht wurde ein stranggepresster, lösungsgeglühter, und ausscheidungsgehärteter Zustand. Typische Lösungsglühtemperaturen liegen bei 800 - 900 °C. Die Ausscheidungshärtung findet bei ca. 450 °C statt. Nach [17-20] ist ein vollständiges Lösungsglüh die-

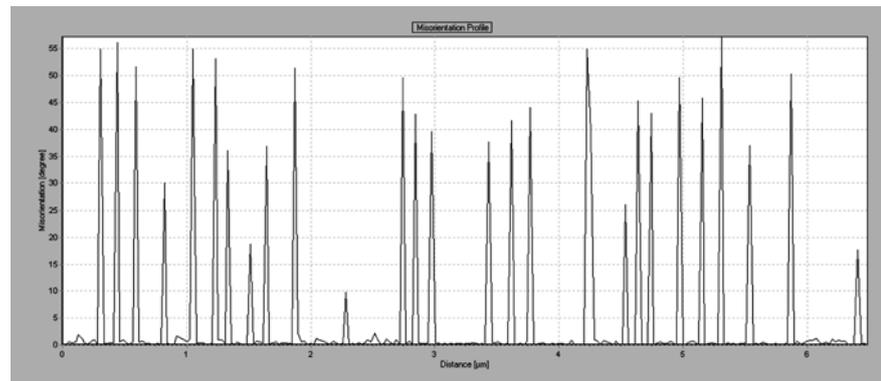
vibrationspoliert, um eine möglichst defektarme Oberfläche zu erreichen.

Das Rundkneten erfolgte an homogenisierten, teillösungsgeglühten Zuständen ( $T = 800 \text{ °C}/2 \text{ h}$ ) bei verschiedenen logarithmischen Umformgraden (bis maximal  $\phi = 3,0$ ) am Institut für Werkstoffkunde und Werkstofftechnik der TU Clausthal. An den rundgekneteten und ausgelagerten Zuständen erfolgten anschließend Zugprüfungen, Vickershärte-Messungen sowie Messungen des elektrischen Widerstands.

Zur Charakterisierung der mechanischen Eigenschaften des metallischen Glases



**Bild 3: Mit EBSD ermitteltes Orientierungsmapping des rundgekneteten und ausgelagerten Zustands (Euler-Winkel-Darstellung)**



**Bild 4: Mit EBSD ermitteltes Missorientierungsprofil aus Bild 3**

ser sog. Corson-Legierungen extrem schwierig, da für die industrielle Praxis unrealistisch hohe Lösungsglühtemperaturen von ca. 1.000 °C oder höher erforderlich wären. Verwandte höherfeste Legierungen sind z.B. CuNi1Co1Si und CoNi3.9Co0.9Si1.2Mg0.1, welche sehr ähnliche Mikrostrukturen aufweisen.

Die Rückstreu- bzw. ECCI-Aufnahmen in den hier vorgestellten Untersuchungen wurden mittels eines AsB-Detektors (Angle Selective Detector) [21] an einem Zeiss ULTRA REM mit thermischer Feldemissionskathode erzeugt. Hierbei wurden Beschleunigungsspannungen von 15-20 kV und eine 120 µm-Blende verwendet. Der Arbeitsabstand betrug typischerweise 2-6 mm. Mit diesen Beschleunigungsspannungen wurden auch Elektronenbeugungs- (EBSD)-Untersuchungen mittels einer EBSD-Einheit der Fa. Oxford mit 4x4 Binning durchgeführt. Für die Datenaufnahme und Auswertung der Patterns wurde die Software CHANNEL 5 eingesetzt. Die Proben wurden vor der rasterelektronenmikroskopischen Untersuchung bis zu einer Körnung von 2.400 mechanisch geschliffen, anschließend bis 1 µm vorpoliert und schließlich 3 Stunden (mit aufgeschwemmtem Magnesiumoxid)

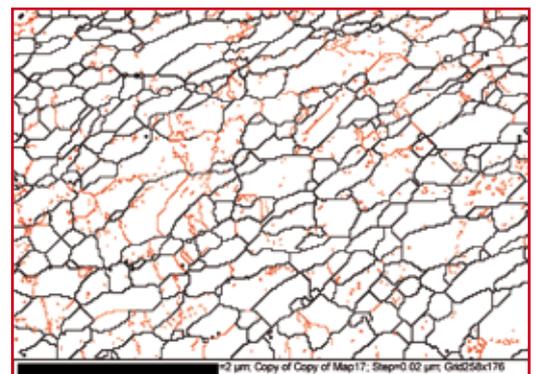
erfolgten registrierende Härteprüfungen (sog. Martenshärte, vor 2003: Universalhärte) bei einer Prüfkraft von 1.000 mN an einem Fischerscope Gerät der Fa. Fischer. Das metallische Glas Vitreloy 101 wurde am Lehrstuhl Metallische Werkstoffe der Universität des Saarlandes, Saarbrücken, in Form von 2 mm dicken Plättchen hergestellt.

**Ergebnisse**

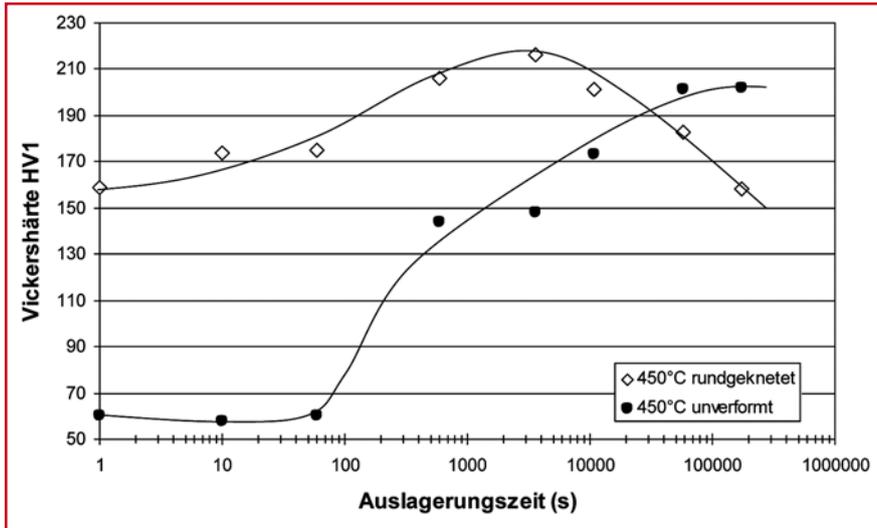
Der Ausgangszustand der untersuchten Cu-Ni-Si-Legierung CuNi3Si1Mg vor dem Rundkneten und Warmaushärten ist in Bild 1 dargestellt. Die Kornmikrostruktur lag nach dem Strangpressen und Homogenisieren bei 800 °C/2 h mit anschließender Wasserabschreckung als relativ grobkörniges vollständig rekristallisiertes und zum Teil verzwilligtes Gefüge vor. Die größeren Nickelsilizide (Durchmesser > 200 nm) konnten bei der verwendeten Homogenisierungstemperatur nicht in Lösung gebracht werden. Dieser Zustand wurde dann bis zu verschiedenen Endumformgraden (maximal  $\phi = 3,0$ ) rundgeknetet und anschließend 450 °C/1 h ausscheidungsgehärtet. Diese Glühzeit und Temperatur entspricht

für den rundgekneteten Zustand dem sog. Peak-Aging, d.h. dem maximal ausscheidungsgehärteten Zustand höchster Härte bzw. Festigkeit.

Ein gänzlich anderes Gefüge liegt nach dem Rundkneten und Ausscheidungshärten vor. Bild 2 zeigt das Mikrogefüge dieses Zustands bei hoher Vergrößerung im Rückstreuerelektronenkontrast als ECCI (Electron Channeling Imaging Contrast-Aufnahme [22]). Auffällig ist neben der extrem kleinen mittleren Korngröße von ca. 200 - 400 nm der besonders starke Orientierungskontrast und das meist nahezu verformungsarme Zellinnere bzw. Korninnere. Darüber hinaus sind sehr feine, nanoskopisch kleine Nickelsilizid-Ausscheidungen (insbesondere  $\delta\text{-Ni}_3\text{Si}$ ), an Korngrenzen oder in unmittelbarer Korngrenzennähe zu beobachten. Bilder 3 und 4 zeigen EBSD-Ergebnisse (Orientierungsmapping und Art der Korngrenzen) für dieses Gefüge bei hoher Vergrößerung. Die Orientierungen der Körner sind in Bild 3 gemäß Eulerwinkel dargestellt. Bild 4 zeigt das durch EBSD ermittelte Missorientierungsprofil entlang der Bilddiagonalen aus Bild 3, welches die



**Bild 5: Mit EBSD ermittelte Groß- (schwarz) und Kleinwinkelkorngrenzen (rot) in rundgeknetetem und ausgelagerten (450 °C/1 h) CuNi3Si1Mg**

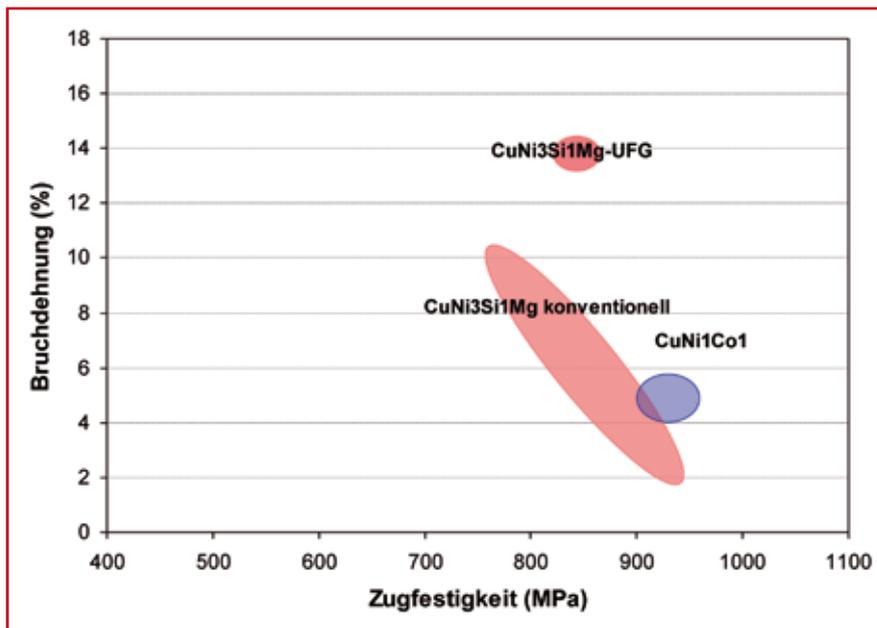


**Bild 6: Auslagerungskurven von CuNi3Si1Mg im weichen, unverformten und im rundgekneteten Zustand**

Verkippung der Körner gegeneinander quantifiziert.

Als Ergebnis lässt sich sagen, dass es sich bei den in Bild 2 im Rückstreu-Channeling-Kontrast dargestellten Korngrenzen nahezu ausschließlich um Großwinkelkorngrenzen (typische Misorientierung von 20 ° bis 60 °) handelt. Vereinzelt liegen auch Kleinwinkelkorngrenzen vor. Dieser Befund erklärt den extrem starken Orientierungskontrast in Bild 2. In Bild 5 sind sowohl die Großwinkelkorngrenzen (Verkippung > 10°) als auch die Kleinwinkelkorngrenzen (Verkippung < 10 °) dargestellt. Der Hauptanteil der Korngren-

zen besteht aus Großwinkelkorngrenzen, wobei es sich bei der gefundenen mittleren Korngröße von ca. 350 nm somit um ein ultrafeinkörniges (UFG) Gefüge handelt. Innerhalb der einzelnen Körner existieren zusätzlich leichte Verkippungen bzw. Orientierungsunterschiede aufgrund elastischer Verzerrungen, ohne dass es zur Ausbildung ausgeprägter Subkorngrenzen kommt. Die lokalen Orientierungsunterschiede aufgrund dieser elastischen Verzerrungen sind gering und betragen typischerweise 1° oder weniger, wie EBSD-Messungen ergaben. Im durch Rundkneten und Auslagern



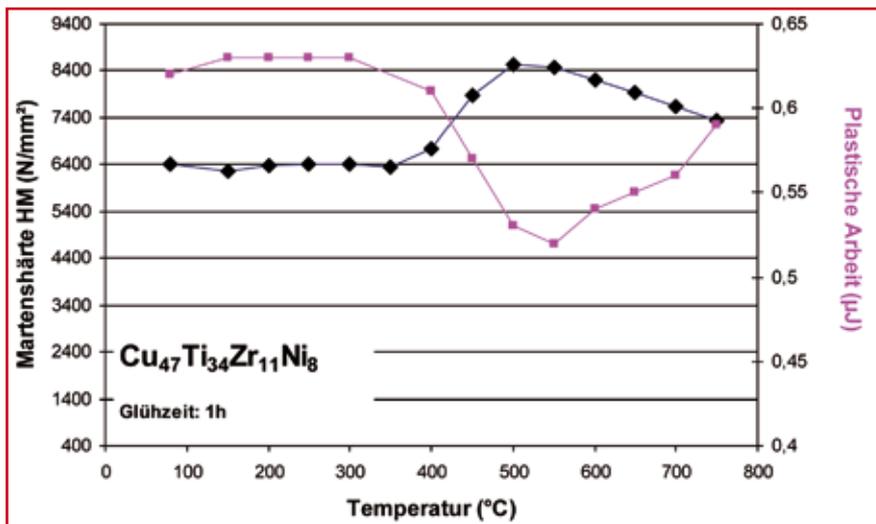
**Bild 7: Mechanische Eigenschaften von hochfestem ausscheidungsgehärtetem CuNi3Si1Mg im konventionell gefertigten (durch Pressen und Drahtziehen) und im rundgekneteten Zustand. Zum Vergleich ist auch die hochfeste niedriglegierte Cu-Legierung CuNi1Co1 eingefügt.**

erzeugten UFG-Gefüge sind außerdem im Gegensatz zu Bild 1 nahezu keinerlei  $\Sigma 3$ -Zwillingsgrenzen (60°-Verkippung) vorhanden.

Vergleicht man die Auslagerungskinetik von rundgeknetetem mit unverformtem, rekristallisiertem CuNi3Si1Mg (Zustand aus Bild 1), so ist eine starke Beschleunigung der Ausscheidungshärtung (um einen Faktor 15-20) als auch eine Erhöhung der maximal erreichbaren Härte im rundgekneteten Zustand gegenüber dem unverformten Zustand festzustellen (Bild 6). Der optimal rundgeknetete und ausgehärtete Zustand liegt bei 450 °C/1 h. Die starke Beschleunigung der Aushärtung ist eine Folge des hohen Anteils an Korngrenzen, welche als schnelle Diffusionstransportpfade während der Keimbildung fungieren [23].

Ein häufig genannter Schwachpunkt von ultrafeinkörnigen einphasigen Gefügen ist aufgrund des hohen Anteils von Störstellen bzw. möglichen heterogenen Keimbildungsorten (Korngrenzen, Versetzungen) die vergleichsweise reduzierte thermische Stabilität von ultrafeinkörnigen Mikrostrukturen im Vergleich zum grobkörnigen, verformungsarmen Zustand. Glühversuche haben gezeigt, dass rundgeknetetes und ausgehärtetes CuNi3Si1Mg im Temperaturbereich bis 300 °C eine gute thermische Stabilität aufweist. Auch nach 200 h Glühzeit konnte bei 300 °C kein signifikanter Abfall der Härte festgestellt werden. Es ist anzunehmen, dass die an den Korngrenzen gebildeten Nickelsilizide im ultrafeinkörnigen Zustand sich stabilisierend auf das Rekristallisationsverhalten von ausscheidungsgehärteten Cu-Ni-Si-Legierungen auswirken indem sie zu einer Korngrenzenverankerung und Reduzierung der Beweglichkeit (sog. „Nanopinning“) führen. Die Lokalisierung der nanoskopisch kleinen Ausscheidungen an den Korngrenzen im ultrafeinkörnigen Zustand hat keine negativen Folgen auf die Duktilität der Legierung und ist nicht mit einer Versprödung im Zugversuch verbunden.

Wird die Einsatztemperatur für rundgeknetetes ultrafeinkörniges und ausgehärtetes CuNi3Si1Mg jedoch langfristig auf 380 - 400 °C erhöht, so kommt es zur Rekristallisation und Kornvergrößerung und die Ultrafeinkörnigkeit geht verloren. Ähnliche Beobachtungen wurden für ultrafeinkörnige Cu-Ni-Si-Legierungen getroffen, welche durch Accumulative Roll Bonding (ARB) hergestellt wurden.



**Bild 8: Martenshärte HM und plastische Arbeit von Vitreloy 101 (Cu<sub>47</sub>Ti<sub>34</sub>Zr<sub>11</sub>Ni<sub>8</sub>) in Abhängigkeit der Glühtemperatur (Glühzeit: 1 h)**

Für den Anwender interessant ist zweifellos die Kombination exzellenter mechanischer Eigenschaften mit sehr guten elektrischen Leitfähigkeiten von ultrafeinkörnigen niedriglegierten ausscheidungsgehärteten Kupferlegierungen. In Bild 7 ist die Bruchdehnung von CuNi3Si1Mg gegen die Zugfestigkeit aufgetragen. Man erkennt, dass das rundgeknetete und ausgelagerte ultrafeinkörnige Material trotz sehr hoher Festigkeit im Gegensatz zum konventionell (z.B. durch Strangpressen und Drahtziehen) gefertigten Material eine ausgezeichnete Duktilität aufweist, so dass weitere anschließende Kaltumformverfahren naheliegend sind. Wichtig für die potentielle Anwendung (z.B. als hochfeste Elektronikdrähte) ist ferner, dass die elektrischen Leitfähigkeiten von mittels Rundkneten hergestelltem ultrafeinkörnigem CuNi3Si1Mg durchaus vergleichbar mit konventionell hergestellten Zuständen sind und typischerweise im Bereich 35 % IACS oder z.T. noch höher liegen.

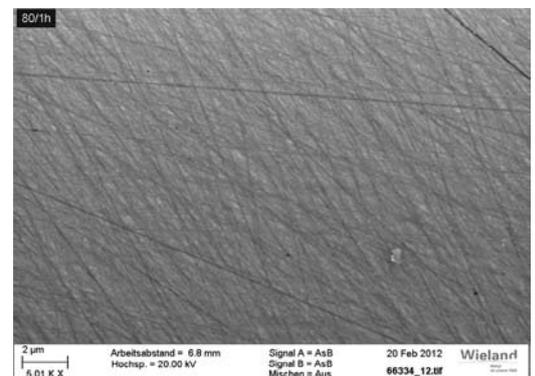
Obwohl die hier vorgestellten Untersuchungen sich auf die klassische hochfeste, berylliumfreie Legierung CuNi3Si1Mg konzentrieren, stehen sie doch stellvertretend für eine große Familie von Cu-Ni-Si-Legierungen, den sog. Corson-Legierungen [24]. Vergleichbare Untersuchungen an ultrafeinkörnigen Corson-Legierungen existieren z.B. auch für die sprühkompaktierte und stranggepresste sowie rundgeknetete hochnickelhaltige Kupferlegierung CuNi7Si2Cr [25]. Für diese Legierung sind Festigkeiten im ultrafeinkörnigen Zustand bis ca. 1.100 MPa möglich.

Eine völlig andere Klasse hochfester Kupferlegierungen stellen Cu-basierte metallische Massivgläser dar. Im Gegensatz zu niedriglegierten ausscheidungsgehärteten Kupferlegierung ist ihre Leitfähigkeit gering (ca. 1 % IACS), so dass akzeptable Leitfähigkeiten nur innerhalb von Verbundwerkstoffen in Kombination mit hochleitfähigen Drähten möglich sind. Herausragend im Vergleich zu kristallinen Cu-basierten Werkstoffen sind jedoch mit Zugfestigkeiten von 2.000 - 2.500 MPa und hoher Resilienz (gespeicherter elastischer Energie) die mechanischen Eigenschaften Cu-basierter metallischer Gläser, so dass Anwendungen als Konstruktionswerkstoff (z.B. für Federn) untersucht werden. Führt man zudem an Cu-basiertem metallischem Glas gezielte Wärmebehandlungen oberhalb der Kristallisationstemperatur durch, so können teilkristalline nanokristalline Cu-basierte Werkstoffe mit einer amorphen Matrix erzeugt werden.

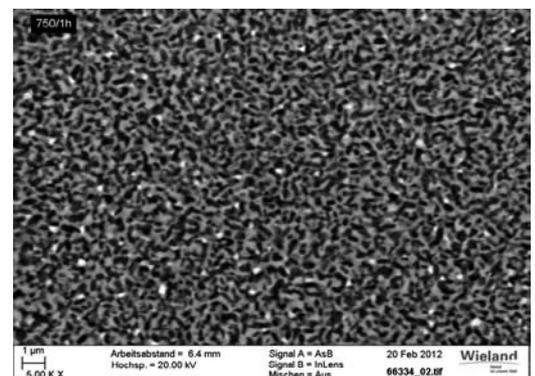
Bild 8 zeigt die mittels registrierender Härteprüfung ermittelten mechanischen Eigenschaften von metallischem Glas Vitreloy 101 (Cu<sub>47</sub>Ti<sub>34</sub>Zr<sub>11</sub>Ni<sub>8</sub>) welches einer einstündigen Wärmebehandlung bei Temperaturen zwischen 80 °C und 800 °C unterzogen wurde. Das metallische Glas Vitreloy 101 weist eine Martenshärte von ca. 6.400 N/mm<sup>2</sup> auf (dies entspricht einer Vickershärte von ca. 640 HV0.1). Diese Härte übersteigt die höchsten gemessenen Härten der hochfesten, ausscheidungsgehärteten und voll kristallinen Cu-Legierung CuMn20Ni20 bei weitem [26]. Man sieht in Bild 8, dass diese hohe Härte sich bis zu einer Glühtemperatur von ca.

350 °C nicht ändert. Glüht man Vitreloy 101 jedoch bei T > 400 °C und kühlt die Legierung danach wieder auf Raumtemperatur ab, so steigt die Härte um weitere 30 % an (bei einer Glühtemperatur von 500 °C) um danach wieder auf einen Wert etwas oberhalb des Raumtemperatur-Härtewerts abzusinken. Der Verlauf der plastischen Arbeit (Fläche unter der Kraft-Eindringtiefe-Kurve) verhält sich invers zum Verlauf der Härte, d.h. im Bereich des Härteanstiegs durch das Anlassen kommt es zu einer Anlassversprödung, die sich durch ein Absinken der plastischen Arbeit von 0,63 μJ auf 0,51 μJ (Prüfkraft 1.000 mN) manifestiert.

Die mikrostrukturellen Änderungen im metallischen Glas mit zunehmender Glühtemperatur sind in Bild 9 und 10 dargestellt. Wird unterhalb 400 °C geglüht, so zeigt sich aufgrund der amorphen Struktur und des Fehlens von Korngrenzen im ECCI-Rückstreukontrast keinerlei Orientierungskontrast (Bild 9). Glüht man Vitreloy 101 jedoch bei 750 °C/1 h (d.h. oberhalb der Kristallisationstemperatur von 444 °C [27]), so findet eine partielle



**Bild 9: Metallisches Glas Vitreloy 101 (Cu<sub>47</sub>Ti<sub>34</sub>Zr<sub>11</sub>Ni<sub>8</sub>) im Rückstreuelektronenkontrast. Es sind mit Ausnahme von Präparationsspuren keinerlei gefügebedingten Strukturmerkmale zu erkennen.**



**Bild 10: Teilkristallines Gefüge von Vitreloy 101 (Cu<sub>47</sub>Ti<sub>34</sub>Zr<sub>11</sub>Ni<sub>8</sub>) im Rückstreuelektronenkontrast nach einer Glühbehandlung bei 750°C/1h**

Nanokristallisierung, d.h. die Bildung einer oder mehrerer nanokristalliner Phasen innerhalb einer amorphen Matrix statt, was durch EBSD-Messungen bestätigt wurde. Die hierbei entstehenden Nanokristalle sind globular bis stäbchenförmig und weisen typischerweise mittlere Durchmesser von < 500 nm auf, einige Kristallite sind sogar kleiner als 100 nm. Offenbar findet oberhalb der Kristallisationstemperatur eine deutliche Entmischung des amorphen Zustands statt. Mit zunehmender Glüh­temperatur nimmt der Anteil der kristallinen Phase zu, was mit einem Anstieg der plastischen Arbeit verbunden ist. In Biegeversuchen zeigten die Bruchflächen dieses „Nano-In-Situ-Composites“ im Vergleich zu kristallinen hochfesten Cu-Legierungen immer noch ein relativ sprödes Erscheinungsbild. Die noch größte Herausforderung an partiell nanokristallinen metallischen Gläsern ist somit die Erhöhung der Duktilität und Bruchzähigkeit dieser Legierungen. Dies ist für nicht-Cu-basierte Systeme z.T. schon mittels verschiedener Mechanismen gelungen [28-31].

Zu berücksichtigen ist ferner, dass Cu-basierte metallische Gläser im Wettbewerb zu ähnlich festen oder z.T. höher festen metallischen Gläsern auf Fe-, Ni- und Zr-Basis stehen [32].

**Schlussfolgerungen**

Für hochfeste Cu-basierte Hochleistungslegierungen wurden zwei unterschiedliche Prozesse vorgeschlagen, mit denen homogene und defektfreie, ultrafeinkörnige bis nanokristalline Bulk-Werkstoffe in mm-Abmessungen hergestellt werden können: Durch hochgradige Verformung (sog. Severe Plastic Deformation (SPD), hier repräsentiert durch das Rundkneten) in Kombination mit einer Ausscheidungshärtung, sowie die Bildung eines teilnanokristallinen Gefüges aus einem amorphen

Ausgangsmaterial (Metallisches Massivglas) mittels Wärmebehandlung oberhalb der Kristallisationstemperatur. Beide Verfahren eignen sich grundsätzlich zur Erzeugung höchstfester Werkstoffe auf Cu-Basis, führen aber zu deutlich unterschiedlichen Eigenschaftsprofilen. Bevor eine Einführung dieser Verfahren in der industriellen Massenfertigung Cu-basierter Legierungen erfolgen kann, sind weitere systematische Grundlagenuntersuchungen nötig. Hohe Anwendungspotentiale werden insbesondere in den Gebieten Medizintechnik, Luft- und Raumfahrt, Energieerzeugung, Sportgeräte sowie im Automotive-Sektor erwartet [33].

**Danksagung**

Herzlicher Dank für metallographische Unterstützung gebührt Frau Helga Hölzl. Für die Herstellung des metallischen Glases möchten wir uns herzlich bei Herrn Prof. Ralf Busch und Herrn Dipl.-Ing. Jochen Heinrich vom Lehrstuhl Metallische Werkstoffe der Universität des Saarlandes, Saarbrücken, bedanken.

**Literatur**

[1] R.Z. Valiev, R.K. Islamgaliev, I.V. Alexandrov, *Progress in Materials Science* 45 (2000) 103.  
 [2] H. Gleiter, *Acta Materialia* 48 (2000) 1.  
 [3] M. Umamoto, Y. Todaka, K. Tsuchiya, In: *Ultra Fine Grained Materials III*, (Eds. T.G. Landon, R.Z. Valiev, S.L. Semiatin, D.H. Shin, T.C. Lowe), TMS, 2004.  
 [4] Y. Invanisenco, A. Darnbandi, S. Dasgupta, R. Kruk, H. Hahn, *Adv. Eng. Materials* 12 (2010) 666.  
 [5] R.Z. Valiev, T.G. Landon, *Adv. Eng. Mater.* 12 (2010) 677.  
 [6] H. A. Padilla, B.L. Boyce, *Experimental Mechanics* 50 (2010) 5.  
 [7] H. Mughrabi, H.W. Höppel, M. Kautz, *Scripta Materialia* 51 (2004) 807.  
 [8] V.V. Stolyarov, L. Sh. Shuster, M. Sh. Migranov, R.Z. Valiev, Y.T. Zhu, *Mater. Sci. Eng.* 371 (2004) 313.  
 [9] M. Zehetbauer, R. Grössinger, H. Krenn, M. Krystian, R. Pippan, P. Rogl, T. Waitz, R. Würschum, *Adv. Eng. Mater.* 12 (2010) 692.  
 [10] R. Neugebauer, T. Lampke, D. Dietrich, M. Bergmann, *Mater. wiss. u. Werkstofftech.* 441 (2010) 407.

[11] H.W. Höppel, J. May, M. Göken, *Adv. Eng. Mater.* 6 (2004) 781.  
 [12] R.Z. Valiev, E.V. Kozlov, Y.F. Ivanov, J. Lian, A.A. Nazarov, B. Baudelet, *Acta Metallurgica et Materialia* 42 (1994) 2467.  
 [13] H.J. Maier, P. Gabor, N. Gubta, I. Karaman, M. Haouaoui, *Int. J. Fatigue* 28 (2006) 243.  
 [14] K. Neishi, Z. Horita, T.G. Langdon, *Scripta Mater.* 45 (2001) 333.  
 [15] J. Wang, P. Zhang, Q. Duan, G. Yang, S. Wu, Z. Zhang, *Adv. Eng. Mater.* 12 (2010) 304.  
 [16] R. Pippan, F. Wetscher, M. Hafok, A. Vorhauer, I. Sabirov, *Adv. Eng. Mater.* 8 (2006) 1046.  
 [17] H.-A. Kuhn, I. Altenberger, A. Käufler, H. Hölzl, M. Fünfer, In: *Copper Alloys - Early Applications and Current Performance - Enhancing Processes*, ISBN 978-953-51-0160-4, (editor Luca Collini), InTech, 2012, 52.  
 [18] M. Plew, *Anisotropiephänomene bei der Fertigung einer ausscheidungsgehärteten Cu-Ni-Si-Legierung*, Diplomarbeit, Universität Stuttgart, 1995.  
 [19] J. Kinder, D. Huter, *MTALL*, 2009, 63, 298.  
 [20] S.A. Lockyer, F.W. Noble, *Journal of Materials Science*, 1994, 29, 218.  
 [21] H. Jaksch, In: *18th National Electron Microscopy Congr., Eskisehir, Turkey*, 2007, p. 29.  
 [22] R. Zauter, F. Petry, M. Bayerlein, C. Sommer, H.-J. Christ, H. Mughrabi, *Phil. Mag. A* 1992,66, 425.  
 [23] G. Wilde, J. Ribbe, G. Replitz, M. Wegner, H. Rösner, Y. Estrin, M. Zehetbauer, D. Setman, S. Divinski, *Adv. Eng. Mater.* 12 (2010) 758.  
 [24] Corson, M.G. (1927), *Z. Metallkunde*, Vol. 19, p. 370.  
 [25] I. Altenberger, H. R. Müller, R. Zauter, In: *Proceedings Copper2010, GDMB, Clausthal-Zellerfeld*, 2010, p. 3-12.  
 [26] I. Altenberger, H.R. Müller, R. Zauter, D.V. Kudashov, In: *Proceedings SDMA 2009/ ICSF VII, Bremen, Germany*, 2009.  
 [27] S.C. Glade, R. Busch, D.S. Lee, W.L. Johnson, R.K. Wunderlich H. J. Fecht, *Journal of Applied Physics* 87, 2000.  
 [28] J. Eckert, J. Das, S. Pauly, C. Duhamel, *Adv. Eng. Mater.* 9 (2007) 443.  
 [29] S. Scudino, K.B. Surreddi, M.S. Koshkhoo, M. Sakaliyaska, G. Wang, J. Eckert, *Adv. Eng. Mater.* 12 (2010) 1123.  
 [30] J. Yi, X. Xia, D.Q. Zhao, M.X. Pan, H.Y. Bai, W.H. Wang, *Adv. Eng. Mater.* 12 (2010) 1117.  
 [31] M.D. Demetriou, M.E. Launey, G. Garrett, J.P. Schramm, D.C. Hofmann, W.L. Johnson, R.O. Ritchie, *Nature Materials* (2011).  
 [32] J.F. Löffler, In: *3. Ranshofener Leichtmetalltage* (Hrsg. H. Kaufmann, P.J. Uggowitzer), S. 183.  
 [33] R.Z. Valiev, M.J. Zehetbauer, Y. Estrin, H.W. Höppel, Y. Ivanisenco, H. Hahn, G. Wilde, H. J. Roven, X. Sauvage, T.G. Langdon, *Adv. Eng. Mater.* 9 (2007) 527.

- (1) *Wieland-Werke AG, Zentrallabor und Entwicklung*
- (2) *TU Clausthal, Institut für Werkstoffkunde und Werkstofftechnik*

**Fachbuch: Entropie für Ingenieure**

Dieses Buch will zeigen, wie es gelingt, erfolgreich das Entropie-Konzept bei energietechnischen Fragestellungen anzuwenden. Wichtig ist es dabei, die Ursachen von Verlusten zu begreifen und Möglichkeiten zur Verbesserung von energietechnischen Prozessen umsetzen. Theoretisch ist bekannt: Für die Realisierung von energietechnischen Prozessen ist der Zweite

Hauptsatz der Thermodynamik entscheidend. Er macht Aussagen über die Wertigkeit von Energie bzw. über die Energieentwertung in Prozessen. In der Praxis gilt: Je mehr man darauf angewiesen ist, Energie effektiv zu nutzen, umso mehr müssen solche Überlegungen in den Entwurf, die Planung und die Optimierung von Anlagen einbezogen werden. Genau hier setzt das

Buch an, das anhand von vielen Beispielen den physikalischen Hintergrund erklärt, den Ursachen von Verlusten auf den Grund geht und Möglichkeiten zur Bewertung und zur Verbesserung von Prozessen aufzeigt.

*H. Herwig, T. Wenterodt, Vieweg+Teubner, 2012. XIV, 170 S. Br., 24,95 Euro, ISBN: 978-3-8348-1714-3*