

METALL

Internationale Fachzeitschrift für Metallurgie

Kupfer und Legierungen
Walzen, Hüttentechnik

UNVERZICHTBAR

Wieland

Metall
ist unsere Welt

- Viertgrößter Kupferproduzent entstanden
- Zuversicht für 2000
- Wägesysteme in der Kupfer- und Messingproduktion
- Langgutlager als Baukastensystem
- KSS-Management in der Walzstraße
- Gefügeoptimierer verbessert Warmband
- The upgrade of a rundown mill
- Hochgeschwindigkeit im Presswerk
- Kupferwerkstoffe im Kfz-Bau
- Werkstoffalternative Cu-Al-Legierung



Partikelverstärkte Verbundwerkstoffe

M. Nicoară*, R. L. Cucuruz**, I. Carțiș***

Eine Kategorie der Strukturwerkstoffe, denen in den letzten Jahren viel Aufmerksamkeit geschenkt wurde, sind Verbundwerkstoffe mit metallischer Matrix, die mit keramischen Partikeln verfestigt ist. Zu den vielversprechenden Eigenschaften dieser Kategorie von Werkstoffen gehören die Zugfestigkeit, Fließgrenze, parallel mit einem hohen Elastizitätsmodul, gepaart mit einem geringem spezifischem Gewicht, bei geschätzten Produktionskosten, die geringer sind als bei anderen fortschrittlichen Werkstoffen. Das Einfügen keramischer Partikel in die metallische Matrix führt zu einer Erhöhung der Verschleiß- und Dauerschwingfestigkeit, sowie zu einem verbesserten Verhalten bei hohen Temperaturen, die Werte der Zeitstandfestigkeit, erlauben, in einigen Anwendungen, die Ersetzung von Superlegierungen. Die wichtigsten Nachteile, die bei den zur Zeit gefertigten, mit harten Partikeln verstärkten Verbundwerkstoffen auftreten, sind eine verminderte Zähigkeit und Duktilität, welche die Anwendungsperspektiven dieser Werkstoffgruppe im Maschinenbau einengen.

Beim aktuellem technologischen Stand sind die Verbundwerkstoffe mit polymerischer Matrix im allgemeinen gut bekannt und sind auch in verschiedenen Bereichen verwendet, hauptsächlich in elektrotechnischen Erzeugnissen, elektrischen Haushaltsgeräten, Sport- und Freizeitgeräten usw., während die Verbundwerkstoffe auf Keramikbasis noch am Anfang stehen und nur in wenigen spitzentechnologischen Anwendungen zu finden sind. Die Verbundwerkstoffe mit metallischer Matrix sind das Objekt intensiver Forschungen um aus der experimentellen Phase und dem Stadium der Pilotproduktion zur industriellen Anwendung überzugehen. Die Verwendung von Metallen als Matrix der Verbundwerkstoffe bietet eine Serie von kennzeichnenden Vorteilen, hauptsächlich im Vergleich zu den Verbundwerkstoffen mit polymerer Matrix:

- gute Leistung bei relativ hohen Temperaturen;
- hohe Korrosionsfestigkeit, erhöhte physische und chemische Stabilität;
- gutes Verhalten bei Scherbelastung, selbst bei stark anisotropen Werkstoffen;
- die Möglichkeit effiziente und sehr produktive Herstellverfahren anzuwenden, wie z.B. Gießen, Verformen, Spanen, Schweißen usw.;

- verschiedene Möglichkeiten Umwandlungen durch Wärme- oder thermomechanische Behandlungen hervorzurufen.

Als metallische Matrix werden am häufigsten Aluminium, Magnesium, Titan, Kupfer, Zink, Nickel, Eisen und ihre Legierungen verwendet. Die Aluminiumlegierungen, die bisher die Mehrzahl der metallischen Matrizen der hergestellten Verbundwerkstoffe

darstellen, haben außergewöhnliche Anwendungsperspektiven, sowohl aus technisch – wirtschaftlichen Gründen, wie auch aus ökologischen. Man vermutet, dass sie möglicherweise die dominierenden Werkstoffe der Zukunft sein könnten, hauptsächlich in der Automobilindustrie, Aeronautik, Sportwaren, Maschinenbau, Bauwesen u.a. Die Verfestigung mit harten Partikeln gehört zum Trend der Perfektionierung und Diversifikation der Aluminiumlegierungen, der Vergrößerung des Spektrums ihrer physischen und mechanischen Eigenschaften, zu Werten, die es erlauben, klassische Werkstoffe, vor allem Stähle und Gusseisen, zu ersetzen.

Entgegen einiger spektakulärer Anfangsergebnissen, die den Enthusiasmus vieler Forscher genährt hatten, haben die partikelverstärkten Verbundwerkstoffe mit metallischer Matrix die ersten Vorhersagen nicht bestätigt und ihre Anwendung ist zur Zeit gering. Der Skeptizismus den viele potentielle Anwender diesen Werkstoffen entgegenbringen, wird auch vom Mangel an technologischen Kenntnissen, an Entwurfspezifikationen genährt, sowie von der Tatsache, dass die bisher unternommenen Forschungen sich auf grundlegende, theoretische Aspekte bezogen haben. Aus diesen Gründen sind die Forschungen in diesem Be-

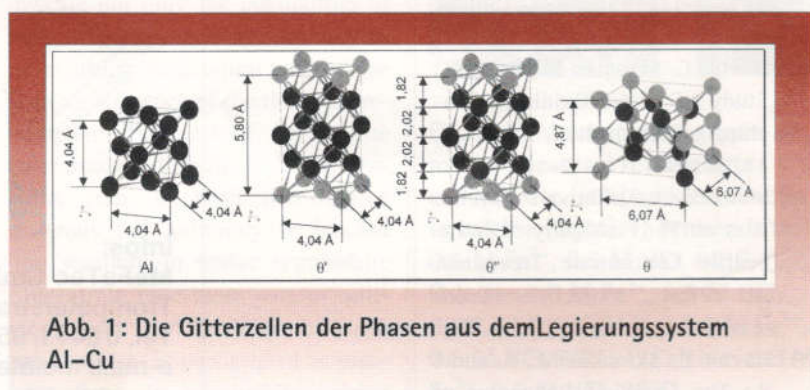


Abb. 1: Die Gitterzellen der Phasen aus dem Legierungssystem Al-Cu

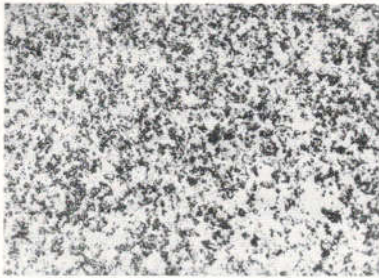


Abb. 2: Verbundwerkstoff mit einer Al-Cu-Si-Mg-Matrix partikelverstärkt mit 5 % Volumenanteil SiC. Warmstranggepresst. (LM 125x)

reich, in den letzten Jahren, in ein Reifestadium getreten, mit einer deutlichen Orientierung zu applikativen Aspekten. Es werden neue, einfachere und preiswertere Technologien gesucht, die gleichzeitig attraktiver für den Anwender sind.

1 Theoretische Betrachtungen

1.1 Die wichtigsten Modelle der Verfestigung der partikelverstärkten Verbundwerkstoffe

Im Falle der Verbundwerkstoffe mit langen Fibern ist die Rolle der Matrix, im allgemeinen, bloß der Transfer der von außen einwirkenden Last durch die Kontaktflächen, zu den Fibern. Die Fibern stellen das tragende Element dar, welches den bedeutenden Anstieg der mechanischen Eigenschaften sichert. Verschieden davon sind die mikromechanischen Modelle, die für die partikelverstärkten Ver-

bundwerkstoffe ausgearbeitet wurden und auf Effekte fußen, welche die Partikel in der metallischen Matrix hervorrufen. Als die am stärksten verfestigend wirkende Komponente wertet man die inneren Spannungen, die aufgrund der verschiedenen Ausdehnungskoeffizienten zwischen den beiden Komponenten: Matrix, metallischer Natur, bzw. verfestigende Partikel, keramischer Natur, in der Matrix entstehen.

Ein Teil dieser Spannungen wird durch Diffusion oder plastische Verformung der Matrix mit Bildung von Versetzungen, befreit. Der nichtrelaxierte Teil bewirkt die Kompression der Partikel und Zugbeanspruchung des metallischen Werkstoffes. Diese Belastungen sind elastischer Natur und abhängig von der Partikelgröße und haben als direktes Ergebnis das Vergrößern der Spannung, die zur Bildung neuer Versetzungen gebraucht wird. Bei den mit keramischen Partikeln verstärkten metallischen Verbundwerkstoffen muss man die Möglichkeit der Verfestigung durch die Partikel berücksichtigen, denn die beweglichen Versetzungen müssen diese Partikel, nach den von Orowan formulierten Hypothesen, überwinden. Diese Hypothesen sind ausführlich, für die Untersuchung der Mechanismen der Vergrößerung der Zeitstandfestigkeit, beschrieben. Der Wert der durch diesen Effekt eingebrachten Steigerung der Fließspannung wird aber als klein angenommen, die in der Fachliteratur angegebenen Daten schreiben ihm nur ein Zehntel der gesamten Spannungserhöhung zu.

Die thermischen und thermomechanischen Bearbeitungen, die bei der Erzeugung und Formgebung der partikelverstärkten Verbundwerkstoffe angewendet werden, haben im allgemeinen einen Kornfeinungseffekt, im Vergleich zum unversetzten Metall. So wird ein indirekter Steigerungseffekt der mechanischen Eigenschaften erzielt, der die Grundlage der

Typ	Gesinterte Legierung	Cu [%]	Mg [%]	Si [%]	Zn -	Schmiermittel [%]	Al
Alumix 123	AlCuSiMg	4,5	0,5	0,7	-	1,5	Rest

Tab. 1: Die chemische Zusammensetzung der Verbundwerkstoffe

Verfestigung dieser Werkstoffe durch seine Körner und Kristalle, ist.

Diese Ausführungen suggerieren, dass im Unterschied zu den Verbundwerkstoffen mit langen Fibern, bei welchen die Eigenschaften klar von den Fibern dominiert werden, während das Material der Matrix eine sekundäre Rolle spielt, die diskontinuierlich verstärkten Verbundwerkstoffe, sehr stark von ihrer Matrix beeinflusst werden. Aus diesem Grund wurden die bisher durchgeführten Forschungen, die mit dem Ziel Erhaltung besserer mechanischer Eigenschaften durchgeführt wurden, auf eine Vielzahl von Legierungen ausgedehnt, wobei Aluminium typisch für diesen Fall ist, denn die Beiträge in der Fachliteratur referieren über ein breites Spektrum an chemischen Zusammensetzungen der Matrix, mit eingeschlossen, durch Altern aushärtbare Legierungen.

In Falle aushärtbarer Matrizen, ist es von großem Interesse, welchen Einfluss die keramischen Partikel, die sich chemisch passiv zur metallischen Matrix verhalten, auf die Gefügeumwandlungen während der Wärmebehandlung, haben.

1.2 Gefügeumwandlungen bei der Wärmebehandlung der Verbundwerkstoffe mit aushärtbarer Matrix

Die Aushärtung der metallischen Legierungen geschieht durch das Ausscheiden von kohärenten, partiell kohärenten oder inkohärenten Phasen aus dem übersättigten Mischkristall. Im klassischen Fall der Al - Cu - Legierungen stellen die Guinier-Preston (GP) Zonen die kohärenten Ausscheidungen dar, während die θ'' - und θ' - Phasen teilkohärent und die θ - Phase inkohärent sind. Die Reihen-

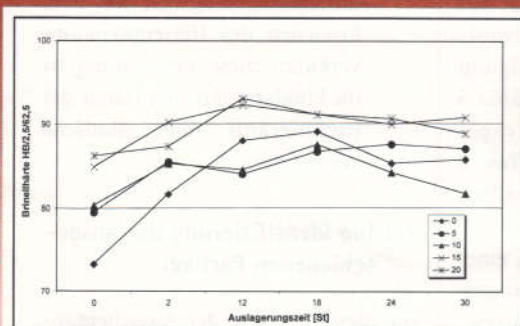


Abb. 3: Die experimentell gemessenen Härtewerte, abhängig von der Auslagerungszeit und dem Volumenanteil der Partikel

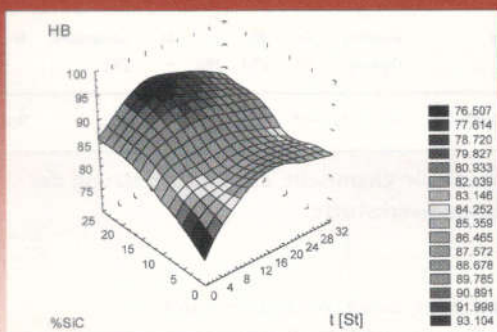
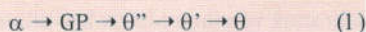


Abb. 4: Räumliche Darstellung der Response Surface für eine multiple lineare Regression

folge der Bildung und Umbildung dieser verfestigenden Phasen aus dem Mischkristall ist:



Die GP - Zonen stellen eigentlich mit dem Legierungselement angereicherte Zonen des Mischkristalls dar, im als Beispiel genannten Fall, Kupfer, dessen Atome eine der Ebenen {100} der Elementarzelle des Aluminiums besetzen. Zum Unterschied zu den GP- Zonen haben die darauf folgenden Übergangs- und die stabile Phase eine klar definierte kristalline Struktur, wie sie auch in der Abb. 1 dargestellt ist.

2. Experimentelle Ergebnisse

2.1 Verwendete Werkstoffe

Die Untersuchungen wurden mit Verbundwerkstoffen eigener Fertigung durchgeführt, die im Departement Werkstoffwissenschaft, im Rahmen der Universität „Politehnica“ aus Timișoara, hergestellt wurden, unter Verwendung einer Technik, die auf Pulvermetallurgie fußt, gefolgt von einem direkten Warmstrangpressen [4], [7], [8]. Der Volumenanteil der keramischen Partikel war 0 ... 20%. Die Proben aus Verbundwerkstoff wurden aus einem Pulver der Legierung Alumix 123, gefertigt, das freundlicherweise von der Firma Eckart - Werke Standard Bronzepulver, zur Verfügung gestellt worden war. Die chemische Zusammensetzung

dieser Legierung ist in der Tab. 1 vorgestellt. Für die Verstärkung des Verbundwerkstoffes wurde SiC-Pulver verwendet, Qualität F800, mit einem mittleren Durchmesser der Partikel von 10 μm . Das typische Aussehen eines Schliffbildes der verwendeten Verbundwerkstoffe ist in der Abb. 2 dargestellt.

2.2 Alterungsverhalten

Ein Problem, welches im Studium des Verhaltens während der Auslagerung von Interesse ist, besteht aus dem Einfluss den die verfestigenden Partikel auf die Phänomene haben, welche die Verfestigung der Matrix begleiten. Obwohl die keramischen Partikel chemisch relativ inert (passiv) sind gegenüber der metallischen Matrix sind, haben einige Autoren [3] auf die Änderung der Dauer bis zum Erreichen der höchsten Härtewerte (peak-aged condition) hingewiesen und suggerieren somit einen Effekt der Partikel auf dem Niveau der Gefügeumwandlungen.

Um den Einfluss der keramischen Verstärkungselemente auf die Auslagerungsparameter zu quantifizieren, wurden die Proben zuerst mit folgenden Parametern lösungsgeglüht:

- Aufheiztemperatur 500°C
- Haltedauer 30 Minuten
- Aufheizmedium: Luft
- Abschrecken: Wasser/20°C/ energische Bewegung

Gleich nach dem Lösungsglühen wurde die Auslagerung in Luft, bei 160°C begonnen, wobei eine elektrisch beheizte Kammer verwendet wurde. Die Auslagerungszeiten waren 0; 2; 12; 18; 24 und 30 Stunden. Als Antwortgröße auf die Gefügeverfestigung wurde die Brinellhärte HB/62,5 daN/2,5 mm angenommen. Die experimentellen Werte sind in der Tab. 2 aufgelistet und in der Abb. 3 grafisch dargestellt.

Die gemessenen Werte wurden einer statistischen Bearbeitung unterzogen, mit dem Ziel, die möglichen Korrelationen zwischen der Härte, als abhängige Antwortvariable und den beiden unabhängigen Variablen, Volumenanteil der keramischen Partikel und Auslagerungsdauer, zu bestimmen.

Nach der Anwendung der Methode der Antwortfläche (Response Surface Methodology - RSM) ist die Darstellung Abb. 4 entstanden, die folgende Schlussfolgerungen zu formulieren gestattet:

- Die Härte des Verbundwerkstoffes wächst proportional mit dem Volumenanteil der keramischen Partikel. Die Höchstwerte für die Härte erzielt man für den höchsten Volumenanteil von 20 %. Trotzdem findet das Ansteigen dieser Werte nicht kontinuierlich statt. Es ist erst bei hohen Volumenanteilen bemerkenswert, im beschriebenen Versuch, bei 15 und 20 %. Dies führt zur Schlussfolgerung, dass bei einem geringen Volumenanteil verfestigender Partikel, der Verfestigungseffekt klein ist, oder gar ein Schwächungseffekt der Matrix auftreten kann, ähnlich der Verbundwerkstoffe mit langen Fasern, mit einem Volumenanteil der kleiner als der kritische ist.
- Die allgemeine Tendenz, für jeden Volumenanteil an keramischen Partikeln ist ähnlich mit denen der unverstärkten Legierung. Mit dem Ansteigen der Auslagerungszeit erhöht sich die Härte bis zu einem Maximum, um sich danach zu vermindern, während der Werkstoff in einen überalterten Zustand übergeht.
- Eine wichtige Bemerkung ist, dass bei einem höheren Volumenanteil von Partikeln, sich die Auslagerungszeit bis zum Erreichen des Härtemaximums verkürzt. Diese Feststellung ist im Einklang mit den Daten der Fachliteratur über ähnliche Werkstoffe.

2.3 Die Identifizierung der ausgeschiedenen Partikel

Die Identifizierung der Ausscheidungen, die während der Auslagerung aufgetreten sind, wurde mit Hilfe der Röntgenstrahlbeugungsanalyse durchgeführt (XRD). Dazu wurden Proben in verschiedenen Zuständen

und mit verschiedenen Volumenanteilen an keramischen Partikeln verwendet. Die Versuchsbedingungen der durchgeführten Analyse waren folgende:

- Anlage: Röntgenstrahldiffraktometer RIGAKU Typ D*;
- verwendete Strahlen: Cu - $K\alpha$ mit der Wellenlänge $\lambda = 1,5405981 \text{ \AA}$;
- Versuchsparameter: Spannung $U = 40 \text{ kV}$; $I = 30 \text{ mA}$.

Die Untersuchung der beim Auslagern ausgeschiedenen Phasen kennzeichnet sich durch einige (erschwerende) Eigenheiten:

1. Die stabile Phase θ ist gut in den Diffraktogrammen individualisiert, aufgrund ihrer Inkohärenz mit dem Gitter des Aluminiums und die vergleichende Analyse der Verbundwerkstoffe mit verschiedenen Volumenanteilen an Partikeln, bestätigt die Bildung dieser Phase. Dem gegenüber liegen die repräsentativsten Peaks der Eichdiffraktogramme für die metastabilen Phasen θ'' und θ' , die einzigen, die bei relativ geringer Kupferkonzentration in der untersuchten Legierung nachgewiesen werden können, sehr nahe zu den Peaks für Aluminium, wie es auch aus Tab. 3 hervorgeht.

Dem zufolge wurde der Ablauf der Ausscheidungsvorgänge durch ein quantitatives Studium der geometrischen Parameter der experimentellen Diffraktogramme verfolgt. Das Verwenden einer computerisierten Anla-

ge für Röntgenstrahlbeugung, erlaubte das genaue Messen der Peakbreite und ihrer Intensität, ausgehend von der Idee, dass die ausgeschiedenen teilkohärenten Phasen, durch Überlappung, die Geometrie der nahegelegenen Peaks des Aluminiums verändern werden.

A. Bibliographische Quellen berichten, dass bei der Mehrheit partikelverstärkter Verbundwerkstoffe, während ihrer Herstellung, bedeutende innere Spannungen und Gitterfehler auftreten, als Folge der verschiedenen linearen Ausdehnungskoeffizienten der beiden Komponenten, Matrix und Partikel. Das Gesamtbild der Diffraktogramme der Proben im Zustand T1 (Luftkühlung nach Sintern) ist das gleiche wie die der unverstärkten Legierung, das bedeutet, dass die Gefügewandlungen, auch nach der Verstärkung, im allgemeinen, die gleichen sind und nur die geometrischen Charakteristiken der Peaks Veränderungen ausgesetzt sind. Diese Tatsache ist durch die Veränderung der Intensität des eingegangenen Signals unterstrichen. Diese Veränderung ist in direkter Abhängigkeit mit dem Partikelanteil und der Vergrößerung der Peakbreite der für Aluminium charakteristischen Peaks, aufgrund der hervorgerufenen Gitterverformungen und einiger Gefügeanomalien, die sich gebildet haben. Die Werte der Intensität I und der Breite w sind vergleichend für die kristallografischen Ebenen (111) und (020) des

Aluminiums in der Tab. 4 dargestellt. Man kann feststellen, dass das Ansteigen des Spannungszustandes sich durch kleinere Intensitäten in der Ebene (111), als Folge der Gitterverformungen des Aluminiums äußert. Außerdem steigt die Intensität nach der Ebene (020) mit dem Ansteigen des Volumenanteils. Wenn man berücksichtigt, dass die Ebene des Aluminiums (020), wie mehr oben erläutert, auch zu den teilkohärenten Phasen θ' und θ'' gehört, kann das Ansteigen dieser Intensität in einer partikelverstärkten Matrix, mit der Bildung dieser metastabilen Phasen, sogar während der Abkühlung für das Erhalten des Zustandes T1, erklärt werden. Das bestätigt die Hypothese, dass der durch Partikelverstärkung gebildete Spannungszustand, das kontinuierliche Ausscheiden stimuliert, welches auf der Diffusionsaktivität der Leerstellen fußt und charakteristisch für die Bildung metastabiler Phasen ist. Die Veränderung der geometrischen Elemente der Diffraktogramme, durch die Partikelverstärkung, ist in der Abb. 5a grafisch dargestellt.

B. Im Falle der Verbundwerkstoffe, die lösungsgeglüht wurden, verändert das Einbringen der keramischen Elemente, das Spannungsfeld. Dies kann man feststellen, wenn man die Diffraktogramme zweier Materialien vergleicht, eines ohne und eines mit den Höchstanteil von 20 % Siliziumkarbid. Dieser Vergleich ist in der

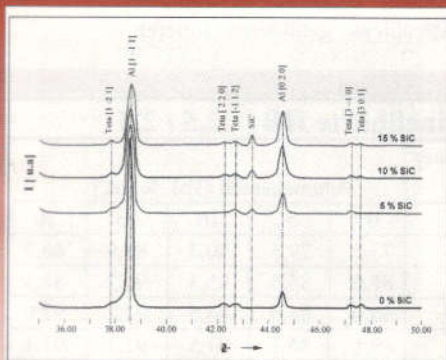


Abb. 5 a: Die vergleichende Ansicht der Diffraktogramme im Zustand T1 mit einer Partikelverstärkung von 0-20 % SiC

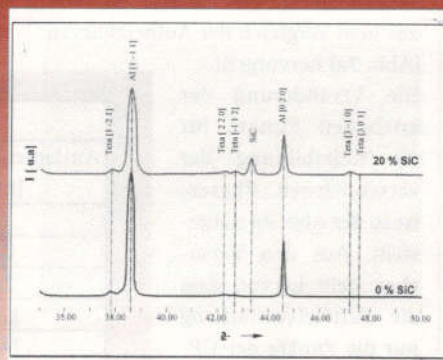


Abb. 5 b: Die vergleichende Ansicht der Verbundwerkstoffe im lösungsgeglühten Zustand unverstärkt und mit 20 % verstärkt

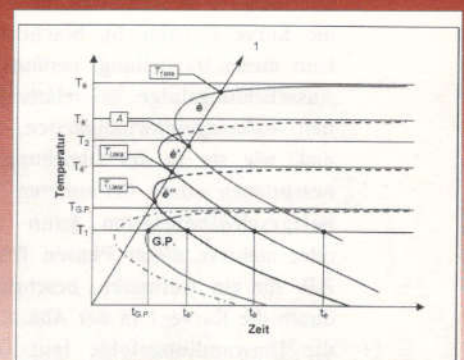


Abb. 6: Schematische Darstellung der C-Kurven, der Bildung der GP-Zonen, der metastabilen und der stabilen Ausscheidung aus dem übersättigten Mischkristall

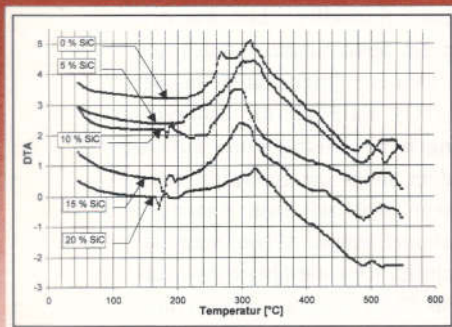


Abb. 7 a: Das Aussehen der Kurven der thermischen Differentialanalyse (DTA) im Vergleich, für eine Matrix aus einer Legierung Al-Cu-Si-Mg mit SiC-Partikel, in einem Volumenanteil von 0-20 % verstärkt, lösungsgeglühter Zustand

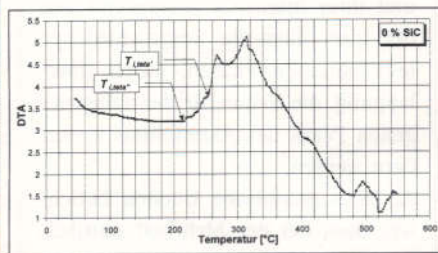


Abb. 7 b: Die Erwärmungskurven bei der thermischen Differentialanalyse der unverstärkten Al-Cu-Si-Mg-Legierung, nach Lösungsglühen

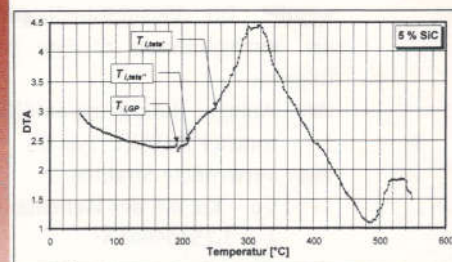
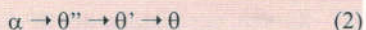


Abb. 7 c: Die Erwärmungskurven bei der thermischen Differentialanalyse der Al-Cu-Si-Mg-Legierung, mit 5 % SiC verstärkt, nach Lösungsglühen

Abb. 5b verdeutlicht. Es ist klar, dass im unverstärkten Material, die für Siliziumkarbid charakteristischen Peaks fehlen und die Intensität des Signals größer ist als bei der Matrix mit 20 % SiC. Gleichzeitig findet, sowohl im unverstärkten als auch im Verbundwerkstoff, eine fast gänzliche Abflachung der Linien für die stabile Phase θ statt, im Vergleich zum Zustand T1, wo diese gut ausgeprägt waren, während die Intensitäten für die für Aluminium charakteristischen Peaks kleiner waren (Abb. 5b).

2.4 Kinetik der Auslagerungsumwandlungen

Die Ausscheidungsfolge, der metastabilen und stabilen Phasen, aus dem übersättigten Mischkristall, ist durch die Kurve C (Abb. 6), beschrieben. Laut dieser Darstellung, verläuft die Ausscheidungsfolge, bei relativ kleinen Aufheizgeschwindigkeiten, normal, wie sie in der Gleichung (1) beschrieben wurde. Bei höheren Aufheizgeschwindigkeiten kann eine oder mehrere dieser Phasen fehlen. Z.B. für ein Aufheizen, beschrieben durch die Kurve 1 in der Abb. 6, ist die Umwandlungsfolge laut Gleichung (2):



Um den eventuellen Einfluss der in der Matrix eingebetteten Partikel zu

untersuchen, wurde die thermische Differentialanalyse (TDA) verwendet. Die Temperaturen, bei welchen die Ausscheidungen der Phasen (Guinier - Preston - Zonen, θ'' , θ' und θ) beginnen, wurden $T_{A,GP}$; $T_{A,\theta''}$, $T_{A,\theta'}$, und bzw. $T_{A,\theta}$ benannt. Die durch empirische Versuche ausgewählte Aufheizgeschwindigkeit war 5°C/Minute, eine Geschwindigkeit, die für die unverstärkte Legierung, eine Ausscheidungsfolge laut (2) sichert. Die erhaltene Kurve ist in der Abb. 7b dargestellt. Mit dem Einfügen der verstärkenden Partikel, kann man eine Gefügeumwandlung feststellen, die dem Keimen der GP-Zonen entspricht. Außerdem verschiebt sich die Anfangstemperatur $T_{A,GP}$ zu immer niedrigeren Werten, je höher der Volumenanteil der Partikel ist, was aus dem Vergleich der Aufheizkurven (Abb. 7a) hervorgeht.

Die Veränderung der kritischen Punkte für die Keimbildung der verschiedenen Phasen, ist in der Abb. 7g dargestellt. Aus den Versuchen geht hervor, dass die Partikelverstärkung nur die Punkte der GP-Zonenbildung bemerkenswert beeinflusst, während die anderen metastabilen und die stabile Phase unbeeinflusst bleiben. Dieser

Effekt der Partikelverstärkung, kann auch im Diagramm C aus der Abb. 6 dargestellt werden, durch ein linksrücken der Linie, die den Beginn der Bildung der GP-Zonen markiert. Die neue Position ist mit punktierter Linie eingezeichnet. Wie schon erwähnt, ist die Verschiebung um so ausgeprägter, je größer der Volumenanteil der Partikel ist.

Wenn man berücksichtigt, dass die GP - Zonenbildung, im allgemeinen einer homogenen und kontinuierlichen Keimbildung zugeschrieben wird, im Unterschied zu den anderen Phasen, bei welchen die heterogene Keimbildung vorherrscht, kann man darauf schließen, dass der Haupteffekt der verstärkenden Partikel, sich auf die Stimulierung der homogenen Keimbildung, aufgrund der während des Abkühlens gebildeten inneren

Brinellhärte HB / 62,5 / 2,5

Auslagerungsdauer [h]	Volumenanteil [Vol. % SiC]				
	0	5	10	15	20
0	73,2	79,5	80,3	84,9	86,2
2	81,6	85,5	85,3	90,2	87,3
12	88,0	84,0	84,5	92,2	93,0
18	89,1	86,7	87,5	91,1	91,1
24	85,3	87,5	84,2	89,9	90,6
30	85,7	87,0	81,7	90,7	88,8

Tab. 2: Die Härtewerte HB/62,5/2,5 nach dem Auslagern der Verbundwerkstoffe

Spannungen, als Folge ihrer, zur Matrix stark unterscheidenden Ausdehnungskoeffizienten, auswirkt.

3. Schlussfolgerungen

Das Auslagerungsverhalten der hergestellten Verbundwerkstoffe, ähnelt anderen vergleichbaren Werkstoffen, die in der Literatur beschrieben sind und zwar, dass die Höchstwerte nach dem Auslagern, nach immer kürzeren Auslagerungszeiten auftreten, je höher der Volumenanteil der keramischen Partikel ist. Außerdem sinkt der Auslagerungseffekt proportional mit dem Verstärkungsgrad, so dass die Verbesserung der mechanischen Eigenschaften, hauptsächlich eine Folge der Partikelverstärkung wird.

Die in der metallischen Matrix identifizierten Phasen sind dieselben, unabhängig von der Anwesenheit der verstärkenden Partikel, aber eine vergleichende Analyse der Röntgenstrahlbeugungsdiagramme, scheint eine Tendenz des Anstiegs des Prozentsatzes der stabilen θ -Phase, mit einem geringeren Verfestigungseffekt aufzuweisen, zum Nachteil der stärker verfestigenden metastabilen Phasen. Dies ist eine mögliche Erklärung der Verminderung des Aushärtungseffekts. Bis jetzt wurden ähnliche Feststellungen auf die Tatsache zurückgeführt, dass durch die Partikelverstärkung sich der Volumenanteil der Matrix verringert, also des aushärtbaren Materials, oder es wurde die Bildung neuer Verbindungen, vom Typ Oxide angenommen, die einen Teil der Legierungselemente binden, so dass der Übersättigungsgrad des Mischkristalls sinkt.

Die Verminderung der Auslagerungszeit bis zum Erhalten des Härtemaximums aufgrund der Partikelverstärkung, wurde bisher einem möglichen Einfluss auf die Keimbildung und -Wachstums zugeschrieben, ohne dass eine Hypothese über die spezifischen Mechanismen formuliert worden wäre [5]. Die Untersuchungen mit Hilfe der thermischen Differentialanalyse, gestatteten die Annahme, dass sich die Beschleunigung der spezifischen Phänomene, aufgrund der internen Spannungen, die auf den

unterschiedlichen Ausdehnungskoeffizienten der Matrix und der Partikel fußen, vollzieht. Die Partikel sind hauptverantwortlich für das Ansteigen der mechanischen Eigenschaften und stimulieren die homogene Keimbildung der Guinier-Preston-Zonen.

Danksagung

Die Autoren danken Werner Kraus und Gert Nolze aus der BAM Berlin für die freundliche Erlaubnis, die von Ihnen entwickelte Software zur quantitativen geometrischen Interpretierung der Diffraktogramme, für diese Arbeit zu verwenden.

Literatur

- [1] Arsenault R.J.: The strengthening mechanism in discontinuous SiC/Al composites, Mechanical and Physical Behavior of Metallic and Ceramic Composites, The 9th Riso International Symposium on Metallurgy and Materials Science, 1988, pp. 279
- [2] Bullough R., Hartley C. S.: Interaction of Dislocation with Residual Stresses in Particle Reinforced Composites, The Tenth International Conference on Composite Materials, ICCM-10, 1995, pp. II-335
- [3] Bhagat R.B., Amateau M.F., House M.B., Meinert K. C., Nisson P.: Elevated Temperature Strength, Aging Response and Creep of Aluminum Matrix Composites, Journal of Composite Materials vol.26, nr.11/1992, pp.1578
- [4] Nicoară Carțiș I., Nicoară M., Răduță A.: Effect of processing variables and reinforcement fraction on the hardness response of P/M produced AlCuSiMg/SiCp metal matrix composites, MATEHN'98, Conference, Cluj-Napoca - Romania, septembrie 1998
- [5] Doel T. J. A., Bowen P.: Effect of particle size and matrix aging condition on toughness of particle reinforced aluminum based metal matrix composites, Materials Science and Technology vol. 12, pp.586

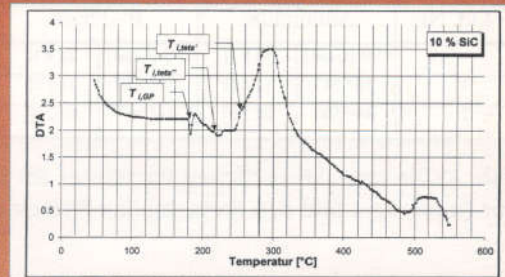


Abb. 7 d: Die Erwärmungskurven bei der thermischen Differentialanalyse der Al-Cu-Si-Mg-Legierung, mit 10 % SiC verstärkt, nach Lösungsglühen

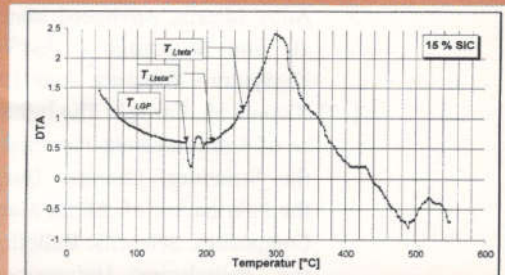


Abb. 7 e: Die Erwärmungskurven bei der thermischen Differentialanalyse der Al-Cu-Si-Mg-Legierung, mit 15 % SiC verstärkt, nach Lösungsglühen

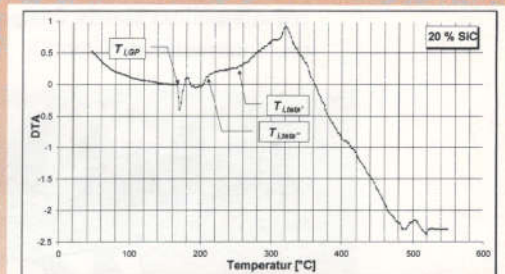


Abb. 7 f: Die Erwärmungskurven bei der thermischen Differentialanalyse der Al-Cu-Si-Mg-Legierung, mit 20 % SiC verstärkt, nach Lösungsglühen

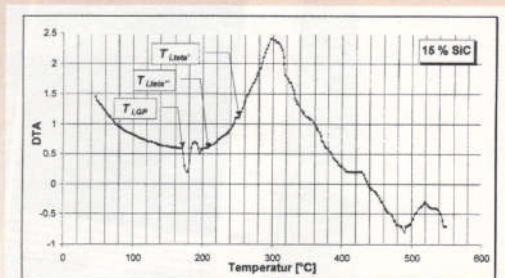


Abb. 7 g: Einfluss des Volumenanteils auf die Temperatur des Ausscheidungsbeginns

Ltd. Nr.	Aluminium		θ'' -Phase		θ' -Phase	
	2- θ [Grad]	[h k l]	2- θ [Grad]	[h k l]	2- θ [Grad]	[h k l]
1	38° 34'	[1 1 1]	39° 17'	[1 1 2]	—	—
2	44° 50'	[0 2 0]	44° 50'	[0 2 0]	44° 29'	[1 1 2]

Tab. 3: Die charakteristischen Parameter der Diffraktogramme für Aluminium und den metastabilen Phasen θ'' und θ'

Volumenanteil SiC Partikel [%SiC]	Ebene [1 1 1]		Ebene [0 2 0]	
	I [s ⁻¹]	w [a. u.]	I [s ⁻¹]	w [a. u.]
0	6410	0,36	656	0,39
5	2475	0,39	588	0,42
10	2340	0,45	918	0,48
15	2286	0,405	1000	0,435

Tab. 4: Die charakteristischen Parameter der Beugung für verschiedene Partikelanteile

- [6] Nicoară M.: Particle Reinforced Composites Based on Aluminium Alloy Matrix, Advanced Materials and Structures – AMS'98, Timișoara – Romania, June 1998
- [7] Nicoară M., Carțiș I.: The Influence of Reinforcement Particles on the Structural Changes During the Fabrication of Metal Matrix Composites, Scientific Bulletin of the „Politehnica” University of Timișoara, Tom 44 (58), Mechanics, 1999
- [8] Nicoară M., Belgiu G.: Contributions to the Improvement of Surface Quality During the Hot Deformation of Particle-Reinforced Aluminium Matrix Composites, International Scientific and

Technical Conference for Precision and Reliability of Technological and Transport Systems, Penza, Russia, June 1999

- [9] Novikov I.: Theory of Heat Treatment of Metals, Mir Publishers – Moscow, 1978
- [10] Shojiro O.: Mechanical Properties of Metallic Composites, Marcel Dekker, Inc., New York – Basel – Hong Kong, 1994
- [11] Song Y., Baker T. N.: Accelerated aging processes in ceramic reinforced AA 6061 composites, Materials Science and Technology vol. 10, pp.407
- [12] Starink M. J., Jooris V., Van Mourik P.: Precipitation in a solid-quenched, particle-reinforced

Al-Si-Cu-Mg alloy; phase identification and kinetics, Metal Matrix Composites – Processing, Microstructure and Properties; The 12th Riso International Symposium on Materials Science, 2-6 September 1991, pag.675

* Dr.-Ing. Mircea Nicoară, Oberassistent Universität „Politehnica” Timișoara, Rumänien

** Dr.-Ing. Roland L. Cucuruz, Professor Universität „Politehnica” Timișoara, Rumänien

*** Dr.-Ing. Ioan Carțiș, Professor Universität „Politehnica” Timișoara, Rumänien

Jetzt kostenlos testen!



Lernen Sie METALL – die internationale Fachzeitschrift für Metallurgie – näher kennen. Bilden Sie sich ein eigenes Urteil! Wir laden Sie ein, die Zeitschrift **drei Monate kostenlos und unverbindlich zu testen**. Senden Sie uns einfach den Coupon ausgefüllt zurück!

Ja, wir möchten METALL näher kennenlernen. Bitte senden Sie uns die nächsten **drei Ausgaben kostenlos und unverbindlich** zu!

Firma _____

Vor-/Zuname _____

Abteilung _____

Anschrift _____

PLZ, Ort _____

Tel. _____ Fax _____

E-Mail _____

Branchenzweig _____

GIESEL Verlag

Giesel Verlag GmbH
Rehkamp 3 | 30916 Isernhagen
Tel. 05 11/73 04-0
Fax 05 11/73 04-1 57
E-Mail: Vertrieb@giesel.de

METALL