



TITLE:

Elektronenmikroskopische Untersuchung der Ausscheidung in Kupfer-Beryllium Legierungen

AUTHOR(S):

YAMAMOTO, Satoru; MURAKAMI, Yotaro

CITATION:

YAMAMOTO, Satoru ...[et al]. Elektronenmikroskopische Untersuchung der Ausscheidung in Kupfer-Beryllium Legierungen. Memoirs of the Faculty of Engineering, Kyoto University 1970, 31(4): 576-587

ISSUE DATE:

1970-03-31

URL:

<http://hdl.handle.net/2433/280797>

RIGHT:

Elektronenmikroskopische Untersuchung der Ausscheidung in Kupfer-Beryllium Legierungen**

Von

Satoru YAMAMOTO* und Yotaro MURAKAMI*

(Eingegangen am 23, Juni 1969)

Die Ausscheidung aus dem übersättigten Kupfer-Beryllium-Mischkristall während einer Auslagerung bei 250°C und 135°C wurde mittels Elektronenmikroskopie und Elektronenbeugung untersucht. Hierbei wurde beobachtet, daß mit zunehmenden Auslagerungszeiten die Entmischung in drei Stufen erfolgt: Bildung von G.P. Zonen; Bildung einer geordneten Struktur und schließlich Ausscheidung der γ -Phase. Die geordnete Phase wurde genauer untersucht und diskutiert.

Schließlich wurde der Einfluß von Zusatzelementen auf die Entmischungsvorgänge untersucht. Die Ausscheidung der γ -Phase wird durch Zink beschleunigt, aber durch Kobalt unterdrückt.

1. Einleitung

Es kann als gesichert angenommen werden, daß die Entmischung des übersättigten Mischkristalls vor der Bildung der Gleichgewichtsphase über eine Reihe von Zwischenzuständen führt. Die Struktur der hierbei auftretenden Übergangphasen und ihrer unmittelbaren Umgebung in der Matrix sind durch röntgenographische Analysen und durch Elektronenbeugung bestimmt worden⁽¹⁾.

Eine Reihe von Untersuchungen behandelt die hohe Festigkeit der von Kupfer-Beryllium hergeleiteten Legierungen. Tanaka u.a.⁽²⁾ sowie Tanner⁽³⁾ fanden in ihren elektronenoptischen Untersuchungen über den Beginn der Ausscheidung bei Temperaturen unter 300°C, daß sich plättchenförmige G.P. Zonen auf den $\{100\}$ Ebenen der Matrix bilden und diese in den elektronenmikroskopischen Bildern von streifenförmigen Kontrasten entlang den Spuren der $\{110\}$ Matrixebenen begleitet sind. In den zugehörigen Elektronenbeugungsbildern traten zusätzlich zu den $\langle 100 \rangle$ "relrods" auch $\langle 110 \rangle$ "relrods" (normal zu diesen Ebenen) auf.

Die Ergebnisse von Gruhl und Wassermann⁽⁴⁾ zeigten die Existenz der zwei Phasen γ' und γ , welche sich mit zunehmender Auslagerungszeit bei Temperaturen über 200°C nacheinander formten. Die γ' -Phase ist hierbei eine Übergangsphase

* Institut für Metallurgie

** Vorgetragen auf der Jahresversammlung des Japan Institute of Metals, April 1968, Tokyo.

mit tetragonal raumzentrierter Struktur ($a=2.50 \text{ \AA}$, $c=3.54 \text{ \AA}$), welche auf den $\{100\}$ Ebenen mit der Matrix kohärent ist. Sie verursacht in den Beugungsdiagrammen neben den Matrixreflexen auch Überstrukturlinien und kann daher einfach als geordnete α -Phase aufgefaßt werden. Die γ -Phase stellt hingegen die geordnete kubisch raumzentrierte Gleichgewichtsphase vom CsCl-Typ mit $a=2.67\sim 2.70 \text{ \AA}$ dar. Diese beiden Phasen γ' und γ wurden auch von Pfeiffer⁽⁵⁾ sowie von Henmi u.a.⁽⁶⁾ mit elektronenoptischen Methoden gefunden und identifiziert. Aus diesen Ergebnissen würde also folgen, daß der Entmischungsvorgang wie folgt dargestellt werden kann: G.P. Zonen \rightarrow Übergangsphase $\gamma' \rightarrow$ Gleichgewichtsphase γ .

Andererseits wurde in einer eingehenden Zusammenstellung der einschlägigen Literatur von Geisler u.a.⁽⁷⁾ die Ausscheidungsfolge $\gamma'' \rightarrow \gamma' \rightarrow \gamma$ vorgeschlagen. Hierbei soll die erste auftretende Phase γ'' eine monokline raumzentrierte Elementarzelle mit $a=b=2.54 \text{ \AA}$, $c=3.24 \text{ \AA}$ und $\beta=85^\circ 25'$ besitzen. Sie ist auf den $\{100\}$ Ebenen mit der Matrix kohärent und erzeugt im Laufe ihrer Entstehung durch anisotropes Wachstum entlang den $\langle 100 \rangle$ Richtungen und auf den $\{100\}$ Ebenen ein- bzw. zweidimensionale Beugungseffekte. Die γ' -Phase wurde als tetragonal raumzentriert mit $a=b=2.79 \text{ \AA}$ und $c=2.54 \text{ \AA}$ bestimmt, und besitzt zur Matrix die Orientierungsbeziehung: $(112)_\alpha // (120)_{\gamma'}$; $[1\bar{1}0]_\alpha // [001]_{\gamma'}$. Diese von Geisler u.a. vorgeschlagene γ' -Phase unterscheidet sich von der γ' -Phase, welche Gruhl und Wassermann⁽⁴⁾ beschrieben hatten, doch konnte sie auch von Nakagawa⁽⁸⁾ durch Elektronenbeugung nachgewiesen werden. Die γ -Phase ist schließlich wieder die gleichgewichtsphase mit kubisch raumzentrierter Struktur und $a=2.67\sim 2.70 \text{ \AA}$ in Übereinstimmung mit dem Befund von Gruhl und Wassermann.⁽⁴⁾

2. Versuchsdurchführung

Die Legierungen wurden aus Kupfer (99.99%) und blättrigem Beryllium im Hochfrequenzofen unter Vakuum erschmolzen. Die chemische Analyse dieser Legierungen ist in Tabelle 1 zusammengestellt.

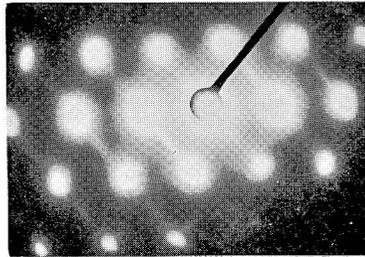
Tabelle 1. Chemische Zusammensetzung des Versuchsmaterials.

Legierung	Chemische Analyse (Gew.-%)			
	Be	Mg	Zn	Co
40	2.03	—	—	—
4M	2.06	0.013	—	—
4Z	2.37	—	0.02	—
5C	2.70	—	—	0.19

Blechförmige Proben mit einer Dicke von 0.2 mm wurden 20 min. bei 780°C unter einer Wasserstoffatmosphäre lösungsgeglüht und anschließend in Wasser abgeschreckt. Die Auslagerung erfolgte bei 250°C in einem Salzbad bzw. bei 135°C in einem Silikonölbad. Zur elektrolytischen Abdünnung wurde eine gesättigte Lösung von Chromtrioxyd in Phosphorsäure bei Raumtemperatur verwendet. Für die Untersuchung stand ein JEM-120 Elektronenmikroskop mit einer Beschleunigungsspannung von 120 kV zur Verfügung.

3. Ergebnisse

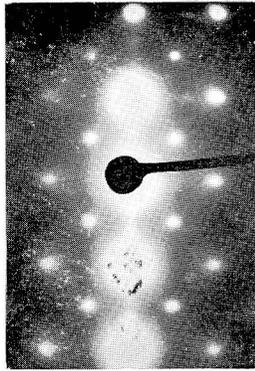
In einer früheren Arbeit wurde gezeigt, daß der elektrische Widerstand während einer Auslagerung bei 135°C allmählich ansteigt, ein Maximum erreicht und dann wieder langsam absinkt⁽⁹⁾. In der vorliegende elektronenmikroskopische Untersuchung der Mikrostruktur waren jedoch bei dieser Temperatur weder G.P. Zonen noch Ausscheidungsteilchen zu erkennen. Die Existenz von dünnen Zonen auf {100} Matrixebenen konnte jedoch in den Elektronenbeugungsdiagrammen (Fig. 1) durch feine Linien, welche durch die Matrixreflexe in $\langle 100 \rangle$



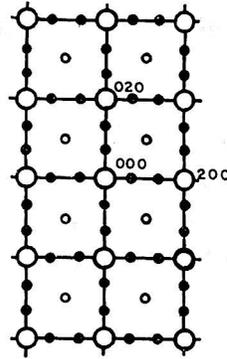
4M

Fig. 1. Elektronenbeugungsbild der 4 Wochen bei 135°C ausgelagerten Legierung 4 M. Richtung des Elektronenstrahls ungefähr $\langle 110 \rangle$. Man beachte die Streifen entlang $\langle 100 \rangle$.

Richtung verlaufen, nachgewiesen werden. Da diese Linien a) durch alle reziproken Gitterpunkte einschließlich des origo gehen, b) symmetrisch zu den Reflexen liegen und c) eine konstante Länge aufweisen, deuten sie eine flächenhafte Diskontinuität parallel zu den {100} Matrixebenen, d. h. scheibenförmige kohärente Ausscheidungsteilchen⁽¹⁰⁾. Zahlreiche Beobachtungen über den Einfluß der Zusatzelemente auf die Entstehung der G.P. Zonen führten zu folgendem Ergebnis: Zink und Magnesium beschleunigen die Bildung der G.P. Zonen, während sie durch Kobalt verzögert wird. Dies stimmt qualitativ mit dem Ergebnis der früheren Widerstandsmessungen und Härtmessungen überein⁽⁹⁾.

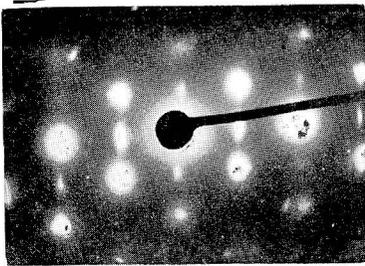


4Z

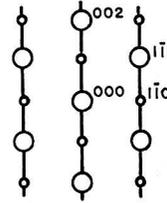


[001] Zone

Fig. 2a

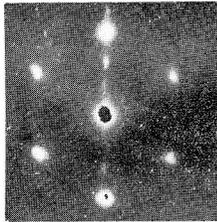


4M

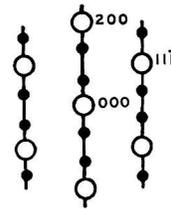


[110] Zone

Fig. 2b

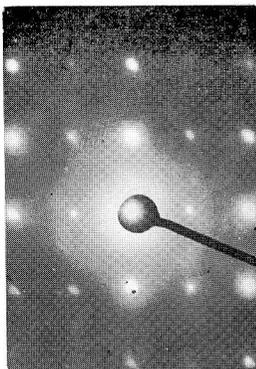


4Z

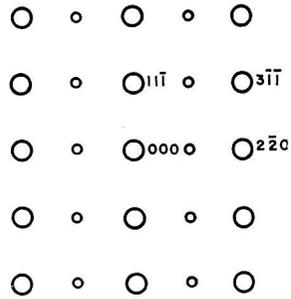


[011] Zone

Fig. 2c



4O



[112] Zone

Fig. 2d

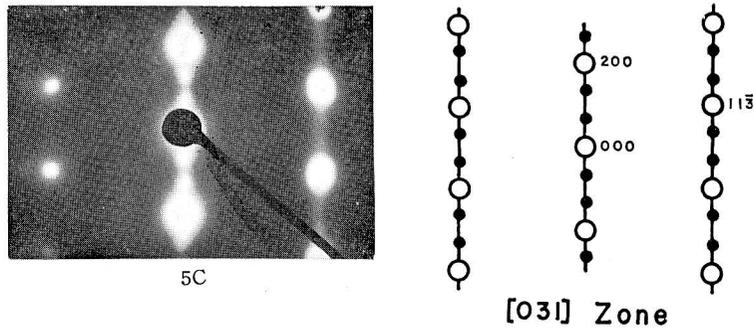


Fig. 2e

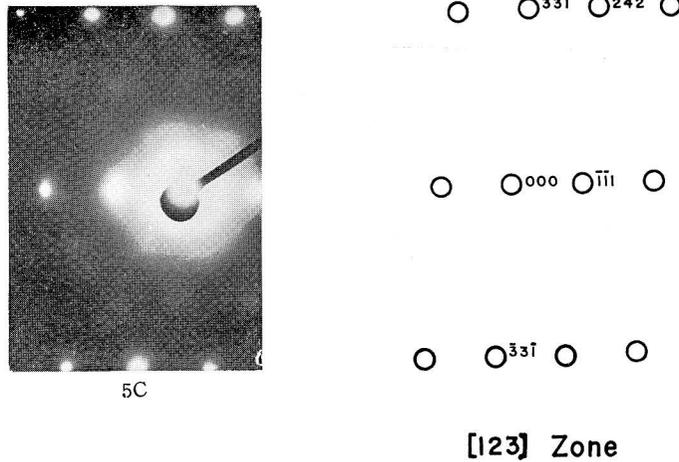


Fig. 2f

Fig. 2. Elektronenbeugungsbilder der 1 Tag bei 250°C ausgelagerten Legierungen. Die Indizierungsschemas folgen aus den Beugungsbildern und anderen zusätzlichen Beobachtungen.

Während einer Auslagerung bei 250°C erfolgte die Härtezunahme in zwei Stufen, welche der Bildung von G.P. Zonen und der Ausscheidung einer Übergangsphase entsprechen. Gleichzeitig wurde ein bevorzugtes Auftreten der Gleichgewichtsphase γ an den Korngrenzen (mittels optischer Mikroskopie) beobachtet^(9,11). Die elektronenoptische Untersuchung verschiedener Gebiete in den polykristallinen Proben und die ausgiebige Verwendung der Proben-schwenkvorrichtung des Elektronenmikroskops erlaubten eine genaue Durchmusterung vieler Orientierungen. Fig. 2a—f zeigt typische Beugungsdiagramme und deren schematische Indizierung von Proben, die bei 250°C einen Tag lang ausgelagert worden waren. Deutlich sind die verbotenen Reflexe vom Typ $\{001\}$, $\{003\}$, $\{110\}$, $\{201\}$, $\{310\}$ des k.f.z. Gitters zu erkennen. Bei den Beugungsbildern der

$\langle 110 \rangle$ Orientierung können zwei Arten unterschieden werden: Eine Art, welche in Fig. 2b dargestellt ist, zeigt die $\{110\}$ u.s.w. Überstruktureffekte, während bei der zweiten Art (Fig. 2c) diese Reflexe fehlen, statt dessen aber $\{\frac{2}{3}00\}$ u.s.w. Reflexe auftreten, welche die Verbindungslinie zwischen $\{000\}$ und $\{200\}$ in drei Teile teilen. Die Beugungsbilder vom zweiten Typ wurden häufiger gefunden.

Man könnte zunächst annehmen, daß die zusätzlichen Reflexe in $\{110\}$, $\{310\}$ u.s.w. Überstrukturlagen (Fig. 2a) von $\langle 100 \rangle$ "relrod" erzeugt werden, welche von außerhalb der jeweiligen Zone gelegenen reziproken Gitterpunkten ausgehen aber den Beugungskreis an den beobachteten Stellen dann schneiden können, wenn die "relrod" lang genug sind. Die experimentellen Ergebnisse zeigen jedoch, daß diese geometrischen Beugungseffekte relativ schwach sind. Darüber hinaus können Reflexe in $\{001\}$, $\{003\}$, $\{201\}$, $\{\frac{2}{3}00\}$ u.s.w. Lagen nicht auf diese Weise erklärt werden. Hieraus folgt, daß diese Reflexe nur von Gebieten mit einem Ordnungszustand herrühren können. Eine genaue Analyse der geordneten Struktur wird im nächsten Abschnitt gegeben.

Fig. 3a—d zeigt die elektronenmikroskopischen Aufnahmen der einen Tag bei 250°C ausgelagerten Proben. In Fig. 3a ist ein schachbrettartiges Muster aus Streifen entlang den Spuren der $\{110\}$ Ebenen zu erkennen. Tanner⁽³⁾ vertritt die Ansicht, daß diese Streifen von Kohärenzspannungen erzeugt werden, also einen Spannungskontrast darstellen, welcher parallel zu den Schubflächen der von den G.P. Zonen erzeugten Schubspannungen verläuft. In den zugehörigen Elektronenbeugungsbildern treten deutlich $\langle 100 \rangle$ und $\langle 110 \rangle$ "relrods" auf. Die Mikrostruktur der Legierung 4Z (Fig. 3c) zeigt unregelmäßige Ausscheidungsteilchen, welche gemäß Tabelle 2 als Gleichgewichtsphase γ identifiziert werden konnte. Bei niedrigen Temperaturen erscheint die γ -Phase vornehmlich an den

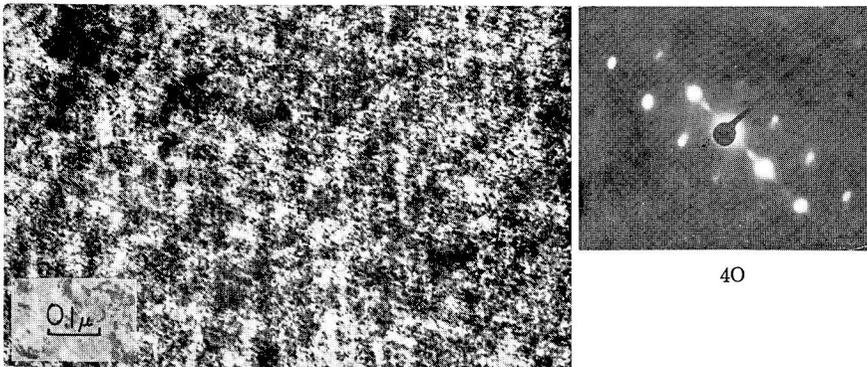


Fig. 3a

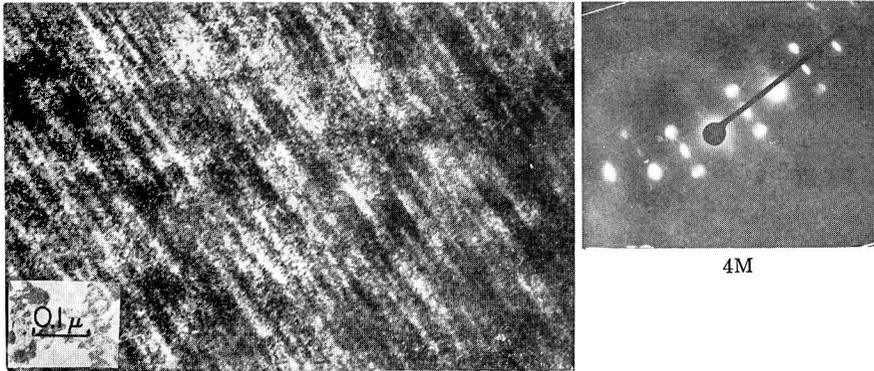


Fig. 3b

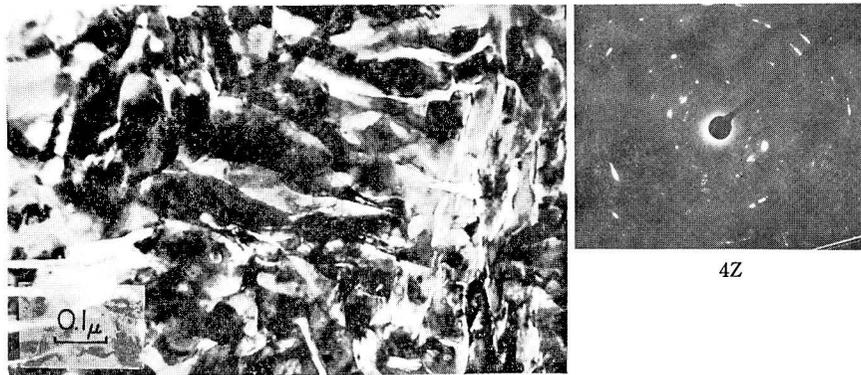


Fig. 3c

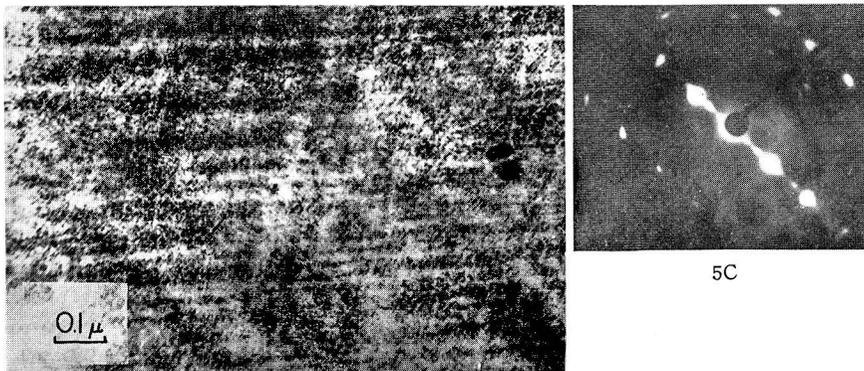


Fig. 3d

Fig. 3. Durchstrahlungsaufnahmen und Beugungsbilder der Proben, welche von 780°C abgeschreckt und eine Tag bei 250°C ausgelagert wurden. Schachbrettartiges Streifenmustern in (a) und unregelmäßige Teilchen der γ -Phase in (c).

Tabelle 2. Indizierung der Matrix und Ausscheidungsphase in Fig. 3-c.

$$L\lambda = Rd = 1.84 \times 10^8 [\text{\AA}]^2$$

R (mm)	Matrix	Überstruktur	γ -Phase (CsCl-Typ)
6.6			(100)
7.3		(110)	
8.7	(111)		
9.4			(110)
10.0	(200)		
11.5		(201)	
13.3		(112)	
14.1	(220)		
14.9			(210)
16.5		(310)	
17.3	(311)		
22.4	(331)		

Korngrenzen und breitet sich während der Auslagerung langsam in das Korninnere aus.

Zusatzelemente scheinen die Art der Ausscheidungsprodukte nicht zu verändern, zeigen aber folgenden Einfluß auf die Entmischungskinetik und Stabilität der Phasen: Magnesium und Kobalt beschleunigen die Entstehung der geordneten Struktur oder fördern ihre Stabilität, während die Ausscheidung der γ -Phase unterdrückt wird. Zink hingegen beschleunigt die Ausscheidung der γ -Phase. Diese Wirkung der Zusatzelemente wurde bereits in einer anderen Arbeit^(9,11) genauer diskutiert.

4. Diskussion

Im letzten Abschnitt wurde darauf hingewiesen, daß zwei Arten von Beugungsbildern der $\langle 110 \rangle$ Orientierung erhalten wurden. Insbesondere wurde beobachtet, daß bei der in (Fig. 2c) dargestellten Art zwei Reflexe bei $1/3$ und $2/3$ des Abstandes zwischen den (000) und (200) Hauptreflexen der Matrix auftreten. Dies bedeutet, daß im wahren Gitter der geordneten Struktur eine Periodizität existieren muß, deren Größe der dreifachen Gitterkonstante des k.f.z. Grundgitters entspricht. Man kann daher die geordnete Struktur, wie es in Fig. 4 gezeigt ist, durch Aufeinanderstapeln von 27 flächenzentrierten Einzelzellen aufgebaut denken. Wenn hierbei die Grundvektoren $\mathbf{a}_1, \mathbf{a}_2, \mathbf{a}_3$ des k.f.z. Gitters parallel zu den Koordinatenachsen x_1, x_2, x_3 angenommen werden, so ergibt sich für die Position der einzelnen Atome $x_1\mathbf{a}_1 + x_2\mathbf{a}_2 + x_3\mathbf{a}_3$ das folgende Schema

$$\text{Be Atom } (1/2, m, 1/2+n)$$

$$\begin{array}{l}
 \text{Cu Atom } (l, 1/2, 1/2+n) \\
 (l, m, n) \quad l, m, n = 0, 1, 2 \\
 (1/2+l, 1/2+m, n) \\
 (3/2, m, 1/2+n) \\
 (5/2, m, 1/2+n) \\
 (l, 3/2, 1/2+n) \\
 (l, 5/2, 1/2+n)
 \end{array}$$

Der Strukturfaktor der Elementarzelle in Fig. 4 kann dann wie folgt angesetzt werden:

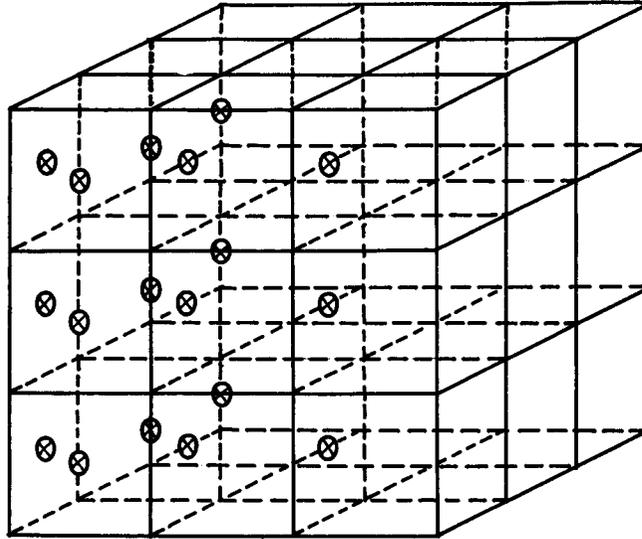
$$F_{\text{total}}(h, k, l) = f_{\text{Be}}X(h, k, l) + f_{\text{Cu}}Y(h, k, l)$$

wobei f_{Be} , f_{Cu} die atomaren Streuungsamplituden der Be und Cu Atome darstellen.

$$\begin{aligned}
 X(h, k, l) &\equiv (1 + e^{\pi i(2l)} + e^{\pi i(4l)}) [e^{\pi i l} \{ e^{\pi i h} (1 + e^{\pi i(2k)} + e^{\pi i(4k)}) + e^{\pi i k} (1 + e^{\pi i(2h)} + e^{\pi i(4h)}) \}] \\
 Y(h, k, l) &\equiv (1 + e^{\pi i(2l)} + e^{\pi i(4l)}) [(1 + e^{\pi i(h+k)}) (1 + e^{\pi i(2h)} + e^{\pi i(4h)}) (1 + e^{\pi i(2k)} + e^{\pi i(4k)}) \\
 &\quad + e^{\pi i l} \langle e^{\pi i(3h)} (1 + e^{\pi i(2h)}) (1 + e^{\pi i(2k)} + e^{\pi i(4k)}) + e^{\pi i(3k)} (1 + e^{\pi i(2k)}) \\
 &\quad \times (1 + e^{\pi i(2h)} + e^{\pi i(4h)}) \rangle]
 \end{aligned}$$

$F_{\text{total}}(h, k, l)$: Eine zu h und k symmetrische Funktion

$$F_{\text{total}}(h, k, l) \begin{cases} = 0 & \text{für } h+k: \text{ ganz, ungerade} \\ \neq 0 & \text{für } h+k: \text{ ganz, gerade} \end{cases}$$



⊗ Be atom

Fig. 4. Ein Modell der geordneten Struktur, welche bei der Entmischung von k.f.z. Cu-Be-Mischkristallen gebildet wird. Übersichtlichkeitshalber sind nur die Be Atome eingezeichnet.

$$\text{und } (1 + e^{\pi i \langle 4/3 \rangle} + e^{\pi i \langle 8/3 \rangle}) = (1 + e^{\pi i \langle 8/3 \rangle} + e^{\pi i \langle 16/3 \rangle}) = 0$$

$$\text{dann folgt } F_{\text{total}}(0, 0, 2/3) = F_{\text{total}}(0, 0, 4/3) = 0$$

$$F_{\text{total}}(2/3, 0, 0) = F_{\text{total}}(0, 2/3, 0) = 9/2(f_{\text{Cu}} - f_{\text{Be}}) (1 - i\sqrt{3}) \neq 0$$

$$F_{\text{total}}(4/3, 0, 0) = F_{\text{total}}(0, 4/3, 0) = 9/2(f_{\text{Cu}} - f_{\text{Be}}) (1 + i\sqrt{3}) \neq 0$$

Daher ergeben sich die Intensitäten der Reflexe zu

$$I(h, k, l) \begin{cases} = 0 & \text{für } h+k: \text{ ganz, ungerade} \\ \neq 0 & \text{für } h+k: \text{ ganz, gerade} \end{cases}$$

$$I(0, 0, 2/3) = 0, \quad I(2/3, 0, 0) \neq 0$$

Es ist somit erwiesen, daß dieser Strukturfaktor die Haupt- und Überstrukturreflexe der Beugungsschemas in Fig. 2 gut wiedergibt und daher die von uns vorgeschlagene geordnete Struktur nach Fig. 4 die Beugungsbilder erklären kann.

Obwohl dieses Modell der geordneten Struktur zunächst dem von Gruhl und Wassermann⁽⁴⁾, Pfeiffer⁽⁵⁾ und Henmi u.a.⁽⁶⁾ ähnlich erscheint, weicht es von diesem jedoch dahingehend ab, daß anisotropes Wachstum entlang den $\langle 100 \rangle$ Richtungen und auf den $\{100\}$ Ebenen angenommen wird. Ein derartiges anisotropes Wachstum wurde hingegen von Geisler u.a.⁽⁷⁾ auf Grund ein- oder zweidimensionaler Beugungseffekte der Ausscheidungsteilchen vorgeschlagen. Darüber hinaus schloß auch Pfeiffer⁽⁵⁾, daß die Zwischenphase γ' (geordnetes α) aus G.P. Zonen besteht, welche in nur einer der drei möglichen $\langle 100 \rangle$ Richtungen aufeinander gestapelt sind. Dies soll mit zunehmender Entmischung zu einer eindimensionalen Überstruktur bzw. nach einem Vorschlag von Kunze u.a.⁽¹³⁾ zu einem verringerten Zonenabstand führen. Gemäß dieser Erklärung wird das anisotrope Wachstum der Zwischenphase γ' (geordnetes α) durch das Spannungsfeld um die G.P. Zonen, welches durch den Größenunterschied der Cu und Be Atome hervorgerufen wird, bewirkt. Das von uns hier vorgeschlagene Modell beschreibt dann die spezielle Struktur, welche aus dem anisotropen Verhalten des Übergangsstadiums der Entmischung hervorgeht.

Da die geordnete Struktur einen Übergangszustand darstellt, kann sich der mittlere Abstand der Atomanordnung in den geordneten Bereichen mit fortschreitender Ordnungseinstellung verändern. Dies hätte eine Verlagerung der Überstrukturreflexe zwischen den (000) und (200) Hauptreflexen in $\langle 100 \rangle$ Richtung zur Folge. Tatsächlich kann man in Fig. 3 beobachten, daß sich die Beugungsreflexe von ihren Positionen bei $1/3$ und $2/3$ des Abstandes zwischen (000) und (200) verschoben haben.

In der vorliegenden Arbeit wurden die folgenden drei verschiedenen Ausscheidungen beobachtet: G.P. Zonen, geordnete Struktur und γ -Gleichgewichts-

phase. Die geometrischen Beugungseffekte der G.P. Zonen gleichen denen der γ'' -Phase, welche von Geisler u.a. vorgeschlagen wurde. Es konnte jedoch nicht festgestellt werden, ob auch die Kristallstrukturen der beiden Phasen übereinstimmen, da die geringe Monoklinität der Geislerschen γ'' -Phase mit Elektronenbeugung nur schwer nachzuweisen ist. Die zweidimensionalen Beugungseffekte der Geislerschen γ'' -Phase und der von anderen Autoren^(2,3) früher beschriebenen G.P. Zonen stimmen ebenfalls überein, doch wurde die Existenz der γ'' -Phase in diesen Arbeiten nicht erkannt.

Gruhl und Wassermann⁽⁴⁾ sowie Geisler u.a.⁽⁷⁾ schlugen verschiedene Strukturen für die Übergangsphasen in Cu-Be vor. Die hier beschriebene Übergangsphase, welche als Überstrukturphase bezeichnet werden kann und eine modifizierte und verbesserte Struktur besitzt, stimmt mit der von Gruhl und Wassermann⁽⁴⁾ als γ' bezeichneten Phase gut überein. Die Gleichgewichtsphase γ wurde in Übereinstimmung mit allen früheren Arbeiten identifiziert.

Eine γ' -Phase, wie sie von Geisler u.a.⁽⁷⁾ beschrieben worden ist, wurde in dieser Arbeit nicht beobachtet. Die Beugungsdiagramme der $\langle 110 \rangle$ Orientierung in Fig. 2c zum Beispiel unterscheiden sich wesentlich von den Beugungsdiagrammen der $\langle 110 \rangle$ Zonen, welche Nakagawa in einem Kristall mit γ' Ausscheidungen erhalten hatte. (siehe Fig. 4a in⁽⁹⁾). Andererseits konnte diese Phase in anderen von uns durchgeführten Experimenten⁽¹⁰⁾ bei Verwendung von Cu-Be Legierungs Einkristallen mit und ohne Zusatzelemente beobachtet werden.

Es liegt nahe anzunehmen, daß sich diese Übergangsphase nach den Teilchen mit geordneter Struktur ausscheiden kann, wenn die Auslagerung unter geeigneten Bedingungen wie z.B. nach einer Kaltverformung, erfolgt. Weitere experimentelle Untersuchungen sind nötig um festzustellen, ob die Ausscheidung der geordneten Phase, der Geislerschen γ' -Phase und der γ -Phase durch unabhängige Keimbildung erfolgt, oder aber eine kontinuierliche Reaktion zwischen diesen drei Phasen vorliegt.

5. Zusammenfassung

Das Ausscheidungsverhalten von Legierungen auf Cu-Be Basis wurde bei 135°C und 250°C untersucht. Hierbei wurden die folgenden Ergebnisse erhalten: (1) Entsprechend der gewählten Auslagerungszeit und Temperatur wurde die Bildung von G.P. Zonen, Teilchen mit einer geordneten Struktur und die Gleichgewichtsphase γ beobachtet.

(2) Die geordnete Struktur wurde genau analysiert und mit den Ergebnissen anderer Untersuchungen verglichen.

(3) Zusatzelemente üben einen starken Einfluß auf das Ausscheidungsverhalten aus. Magnesium und Zink beschleunigen die G.P. Zonen-bildung während sie durch Kobalt verzögert wird. Andererseits stabilisieren Magnesium und Kobalt die geordnete Struktur und unterdrücken die Ausscheidung der γ -Phase. Zink hingegen beschleunigt die Bildung der Gleichgewichtsphase γ .

Die Autoren möchten The Sumitomo Special Metals Industry Ltd., Osaka für seine Hilfe bei dieser Untersuchung ihren besten Dank aussprechen. Herren Dipl.-Ing. M. Matsui möchten wir danken für wertvolle Hilfe.

Bibliographie

- 1) A. Kelly und R.B. Nicholson: Progr. Mater. Sci., 10 (1963) 149.
- 2) K. Tanaka, M. Mannami und K. Izumi: Acta Met., 11 (1963) 79
- 3) L.E. Tanner: Phil. Mag., 14 (1966) 111
- 4) W. Gruhl und G. Wassermann Metall, 5 (1951) 93, 141
- 5) I. Pfeiffer: Z. Metallk., 56 (1965) 465
- 6) Z. Henmi und T. Nagai: J. Japan Inst. Metals, 30 (1966) 400, 857 (in Japanische)
- 7) A.H. Geisler, J.H. Malley und F.E. Steigert: J. Metals, 194 (1952) 307
- 8) M. Nakagawa: Japan. J. Appl. Phys. 4 (1965) 760
- 9) Y. Murakami, H. Yoshida und S. Yamamoto: Trans. Japan Inst. Metal, 9 (1968) 11
- 10) A. Guinier: Solid State Physics, 9 (1959) 293
- 11) Y. Murakami, H. Yoshida, T. Kawashima and S. Yamamoto: J. Japan Inst. Metals, 30 (1966) 508 (in Japanische)
- 12) T.J. Price und A. Kelly: Acta Met., 11 (1963) 915
- 13) G. Kunze und P. Wincierz: Z. Metallk., 55 (1964) 355.
- 14) O. Kawano, Y. Murakami und K. Miura: Memoirs of Fac. of Eng., Kyoto Univ., 31 (1969) 237.