

11.4 Ausscheidungsverfestigung

Ausscheidungen entstehen, wenn ein homogener Mischkristall abgekühlt wird, wodurch der Zustand im Phasendiagramm eine Phasengrenzlinie überschreitet. Von nun an sollte der Kristall in einem zweiphasigen Zustand vorliegen. Gezielt werden Ausscheidungen hergestellt, indem der homogene Mischkristall zunächst abgeschreckt wird, wodurch er als homogener Mischkristall auch bei tieferen Temperaturen weiterhin vorliegt, obwohl das zugrunde liegende Phasendiagramm bei diesen tiefen Temperaturen eigentlich einen zweiphasigen Zustand vorgibt. Die Diffusion reicht an dieser Stelle nicht aus, um den Mischkristall zu entmischen. Bei einer anschließenden Wärmebehandlung bei mittleren Temperaturen ist die Diffusion erhöht und der Mischkristall kann in die beiden durch das Phasendiagramm vorgegebenen Phasen separieren. Die so entstandenen Ausscheidungen sind durch Phasengrenzen von der Matrix getrennt. In Abbildung 11.9 ist ein möglicher Weg gezeigt, um Ausscheidungen eines nominellen Sn – 70at. – %Pb Mischkristalls zu erzeugen.

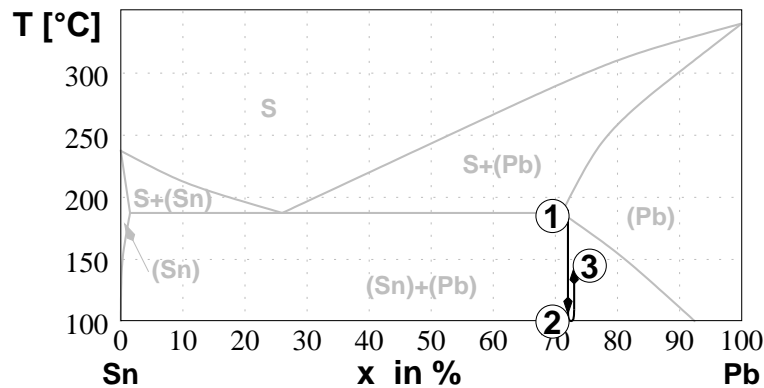


Abbildung 11.9: Möglicher Weg einen Sn – 70at. – %Pb Mischkristall gezielt auszuscheiden. Bei (1) wird der Mischkristall homogenisiert und zu (2) abgeschreckt. Eine anschließende Wärmebehandlung bei (3) führt zur Ausscheidung einer Phase (hier (Sn) im (Pb)-Mischkristall).

Die Phasengrenze zwischen Ausscheidung und Matrix kann nun sowohl inkohärent, als auch semi-kohärent oder teilkohärent sein. Inkohärente Phasengrenzen wirken auf Versetzungen wie unüberwindbare Korngrenzen. Aus diesem Grund sind inkohärente Phasengrenzen in Hinblick auf die Festigkeitssteigerung genauso effektiv, wie Partikel oder Dispersoide. Allerdings sind in der Regel die bei hohen Temperaturen gebildeten Ausscheidungen sehr groß, wodurch sie zur Erzielung hoher Festigkeiten nicht geeignet sind. Kohärente, oder teilkohärente Phasengrenzen sind derart, daß Versetzungen sich durch sie hindurch bewegen können, da sich die kristallographischen Ebenen mit leichter Verzerrung über die Phasengrenze hinweg fortsetzen. Hierfür müssen Haltekräfte der Ausscheidungen, die auf die Versetzung wirken, überwunden werden. Dabei sind zunächst die bereits besprochenen parelastische und dielastische Wechselwirkungen zu berücksichtigen. Die parelastische Wechselwirkung nimmt mit steigender Größe der Ausscheidungen zu. Es gilt:

$$F_{\max}^p = Gb|\delta|r ; \quad F_{\max}^d = Gb^2|\eta| \quad (11.11)$$

Bewegt sich eine Versetzung durch eine kohärente Ausscheidung, so wird das Teilchen abgeschert, weil die Versetzung die Atome auf der einen Seite der Gleitebene verschiebt. Dies ist in Abbildung 11.10 dargestellt.



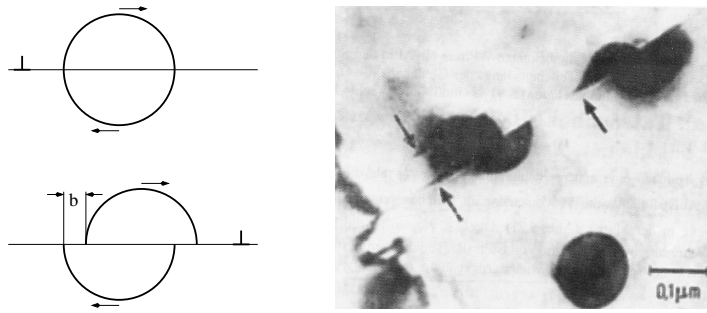


Abbildung 11.10: .

Durch das Abscheren entstehen zusätzliche Phasengrenzflächen, deren Energie beim Schneiden des Teilchens durch die angelegte Spannung aufgebracht werden muß. Die entsprechende Kraft auf die Versetzung ist mit der spezifischen Grenzflächenenergie γ_p gekoppelt durch:

$$F^s = \gamma_p r$$

wobei hier ein Geometriefaktor vernachlässigt wurde.

Ist das Teilchen geordnet, so wird beim Schneiden des Teilchens längs der Gleitebene die Ordnung zerstört, es entsteht eine Antiphasengrenze. Der Wechsel von Phasen- zu Antiphasengrenze durch Abscheren eines Teilchens ist in Abbildung 11.11 schematisch skizziert.

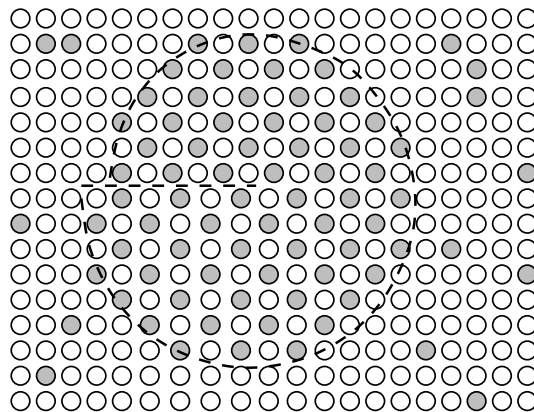


Abbildung 11.11: Entstehung einer Antiphasengrenze in einem geordneten Teilchen durch Abscheren.

Damit muß zum Abscheren des Teilchens zusätzlich die Energie der Antiphasengrenze γ_{APG} aufgebracht werden

$$F^{APG} = \gamma_{APG} r$$

Darüberhinaus hat das Teilchen in der Regel eine andere Stapelfehlerenergie als die Matrix. Damit ist die Aufspaltungsweite der Versetzung im Teilchen verschieden von der in der Matrix. Ist diese im Teilchen kleiner, so spaltet die Versetzung im Teilchen in Teilversetzungen auf. Beim Verlassen des Teilchens müssen diese wiederum zusammengeführt werden, was mit einem Mehraufwand an Energie verbunden ist. Im umgekehrten Fall muß eine zusätzliche Kraft aufgebracht werden, um die Versetzung überhaupt in das Teilchen hineinzubekommen.

Bei nicht geordneten Teilchen spielt die Antiphasengrenze keine Rolle, damit auch F^{APG} . Sieht man vom dielastischen Beitrag ab, so nehmen alle Kräfte mit der Ausscheidungsgröße zu. Daher kann man eine parelastische Kraft einführen, deren Proportionalitätskonstante eine Grenzflächenenergie ist.

$$Gb|\delta| = \gamma_0$$



11.4.1 Die kritische Scherspannung beim Schneiden von Teilchen

Da nun die wesentlichen Kräfte proportional zu r sind, kann man schreiben

$$F_{\max} = \tilde{\gamma} \cdot r$$

Andererseits kann diese Kraft auch gemäß der Peach-Koehler-Gleichung beschrieben werden

$$F_{\max} = \Delta\tau_c b l_F$$

⇒

$$\Delta\tau_c = \frac{F_{\max}}{b l_F} = \frac{\tilde{\gamma} r}{b l_F} = \frac{\tilde{\gamma}^{\frac{3}{2}}}{b} \frac{\sqrt{r f}}{\sqrt{6 E_{el}^{\perp}}} = \frac{\tilde{\gamma}^{\frac{3}{2}}}{b^2} \sqrt{\frac{r f}{3G}} \quad (11.12)$$

Die Spannung $\Delta\tau_c$ zum Durchschneiden der Teilchen nimmt also mit $\sqrt{f r}$ zu. Sie kann jedoch nicht größer als die Orowan Spannung werden, denn dann kann die Versetzung das Hindernis leichter umgehen, als schneiden. Dieser Zusammenhang ist in Abbildung 11.12 dargestellt.

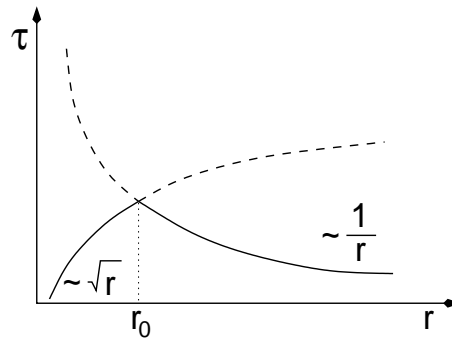


Abbildung 11.12: Veränderung der Festigkeit in Abhängigkeit von der Partikelgröße.

Es ist daher leicht einzusehen, daß es eine Teilchengröße r_0 gibt, bei der eine maximale Festigkeit erzielt werden kann, nämlich

$$\Delta\tau_c = \tau_{OR}$$

Durch Vergleich von $\Delta\tau_c = \frac{\tilde{\gamma}^{\frac{3}{2}}}{b^2} \sqrt{\frac{r f}{3G}}$ und $\tau_{OR} = \frac{Gb\sqrt{f}}{r}$ erhält man

$$r_0 = \frac{Gb^2}{\tilde{\gamma}} \sqrt[3]{3} \quad (11.13)$$

Die Einstellung der Teilchengröße r_0 ist das Ziel der Aushärtung. Es bleibt anzumerken, daß r_0 nicht vom prozentualen Anteil der ausgeschiedenen Phase abhängt.

11.4.2 Aushärtung von Legierungen

Ein wichtiges Verhalten zur Festigkeitssteigerung ist das Aushärten von Legierungen. Die Grundlage der Festigkeitssteigerung durch Aushärten liegt in der durch Ausscheidung gewonnenen zweiten Phase. Bei der Ausscheidung ist das zugrundeliegende Phasendiagramm von besonderer Bedeutung. Generell gilt, daß man einen großen Festigkeitsanstieg durch eine hohe Auslagerungstemperatur erreicht. Bei niedrigeren Temperaturen steigt die Härte langsamer aber stetig an, bis ein Plateauwert erreicht wird. Es wird zunächst eine kohärente und später teilkohärente metastabile Phase ausgeschieden und nicht eine inkohärente Phase. Diese wird erst bei höheren Temperaturen ausgeschieden. Nach dem Plateauwert der Härte wird hierdurch ein weiterer Härteanstieg beobachtet, der ein Maximum zeigt. Bei noch höheren



Temperaturen werden Plateau und Maximum schneller erreicht, liegen aber bei geringeren Werten. Dieses Absinken der Härtewerte liegt darin begründet, daß die Anzahl der ausgeschiedenen Phasen geringer ist. Bleibt wegen der niedrigen Temperatur die Aushärtung auf die erste Stufe beschränkt, so spricht man von **Kaltaushärtung**. Erst bei höheren Temperaturen erhält man auch die zweite Stufe. Dies wird als **Warmaushärtung** bezeichnet. Sie ist im Wesentlichen auf die Ausbildung der inkohärenten Ausscheidungsphase zurückzuführen.

Durch Vergrößerung der Ausscheidungen bei längeren Glühzeiten (Ostwald-Reifung) kommt es zur Vergrößerung der Teilchen, zu einer zahlenmäßigen Verringerung und zu einer Festigkeitsabnahme, weil die Ausscheidungen von den Versetzungen mit dem Orowan Mechanismus leichter umgangen werden können. Diesen Effekt nennt man **Überalterung**.

Der Härtungseffekt ist optimal, wenn der Teilchenabstand möglichst klein ist und die Ausscheidungen homogen im Kristall verteilt sind. Dies wird als kontinuierliche Ausscheidung bezeichnet. Im Gegensatz dazu werden inkohärente oder diskontinuierliche Ausscheidungen häufig an Gitterfehlern, wie Versetzungen, oder Korngrenzen gebildet. Bleibt die Ausscheidung auf die Gebiete um die Gitterfehler beschränkt, werden die mechanischen Eigenschaften oft nur unzureichend verbessert.

Damit können die vorgestellten Festigungsmechanismen zusammengefaßt werden:

Umformverfestigung	Versetzungsdichte	$\tau \propto \sqrt{\rho}$
Phasengrenzhärtung	Kornfeinung	$\tau \propto \frac{1}{D}$
Mischkristallverfestigung	Fremdatomkonzentrationserhöhung	$\tau \propto \sqrt{x}$
Ausscheidungs- und Dispersionsverfestigung	feine inkohärente Phasen	$\tau \propto \sqrt{r}$ oder $\tau \propto \frac{1}{r}$

