

EIGENSCHAFTEN VON DISPERSIONSVERFESTIGTEN PLATINWERKSTOFFEN

M. Rettenmayr¹, M. Oechsle², S. Zeuner², W. Krebs²

¹ Technische Universität Darmstadt, Institut für Materialwissenschaft, Darmstadt

² OMG AG & Co. KG, Technical Materials, Hanau

Einleitung

Unter den Metallen und Legierungen sind Platinwerkstoffe thermochemisch die beständigste Werkstoffklasse. Im Bereich hoher Temperaturen wird dies insbesondere bei der Glaserzeugung und -verarbeitung vorteilhaft eingesetzt: Platinwerkstoffe werden als Bassin-, Rinnen- oder Kanalteile sowie strömungsaktive Bauteile, Beheizungs- und Entgasungseinrichtungen oder Dosiersysteme verwendet. Insbesondere bei der Herstellung technischer und optischer Gläser erlaubt der Einsatz von Platin und Platinlegierungen die Herstellung hochreiner und homogener Glasqualitäten, da Korrosions- und Erosionsprodukte der Feuerfestmaterialien durch die Beschichtung oder Umkleidung mit dem Edelmetall Platin und seinen Legierungen vermieden werden.

Bei den Hochtemperaturanwendungen werden neben der thermochemischen Beständigkeit auch höchste Ansprüche an die mechanischen Eigenschaften gestellt. Reines Platin genügt diesen Anforderungen grundsätzlich nicht. Mit einer Zugfestigkeit von ca. 120MPa bei Raumtemperatur und ca. 30MPa bei 1000°C [1] ist reines Platin ungeeignet, hohen mechanischen Belastungen standzuhalten. In den vergangenen Jahrzehnten wurden deshalb Platinwerkstoffe entwickelt, bei denen durch Legierungsbildung und definierte Einstellung des Gefüges ein Mehrfaches an Festigkeit erzielt wird. Im Einsatz werden die Platinwerkstoffe oft Temperaturen von über 1500°C über eine Einsatzzeit von mehreren Jahren ausgesetzt. Belastungen, die nicht unmittelbar zu plastischer Verformung führen, können dann zum Versagen des Werkstoffes durch Kriechen führen. Der Kriechfestigkeit kommt deshalb unter den mechanischen Eigenschaften besondere Bedeutung zu.

Herstellung hochfester Platinwerkstoffe

Für die Festigkeitssteigerung stehen in der Legierungsentwicklung grundsätzlich sechs verschiedene Mechanismen zur Verfügung. Im Einzelnen sind dies Kaltverformung, Ausscheidungshärtung, Feinkornhärtung, Texturhärtung, Mischkristallhärtung und Dispersionshärtung. Moderne Hochleistungswerkstoffe wie z.B. hochfeste Aluminiumlegierungen oder Superlegierungen auf Nickelbasis setzen immer mehrere dieser Mechanismen zur Einstellung der gewünschten Eigenschaften ein. Im Falle der Platinwerkstoffe können jedoch einige dieser Mechanismen nicht verwendet werden, da ihr Effekt nur bei niedrigen Temperaturen wirksam ist.

Durch Kaltverformung werden Versetzungen in der Kristallstruktur erzeugt, die Netzwerke bilden und so die weitere plastische Verformung behindern. Bei hohen Temperaturen kann die Versetzungsdichte aber durch Erholungsvorgänge wieder abnehmen (s. z.B. [2]), die Festigkeitssteigerung bleibt nicht erhalten. Eine Stabilisierung der Versetzungsdichte bei hohen Temperaturen ist nur durch Einführung weiterer Phasen in das Gefüge möglich. Isoliert kann der Effekt der Kaltverformung daher bei hohen Temperaturen nicht erhalten werden.

Ebenso sind Ausscheidungen nicht oder nur begrenzt zur Festigkeitssteigerung bei hohen Temperaturen einsetzbar. Der Effekt der Ausscheidungshärtung beruht darauf, dass harte Teilchen einer zweiten Phase im Gefüge durch eine Wärmebehandlung erzeugt werden. Maßgebend ist in erster Linie der Abstand und weniger der Durchmesser der Teilchen [3]. Bei gegebenem Volumenanteil der zweiten Phase wird der Härtungseffekt um so größer, je feiner die Teilchen bei einer homogenen Verteilung sind.

Die Einsatztemperatur muss jedoch deutlich unterhalb der Temperatur der Wärmebehandlung liegen, da sonst die zur Bildung der Teilchen führenden Diffusionsprozesse weiter ablaufen und die Teilchen vergrößern. Die Zahl der Teilchen nimmt dabei ab und ihr Abstand nimmt zu. Mit der Zeit geht der Härtungseffekt dann verloren. Die thermische Aktivierung der Diffusion macht es erforderlich, dass die ausscheidungsbildende Wärmebehandlung in der Regel oberhalb von homologen Temperaturen (T/T_m , T_m = Schmelztemperatur in K) von 0,5, der Einsatz darunter erfolgt (siehe Abb. 1).

Die Korngröße ist ein Parameter, der auf eine Reihe von Eigenschaften einen wesentlichen Einfluss ausübt. Zum einen wird ein Werkstück mit abnehmender Korngröße zunehmend makroskopisch isotrop. Dieser Effekt ist für die Bearbeitbarkeit des Halbzeugs von Bedeutung. Zum zweiten nimmt die Festigkeit mit abnehmender Korngröße zu. Dies ist darauf zurückzuführen, dass die freie Weglänge für die Versetzungsbewegung innerhalb des Korns abnimmt. Die Festigkeitszunahme gilt sowohl für die statische Verformung als auch für das Kriechen, solange dieses über Versetzungsbewegung erfolgt. Bei kleinen Belastungen und hohen Temperaturen kann sich aber der Kriechmechanismus von Versetzungsgleiten auf Korngrenzendiffusion umstellen. Eine sehr feine Korngröße würde dann die Zeitstandfestigkeit absenken. In einphasigen Werkstoffen besteht ähnlich wie bei den Ausscheidungsteilchen das Problem der Vergrößerung. Mit der Verringerung der Grenzflächenenergie als treibender Kraft wachsen grobe Körner auf Kosten der kleinen. Für den Hochtemperatureinsatz müssen die Korngrenzen der gewünschten Kornstruktur daher stabilisiert werden.

Ein Effekt, der mehr oder weniger unabhängig von der Temperatur erhalten bleibt, ist die Mischkristallhärtung. Durch Zulegieren weiterer Elemente werden im Kristallgitter des Platins Spannungsfelder erzeugt, die mit denjenigen der Versetzungen in Wechselwirkung treten und so die Versetzungsbewegung behindern. Als besonders effektive Mischkristallhärter in Platin haben sich Nebengruppenelemente wie Osmium und Ruthenium [4], aber auch Germanium und Beryllium [1] erwiesen. Der Mischkristallhärtung sind jedoch wegen der chemischen Beständigkeit der Werkstoffes Grenzen gesetzt, da die herausragende Korrosionsbeständigkeit des Platins durch Legierungszusätze immer vermindert wird [5]. Am wenigsten schädlich bezüglich der chemischen Beständigkeit haben sich Rhodium und Iridium erwiesen [5].

Damit kommt als effektiver Mechanismus für die Festigkeitssteigerung im wesentlichen die Dispersionshärtung in Frage. Prinzip und Wirkungsweise sind ähnlich wie bei der Ausscheidungshärtung, mit dem Unterschied, dass die (nichtmetallischen) Dispersionsteilchen nicht bei einer Wärmebehandlung durch Diffusion der Legierungskomponenten entstehen und deshalb auch bei längerer Auslagerungsdauer nicht vergrößern. Die Dispersionshärtung hat gegenüber der Ausscheidungshärtung also den entscheidenden Vorteil, dass ihr Effekt bei hohen Temperaturen nicht verloren geht, sondern sich in Bezug auf die temperaturabhängige Festigkeit des teilchenfreien Materials noch verstärkt (s. Abb. 1).

Das Erzeugen der Dispersionsteilchen und ihrer Verteilung im Gefüge ist stark materialabhängig und erfordert die Optimierung einer ganzen Reihe von Prozessparametern. Die schmelzflüssige Phase wird beim Herstellungsprozess der Dispersionsteilchen in der Regel vermieden [6], da die Teilchen von einer sich bewegenden Erstarrungsfront nicht eingebaut werden, sondern weggeschoben werden können ('Particle Pushing', [7]). Das dabei entstehende Gefüge enthält kaum Teilchen im Korninnern, aber eine hohe Teilchendichte in den Korngrenzen. Ein so strukturierter Werkstoff weist geringe Festigkeit und hohe Sprödigkeit auf. Maßnahmen zur Vermeidung von Particle Pushing (z.B. rasche Erstarrung beim Verdüsen zu Pulver) sind technologisch sehr aufwendig und schwer zu kontrollieren. Zur Erzeugung der Dispersoide wurde deshalb versucht, Platinverbindungen in Kolloidlösung zusammen mit einer Verbindung zu fällen, bei deren Zersetzung sich ein hochschmelzendes Oxid wie z.B. ZrO_2 bildet [8,9]. Diese Methode wie auch eine weitere Alternative, das Einbringen der Oxidteilchen durch mechanisches Legieren, erfordern einen großen Aufwand, um die notwendige Reinheit der Materialien zu erhalten. Die Mehrzahl der Hersteller von Platinwerkstoffen ist deshalb dazu übergegangen, Dispersoide durch innere Oxidation zu erzeugen.

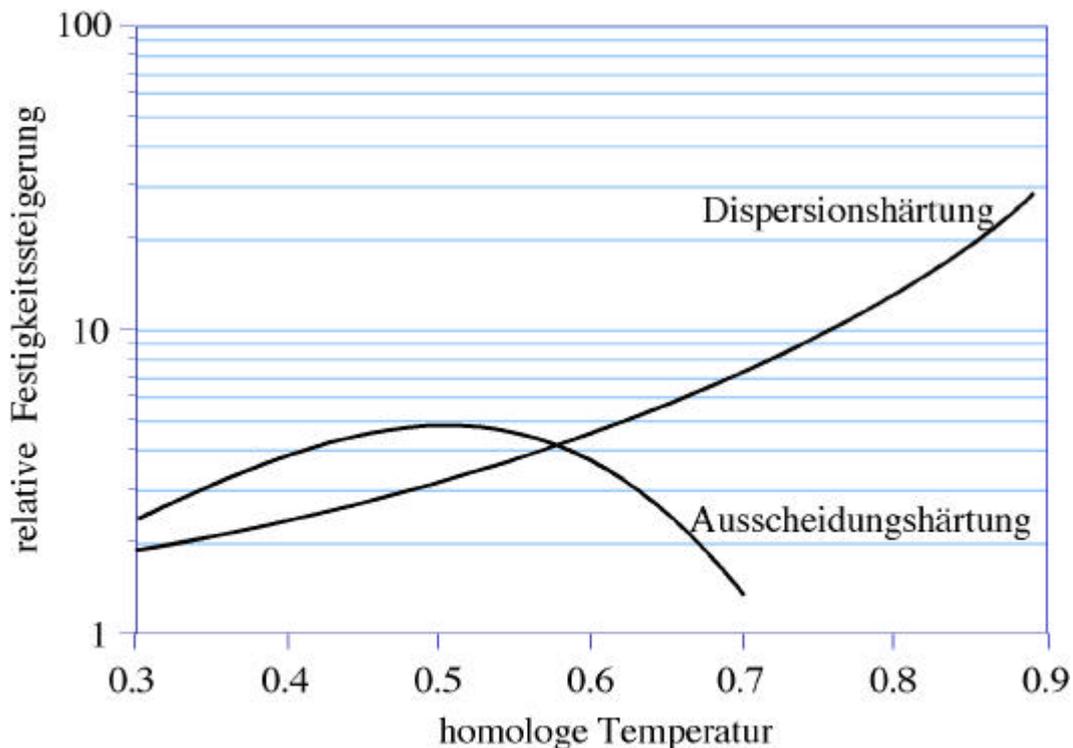


Abb. 1: Vergleich der Festigkeitssteigerung durch Ausscheidungs- und Dispersionshärtung in Abhängigkeit von der Temperatur (nach [11]).

Die ersten durch Oxiddispersion verfestigten Platinwerkstoffe kamen ungefähr 1970 auf den Markt [6,11]. In der Zwischenzeit gehören sie zum Lieferprogramm aller kompetenten Edelmetallverarbeiter. Als Dispersoidteilchen kommen hochschmelzende Verbindungen, u.a. Carbide, Nitride, Oxide und Boride in Frage [6,12]. Als Kriterium für die thermodynamische Beständigkeit der Verbindungen kann die Bildungsenthalpie verwendet werden. Sehr hohe Werte mit über 1000kJ/mol weisen die Oxide von Zirkonium, Yttrium, Hafnium und auch Thorium auf. Bei der Mehrzahl der Hersteller hat sich ZrO_2 [6,11], z.T. noch zusätzlich Y_2O_3 [5], durchgesetzt. Die Oxidpartikel werden durch selektive innere Oxidation von Zr in Pt-Zr-Vorlegierungen erzeugt [9,13]. Die Konzentration des Zr in der Pt-Zr-Vorlegierung liegt je

nach Hersteller bei 0.15 bis 0.3Gew.%. Die wesentlichen Prozessparameter sind der Ausgangszustand der Legierung, die Sauerstofflöslichkeit, die Diffusivität der Komponenten und die Glüh­temperatur. Die Sauerstofflöslichkeit in Platin ist nur schwach druckabhängig. Es wurde gezeigt, dass die Oxidation des Zr an Luft und bei Sauerstoff unter 21bar ähnlich schnell verläuft [6].

Höhere Zr-Beigaben als die erwähnten 0.3Gew.% führen zu einem Volumenanteil an Oxiden in der Matrix, der zunächst die plastische Verformung stark behindert und sich außerdem bei der Anwendung in Bezug auf die thermische Stabilität oder weiterer Eigenschaften nachteilig auswirken kann. In einigen Fällen werden Platin und Platinlegierungen in elektrothermischen Anlagen mit direkter Widerstandsheizung eingesetzt. Deswegen sind neben den chemischen und mechanischen auch einige physikalische Eigenschaften wie der elektrische Widerstand von Bedeutung.

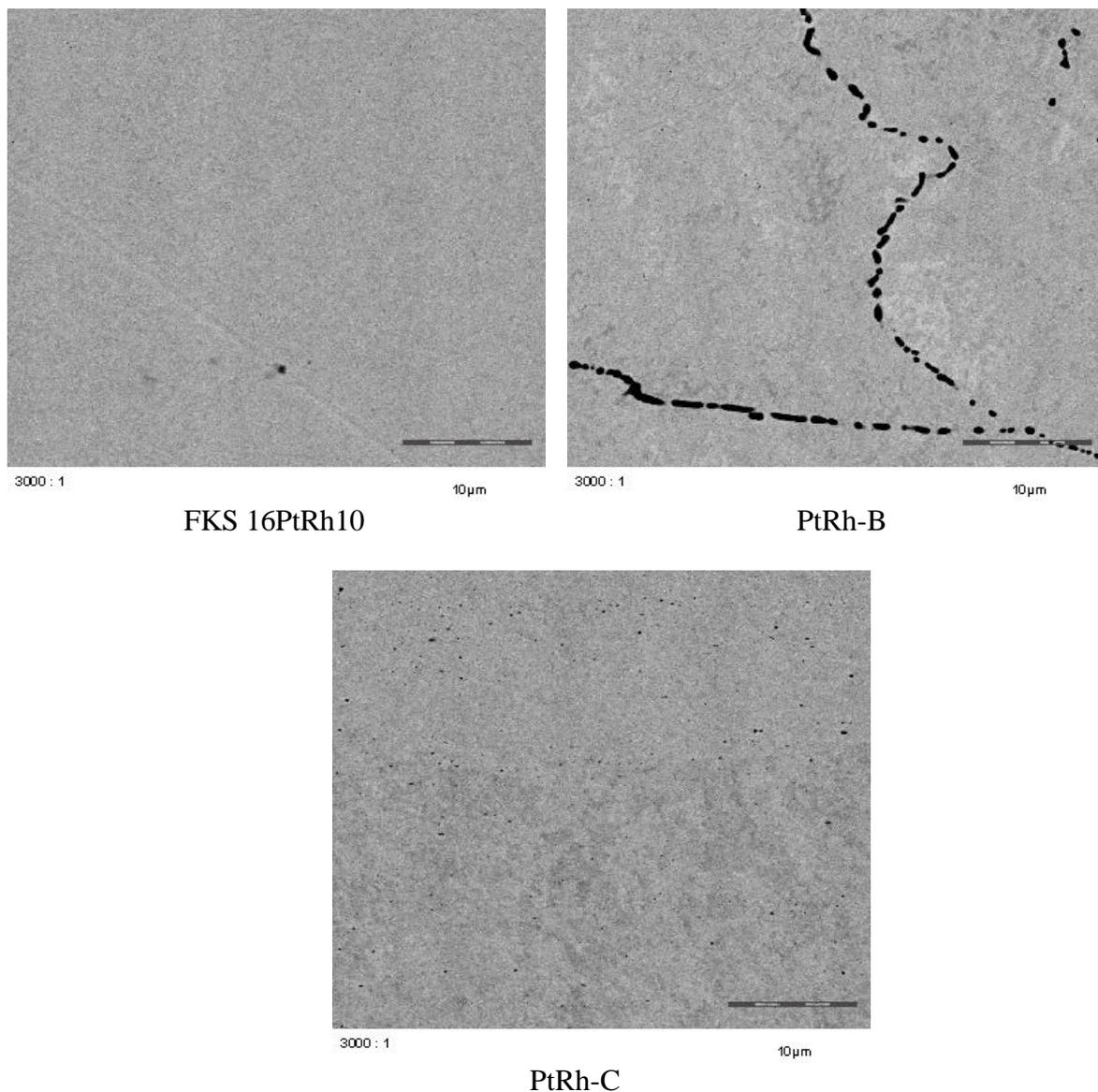


Abb. 2: Gefügebilder dreier Legierungen auf der Basis von PtRh10, bestehend aus Matrixphase (grau) und ZrO₂-Teilchen (schwarz, nicht sichtbar in FKS 16PtRh10).

Je nach gewünschter Einsatz­temperatur werden noch weitere Elemente zulegiert. Zugaben von bis zu 5Gew.% Au führen dazu, dass die Platinlegierung von der Glasschmelze schlechter

benutzt wird [5,6]. Eine Erweiterung der Einsatzbedingungen zu höheren Temperaturen kann durch Zulegieren von Rhodium erreicht werden. Für die höchste Einsatztemperatur bis 1650°C werden Pt-Rh-Legierungen mit 10Gew.%Rh verwendet.

Von entscheidender Bedeutung für die Eigenschaften beim Einsatz ist neben Volumenanteil und Größe der Teilchen ihre Anordnung im Gefüge. Eine statistische Verteilung der Teilchen mit Absänden von wenigen Mikrometern weist die besten Eigenschaften auf, ist aber nur mit besonderen Herstellungsverfahren zu erreichen. Einzelheiten zum Herstellungsverfahren dispersoidverstärkter Platinwerkstoffe sind nur schwer zugänglich, da darauf das Know-How des Edelmetallverarbeiters beruht. Einige Informationen können der relevanten Patentliteratur (zitiert in [6]) entnommen werden. Des Weiteren können aus dem Gefüge der Werkstoffe Rückschlüsse auf ihre Entstehung gezogen werden.

Die Gefüge von dispersionsverfestigten Werkstoffen auf der Basis von Pt-10Gew.%Rh dreier verschiedener Herstellungsverfahren sind in Abb. 2 gezeigt. Es bestehen wesentliche Unterschiede in der Teilchenverteilung, wodurch unterschiedliche Herstellungsprozesse offensichtlich werden. Im Werkstoff FKS 16PtRh10 ist das ZrO_2 so fein ($<140\text{nm}$ Durchmesser), dass es bei der gegebenen Vergrößerung nicht mehr aufgelöst werden kann. Im Werkstoff PtRh-B ist eine bevorzugte Bildung grober ZrO_2 -Teilchen auf Korngrenzen zu beobachten. Im Korninneren sind die Teilchen mit einem Durchmesser $<6\mu\text{m}$ deutlich größer als in FKS 16PtRh10. Im Werkstoff PtRh-C sind relativ feine ZrO_2 -Teilchen (Durchmesser $<1\mu\text{m}$) wieder annähernd statistisch verteilt. Der Volumenanteil der ZrO_2 -Partikel in den drei Platinwerkstoffen liegt bei ca. 1Vol.%. Der Teilchenanteil ist bei den Materialien ähnlich hoch, da auch der Gehalt an Zirkon in der gleichen Größenordnung ($<0,2\text{Gew.}\%$) ist.

Technologische Eigenschaften

Durch die Dispersionsverstärkung wird die Festigkeit der Platinwerkstoffe deutlich erhöht, wie der Vergleich der Zugfestigkeiten R_m einiger unverstärkter und dispersionsverstärkter Platinwerkstoffe zeigt (Tab. 1). Die Auswirkungen des Dispersoids sind umso höher, je weicher der Matrixwerkstoff ist. So lässt sich die Zugfestigkeit von reinem Platin bei Raumtemperatur durch die Einführung des Dispersoids ungefähr verdoppeln. Im Vergleich zu dispersoidverstärktem reinem Platin weist PtRh10 durch die effektive Mischkristallhärtung bereits ohne Dispersionsverstärkung eine höhere Zugfestigkeit auf. Diese lässt sich durch die Dispersoide bei geeigneter Größenverteilung und Anordnung noch um ca. 30% steigern. Ungünstigere Parameter der Dispersoidverteilung können den Festigkeitsgewinn aber deutlich reduzieren (s. PtRh-B, Tab. 1). Zur Optimierung anderer Eigenschaften wie z.B. der Zeitstandsfestigkeit können die Dispersoide aber trotzdem von Nutzen sein.

Mit der Erhöhung der Zugfestigkeit geht üblicherweise eine Reduzierung der Duktilität einher. Dies ist an den Werten der Bruchdehnung in Tab. 1 zu sehen. Niedrigere Werte der Bruchdehnung bedeuten, dass der Werkstoff weniger Verformung vor dem Bruch aufnehmen kann. Für die Bearbeitung durch plastische Verformung insbesondere unter Druck (Walzen, Schmieden) sind aber alle aufgeführten Werkstoffe ausreichend duktil. Dies wird häufig auch durch Tests der Tiefziehbarkeit von Blechen, der sogenannten Erichsentiefung, nachgewiesen. Dabei wird ein kugelförmiger Stempel in ein eingespanntes Blech gedrückt, bis im Blech Risse entstehen (Abb. 3a). Dieser einfach durchzuführende Test geschieht unter einem komplexen Spannungszustand im Material, der demjenigen in der Anwendung jedoch näher kommt als die idealisierten Bedingungen im Zugversuch. Der Vergleich verschiedener dispersoidverstärkter Platinwerkstoffe zeigt, dass sich ein 1mm dickes Blech unabhängig von

der Legierungszusammensetzung und der Herstellungsart ungefähr 10mm (9.4 bis 12.2mm) tiefziehen lässt. Blechumformungen, wie sie bei der Herstellung von Platinkomponentenbauteilen auftreten, sind damit ohne weiteres möglich.

| Material | Zugfestigkeit R_m [MPa] | Bruchdehnung [%] |
|--------------|---------------------------|------------------|
| Pt | ca. 130 | 40 |
| FKS 16Pt | 255 | 25 |
| PtRh10 | 338 | 35 |
| FKS 16PtRh10 | 445 | 16 |
| PtRh-B | 360 | 19 |
| FKS 16PtAu5 | 390 | 14 |
| PtAu-B | 330 | 19 |

Tab. 1: Zugfestigkeiten von unverstärkten und dispersionsverstärkten Platinwerkstoffen.

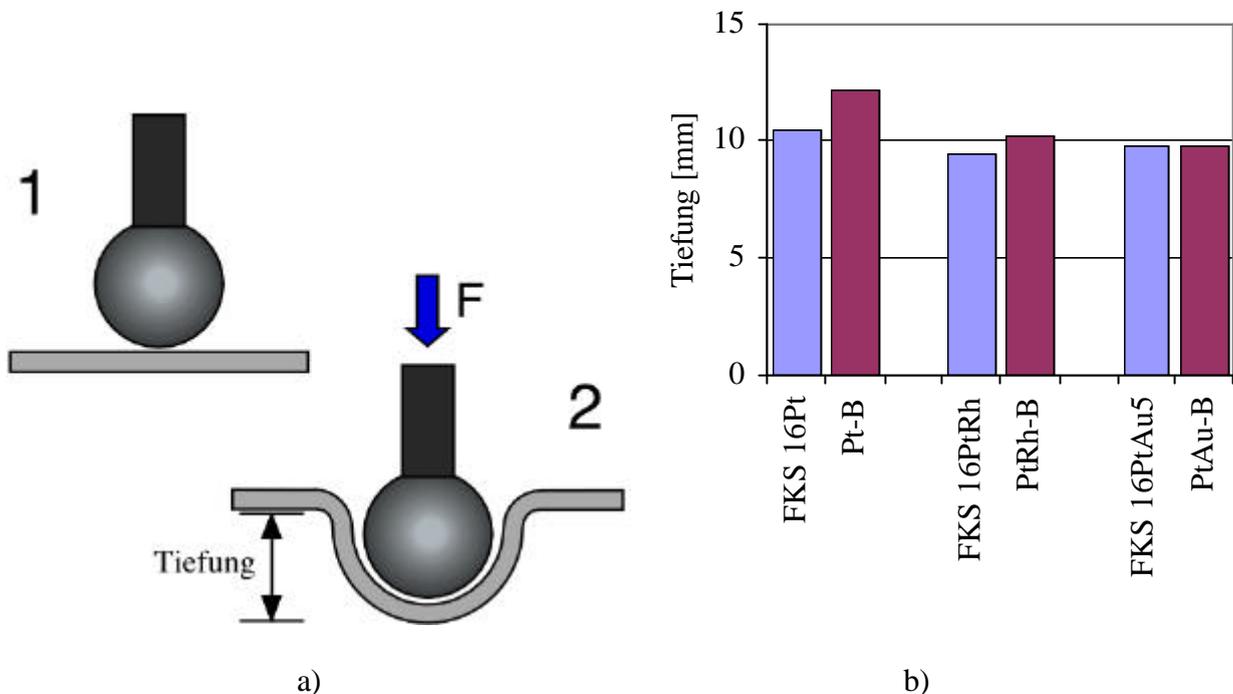


Abb. 3: Prinzip der Erichsentiefung (a), und Tiefungswerte für verschiedene Platinwerkstoffe (b).

Die dispersoidverstärkten Platinwerkstoffe sind beispielhaft dafür, dass Werkstoffe trotz gleicher oder ähnlicher Zusammensetzung aufgrund der unterschiedlichen Gefügebildung auch signifikant unterschiedliche Eigenschaften aufweisen können. Dies macht sich am deutlichsten bei der Zeitstandfestigkeit bemerkbar.

Die Zeitstandfestigkeit kann charakterisiert werden durch die Spannung, bei der die Probe nach einem bestimmten Zeitintervall bei einer gegebenen Temperatur bricht (Abb. 4). Bei doppelt logarithmischer Auftragung kann der Zusammenhang in der Regel in guter Näherung durch Geraden beschrieben werden. Die Temperaturbeständigkeit ist umso höher, je flacher die Steigung der Geraden ist.

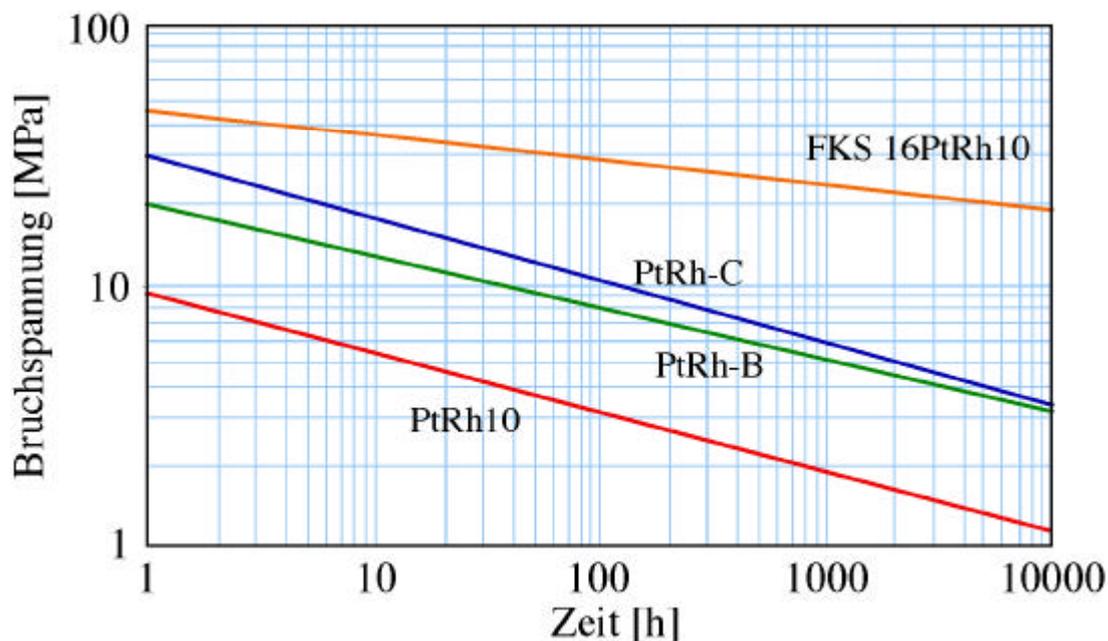


Abb. 4: Zeitstandfestigkeit einiger Platinwerkstoffe auf der Basis Pt-10Gew.%Rh.

Die mit der Zeit abnehmende Bruchspannung ist darauf zurückzuführen, dass verschiedene thermisch aktivierte Prozesse im Material ablaufen, die zum Abbau des bei der Herstellung erzeugten Zustands des thermodynamischen Ungleichgewicht führen. Zum einen ist die Herstellung des Materials mit Verformungsprozessen verbunden. Die dabei entstehende hohe Versetzungsdichte kann durch Erholungsprozesse und auch (partielle) Rekristallisation teilweise wieder abgebaut werden. Zum zweiten kann das Ausgangsgefüge durch Kornwachstum etwas Vergrößern, bis sich eine Korngröße eingestellt hat, die sich mit der Verteilung der Dispersionsteilchen im Gleichgewicht befindet. Die höchsten Bruchspannungen und die geringste Abnahme der Bruchspannung über der Zeit erreicht der Werkstoff FKS 16PtRh10. Bei PtRh-B nimmt der Anfangswert auf weniger als die Hälfte, bei PtRh-C auf ca. ein Drittel ab. Die Restfestigkeit nach 100h liegt bei den beiden letztgenannten Werkstoffen beim zwei- bis zweieinhalbfachen des Wertes für unverstärktes PtRh10, bei FKS 16PtRh10 bei mehr als dem siebenfachen.

Neben der Dispersoidverteilung wirkt sich auch die Textur günstig auf die Zeitstandfestigkeit aus. Form und Orientierung der Körner im Werkstoff übt einen Einfluss auf die makroskopischen Eigenschaften eines Werkstückes aus. Bei der ersten Wärmebehandlung nach der Herstellung eines Bleches wird die hohe im Werkstoff gespeicherte Verformungsenergie teilweise durch Rekristallisation wieder abgebaut [16]. Hierbei stellt sich die Kornstruktur ein, die die Eigenschaften im Einsatz bestimmt. Die Kornstreckung, d.h. das Verhältnis von Länge zu Höhe eines Korns im Querschliff, sollte zur Verbesserung der Kriecheigenschaften möglichst hoch sein. Die Kornstruktur ist am besten sichtbar zu machen im Werkstoff PtAu. In Abb. 5 sind die Gefüge zweier Legierungen auf Basis Pt-5Gew.%Au gezeigt. Die Kornstreckung beträgt im rekristallisierten FKS 16PtAu5 (Abb. 5a) ca. 4:1 und liegt in (den nur teilweise rekristallisierenden) FKS 16Pt und FKS 16PtRh10 noch höher. Die Kornstreckung wirkt sich durch die Reduzierung der Zahl der Korngrenzen in Richtung der Blechdicke in zweierlei Hinsicht aus. Einerseits bilden sich bei Belastung an den senkrecht zur Belastungsrichtung liegenden Korngrenzen Poren, die dann durch Koaleszenz zu Rissen werden. Diese führen nach langen Zeiten zum Versagen des Werkstoffes. Andererseits wird die Permea-

bilität des Werkstoffes für Gase (z.B. Wasserstoff und Sauerstoff) durch diese Kornstreckung herabgesetzt. Die Permeabilität ist das Produkt von Diffusivität und Löslichkeit. Aufgrund der niedrigen Löslichkeiten von Sauerstoff und Wasserstoff in der Matrix ist die Permeabilität aber nicht durch die Eigenschaften der Matrix dominiert, sondern vielmehr durch die Diffusion der Gase in den Korngrenzen.

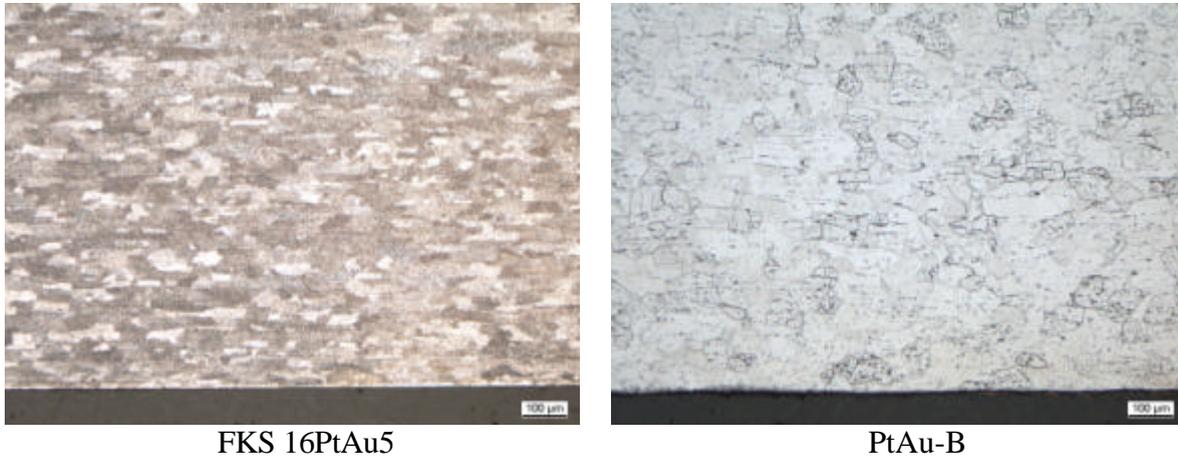
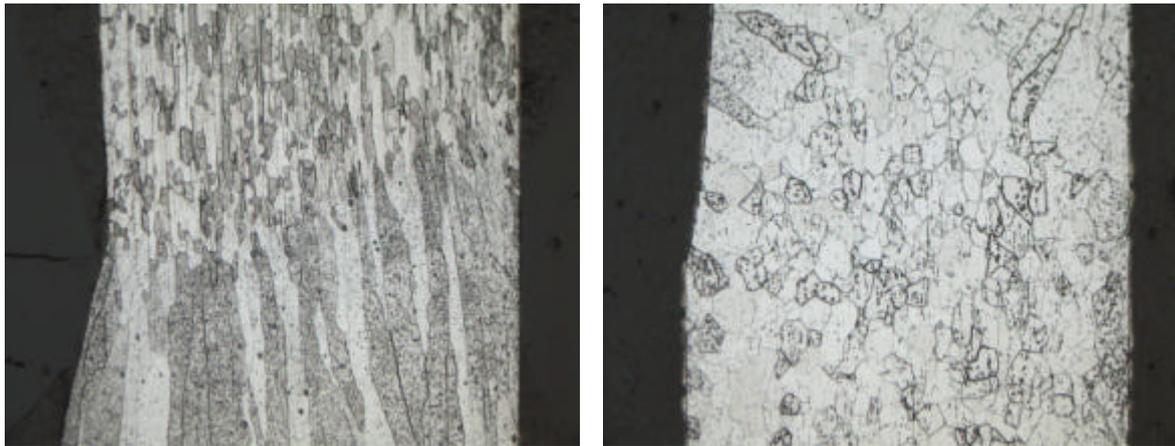


Abb. 5: Gefüge von Legierungen auf der Basis PtAu

Die Schweißbarkeit stellt eine potentielle Beeinträchtigung für die Anwendung dispersionsverfestigter Legierungen in der Industrie dar. Im ungünstigen Fall kann das Versagen eines Bauteils nicht mehr von den Eigenschaften des Grundwerkstoffes abhängen, sondern von der Schweißverbindung bestimmt sein. Insbesondere eine ausgeprägt inhomogene Teilchenverteilung, z.B. eine hohe Teilchendichte an den Korngrenzen durch Particle Pushing, kann zu hoher Sprödigkeit und frühem Versagen des Werkstücks im Einsatz führen. Der hohe Herstellungsaufwand für den Grundwerkstoff ist dann nicht gerechtfertigt. Eine gute Schweißbarkeit gehört deshalb zu den wichtigen Eigenschaften im Profil der Platinwerkstoffe.

Naturgemäß ist der Herstellungsprozess des Grundwerkstoffes nicht auf die Schweißzone übertragbar. Zur Erzeugung einer stoffschlüssigen Verbindung ist es üblich und auch notwendig, einen Teil des Grundmaterials oder auch Zusatzmaterial aufzuschmelzen und wieder zu erstarrten. In der Schweißnaht und Wärmeeinflusszone können sich Korngröße, Kornstreckungsgrad und Dispersoidverteilung ändern. Als Beispiel sind in Abb. 6 die Gefüge von zwei Platinwerkstoffen in der geschweißten Zone gezeigt. Die Schweißung erfolgte an einer Bördelnaht im Lichtbogen mit einer Wolframelektrode unter Inertgas (WIG-Schweißung). Es ist erkennbar, dass sich die Schweißzone sowohl bezüglich der Korngröße als des Kornstreckungsgrades vom Basismaterial unterscheidet.

Bei den modernen Platinwerkstoffen bewirken die unterschiedlichen Gefüge aber keine ausgeprägten Änderungen der mechanischen oder physikalischen Eigenschaften: Bei den meisten Edelmetallverarbeitern ist das Problem der Schweißbarkeit weitgehend gelöst (s. auch [5]). Je nach Schweißverfahren ergeben sich für den Werkstoff bzw. die Verbindung unterschiedliche Festigkeiten. In Abb. 7 sind die Zugfestigkeiten verschiedener Platinwerkstoffe ungeschweißt und nach dem Schweißen miteinander verglichen. Zwei verschiedene Schweißverfahren, beide ohne Schweißzusatz, wurden verwendet: Die Bleche wurden direkt auf Stumpf bzw. mit Bördel aneinandergelagt und mit WIG-Schweißen gefügt.



FKS 16PtAu5

PtAu-B

Abb. 6: Gefüge einer WIG Schweißnaht in Werkstoffen auf der Basis PtAu

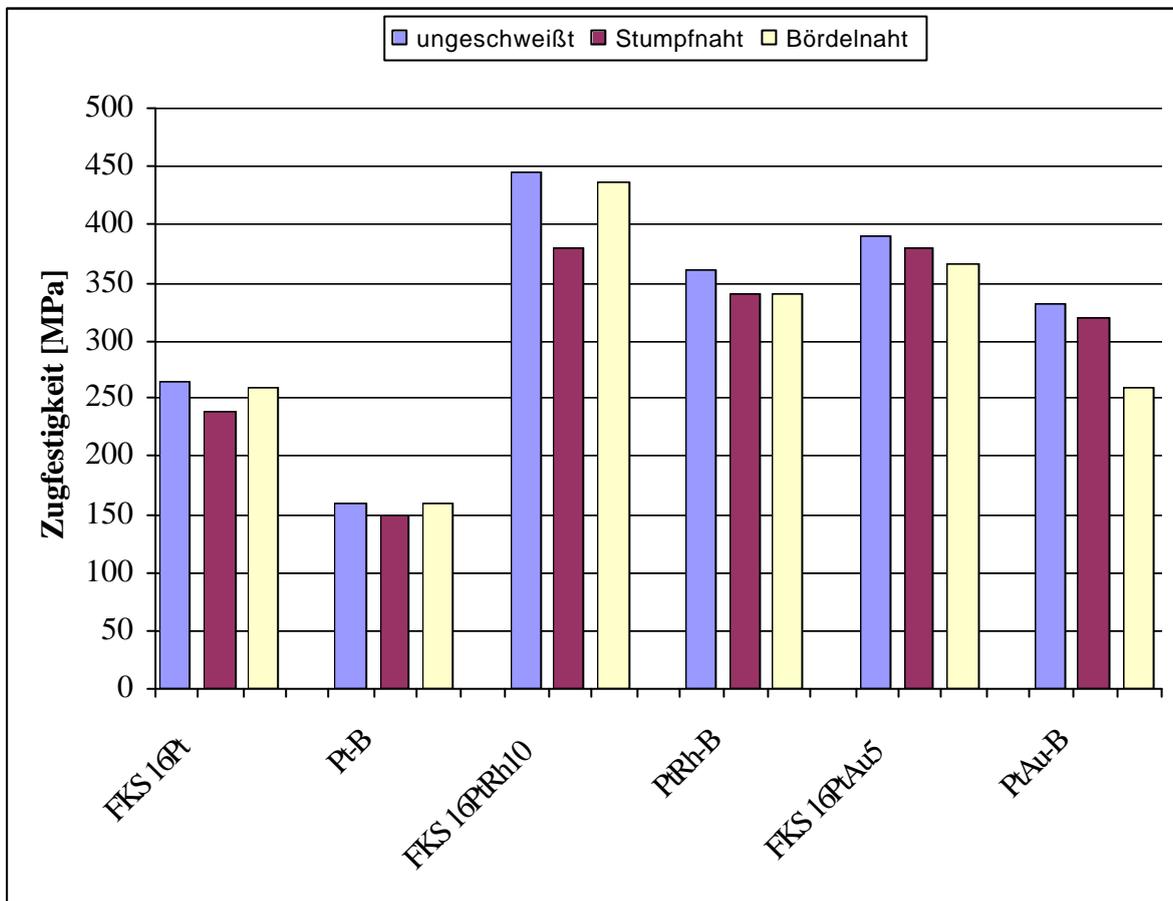


Abb. 7: An Blechstreifen ermittelte Zugfestigkeit bei Raumtemperatur für verschiedene Legierungen in drei verschiedenen Zuständen: ungeschweißt, WIG-geschweißt mit Stumpf, WIG-geschweißt mit Bördel.

Es ist in Abb. 7 zu erkennen, dass bei allen Werkstoffen die Zugfestigkeit im geschweißten Zustand nur wenig reduziert ist. Der Abfall liegt in der Regel bei maximal 10 bis 15%. Es ist deshalb zu erwarten, dass Werkstücke aus gefügten Blechen mit etwas höherer Wahrscheinlichkeit an der Schweißnaht, aber nicht immer nur dort versagen können.

Schlussfolgerungen und Zusammenfassung

Moderne Platinwerkstoffe für den Hochtemperatureinsatz haben einen sehr hohen Entwicklungsstand. Die metallkundlichen Möglichkeiten, eine ganze Reihe von Eigenschaften gleichzeitig zu optimieren, sind weitgehend ausgeschöpft. Die Herstellung ist aufwendig und umfasst eine Vielzahl von Prozessschritten. Insbesondere die gleichmäßige räumliche Verteilung der Dispersoidteilchen ist eine Herausforderung für den Entwicklungsingenieur. Bei Materialien verschiedener Edelmetallverarbeiter ergeben sich unterschiedliche Gefüge in Bezug auf Korngrößenverteilung und Teilchengrößenverteilung. Aufgrund der gleichen oder ähnlichen Zusammensetzung und gleicher Gefügebestandteile sind die chemischen Eigenschaften der verschiedenen Werkstoffe vergleichbar. Dagegen unterscheiden sich die mechanischen und physikalischen Eigenschaften.

Für den Anwender sind neben hoher Festigkeit insbesondere eine lange Einsatzdauer, i.e. eine gute Zeitstandfestigkeit, von Vorteil. Unterschiede zwischen Materialien verschiedener Herstellung bestehen hauptsächlich in diesem Punkt. Bei den im Einsatz auftretenden Spannungen sind heute Lebensdauern von mehreren Jahren üblich.

Weitere Verbesserungen der Werkstoffe sind aufgrund des hohen Entwicklungsstandes nur schwer zu erreichen. Sie sollten durch Kombination empirischer (experimenteller) Vorgehensweisen mit Simulationsrechnungen erfolgen. Erste Ansätze dazu werden zur Zeit bearbeitet (s. [16]). Aufgrund ihres hohen Preises werden Platinwerkstoffe nur für sehr spezielle Zwecke eingesetzt. Die geringe Anwendungsbreite hat dazu geführt, dass wenn überhaupt nur wenige und ungenaue physikalische Daten zum Modellieren zur Verfügung stehen. Neben der Modellbildung zur inneren Oxidation und zur Entstehung der Kornstruktur sind deshalb weitere Anstrengungen zur Erzeugung der notwendigen Grunddaten notwendig.

Literatur

1. Edelmetall-Taschenbuch, OMG AG & Co. KG (Hrsg.), 3. Auflage, Giesel-Verlag GmbH Isernhagen, 2001
2. F.J. Humphreys, M. Hatherley, Recrystallization and Related Annealing Phenomena, Pergamon/Elsevier, Oxford, 1995
3. Zener, persönliche Mitteilung an C.S. Smith, Trans. Met. Soc. AIME **175** (1949) 15-51
4. E.D. Zysk, in Metals Handbook 9th ed. Vol. 2, Properties and Selection, Nonferrous Alloys and Pure Metals, American Society for Metals, Metals Park OH, 688-698
5. B. Fischer, Adv. Eng. Mater. **3** (2001) 811-820
6. E.I. Ritvin, Dispersion-hardened Platinum, Supermetall, Moskau 2002
7. D.R. Uhlmann, B. Chalmers, K.A. Jackson, J. Appl. Phys. **35** (1964) 2986-2993
8. A.S. Bufferd, K.M. Zwilsky, J.T. Blucher, Int. J. Powd. Metall. **3** (1967) 17-26
9. S. Gärtner, D. Adam, W. Molle, Neue Hütte **24** (1979) 103-107
10. W. Molle, T. Flade, Neue Hütte **21** (1976) 738-742
11. E. Drost, H. Gölitzer, M. Poniatowski, S. Zeuner, Metall **50** (1996) 492-498
12. J.E. Hughes, Planseeberichte für Pulvermetallurgie **22** (1974) 292-296
13. G. Hammer, D. Kaufmann, Metall **35** (1981) 531-534
14. G.L. Selman, J.C. Day, A.A. Bourne, Platinum Metals Review **18** (1974) 45-56
15. G.L. Selman, A.A. Bourne, Platinum Metals Review **20** (1976) 86-90
16. M. Rettenmayr, X. Song, M. Oechsle, S. Zeuner, Metall **56** (2002) 559-563