

Einkristalline Gasturbinenschaufeln aus Nickelbasis-Legierungen

Teil II: Wärmebehandlung und Eigenschaften

D. Goldschmidt

Der Beitrag gibt einen Überblick über die zur Herstellung hochbeanspruchter Gasturbinenschaufeln heute übliche Einkristalltechnologie. Nach einem kurzen Abriss der Anforderungen an Gasturbinenschaufeln mit dem sich daraus ergebenden Zwang zur Verbesserung der Nickelbasis-Legierungen und nach einer kurzen Definition des „technischen“ Einkristalls wurden in Teil I das Verfahrensprinzip der gerichteten Erstarrung, die realisierbaren Erstarrungsfrontmorphologien und die Methoden der Kornselektion beschrieben. Am Beispiel der Legierung SRR99 wurde der für industrielle Produktion sinnvolle Gießparameterbereich fixiert. Die für Einkristallbauteile aus Nickelbasis-Legierungen wesentlichen Mikrostrukturmerkmale „Kristallorientierung, Mikroporosität, Morphologie der γ' -Härtungsphase, dendritische Seigerung und Resteutektikum“ wurden vorgestellt. Nach dem Abguß befindet sich die Mikrostruktur in einer für die Gebrauchseigenschaften nicht optimierten Form. Daher ist eine Wärmebehandlung erforderlich. Im vorliegenden Teil II wird beschrieben, wie durch die Wärmebehandlung Resteutektikum aufgelöst, Seigerungen ausgeglichen und die Morphologie der γ' -Phase optimiert werden können. Abschließend wird das mechanische Verhalten behandelt. Bei den elastischen und plastischen Eigenschaften werden der dominante Einfluß der Anisotropie gezeigt und beim Kriechverhalten die Wechselwirkung mit der γ' -Morphologie, bei der Schwingfestigkeit der Zusammenhang mit der Mikroporosität hervorgehoben.

Single-Crystal Blades for Gas Turbines Part II: Heat Treatment and Properties

The article gives an overview of current single-crystal technology used in fabricating highly stressed blades and vanes for gas turbines. After a short outline of the demands placed on gas turbine blades and the resulting necessity for improvement of nickel-base alloys, and following a short definition of the “technical” single-crystal, the principle of directional solidification with suitable methods of grain selection and the realizable solidification front morphologies were described in Part I. The usable range of casting parameters for industrial production was fixed using the alloy SRR99 as an example. The major microstructural characteristics of single-crystal components made of nickel-base alloys namely crystallographic orientation, microporosity, morphology of the γ' -hardening phase, dendritic segregation and residual eutectic were presented. After casting, the microstructure is not in a condition which yields optimum service properties. Therefore, heat treatment is necessary. Part II describes how, with appropriate heat treatment, residual eutectic can be dissolved, segregations homogenized and the morphology of the γ' -phase optimized. Finally, the mechanical properties are discussed. The dominant influence of the crystallographic anisotropy on elastic and plastic properties are shown as well as the dependence of the creep behaviour on the morphology of the γ' -phase and the correlation between fatigue strength and microporosity.

1 Wärmebehandlung

In einkristallinen Bauteilen aus Nickelbasis-Legierungen liegt im Gegensatz zu vielkristallinen Bauteilen aufgrund der Erstarrungsparameter die γ' -Phase im Zustand „wie gegossen“ in einer Morphologie vor, die zu einer schlechten Festigkeit führt. Erst durch eine Wärmebehandlung, bei der die γ' -Phase in Lösung gebracht und mit definierter Abkühlgeschwindigkeit ausgeschieden wird, und anschließende Auslagerung wird die optimale Struktur eingestellt. Weitere Aufgaben für die Wärmebehandlung sind der Ausgleich dendritischer Seigerungen und die möglichst weitgehende Auflösung des Resteutektikums [20].

1.1 Auflösung des Resteutektikums

Die Zeit, die benötigt wird, um das Resteutektikum aufzulösen, hängt maßgeblich vom Dendritenstammabstand und der Wärmebehandlungstemperatur ab.

Kleine Dendritenstammabstände, wie sie in Hochgradienten-Erstarrungsanlagen erzeugt werden, führen zu eutektischen Inseln geringer Größe, die leichter aufzulösen sind als größere. Khan [21] beschreibt, daß in CMSX-2,

einer Nickelbasis-Legierung für einkristalline Flugturbinenschaufeln, die Haltezeit von 15 min auf 1315 °C genügt, um das Resteutektikum aufzulösen, wenn der Dendritenstammabstand bei etwa 150 μm liegt. Wenn CMSX-2 aber in industriell genutzten Öfen mit einem Dendritenstammabstand von 450 μm erstarrt, wird eine drei- bis vierstündige Haltezeit benötigt.

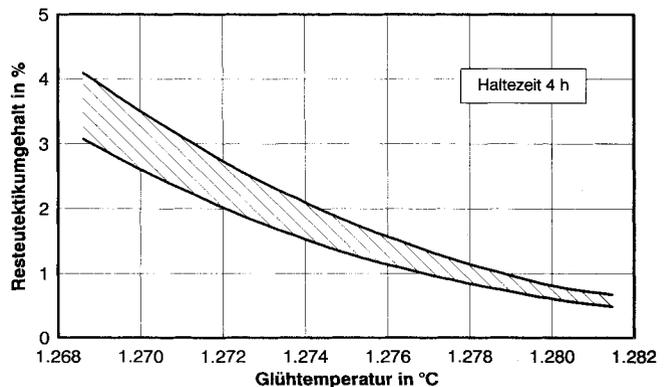


Abb. 18. Einfluß der Lösungsglühtemperatur auf die Auflösung des Resteutektikums in CMSX-6.

Fig. 18. Influence of the solutioning temperature on the dissolution of the residual eutectic in CMSX-6.

Gleiche Haltezeit und gleiche Erstarrungsbedingungen vorausgesetzt, kann durch Anheben der Temperatur um wenige Grade Resteutektikum in Lösung gebracht werden (Abb. 18). Der Grund für die starke Temperaturabhängigkeit liegt insbesondere in der Zunahme der Löslichkeit für die Eutektikum bildenden Elemente bei Annäherung an die eutektische Temperatur [22].

In Nickelbasis-Legierungen für einkristalline Erstarrung zeichnet sich Resteutektikum durch einen erhöhten Gehalt an Aluminium und Titan aus. Diese Elemente diffundieren sehr leicht. Im Regelfall ist es daher möglich, das Resteutektikum weitgehend aufzulösen.

1.2 Seigerungsungleich

Der Ausgleich dendritischer Seigerungen hingegen ist nur zum Teil möglich, da die Diffusionskoeffizienten der betroffenen Elemente sehr klein sein können.

Die Zeit t , die für den Ausgleich dendritischer Seigerungen benötigt wird, wird von *Flemings* [22] durch

$$t = - \frac{DA^2 \ln \delta}{4 \pi^2 D_0 \exp(-Q/RT)} \quad (11)$$

angegeben. Die einzelnen Größen haben folgende Bedeutung:

- DA Dendritenstammabstand
- δ relative Restseigerung nach Homogenisierungsglühung
- D_0 Frequenzfaktor für Volumendiffusion
- Q Aktivierungsenergie für Volumendiffusion
- R allgemeine Gaskonstante
- T absolute Temperatur.

Für CMSX-2 wird von *Khan* [21] mit Gl. (11) und dem Diffusionskoeffizienten für Wolfram in Nickel die Zeit bis zum Erreichen von 1% relativer Restseigerung zu 34 h bei 1315 °C Lösungsglühtemperatur berechnet. Für leichter diffundierende Elemente, insbesondere die γ' -Bildner Aluminium und Titan hingegen ist ein nahezu vollständiger Ausgleich möglich. Abb. 19 gibt das Ergebnis eines EDX-Scans durch einen Dendriten in einer Probe aus CMSX-2 in den Zuständen „wie gegossen“, nach 20 min bzw. 2 h Lösungsglühung wieder.

Titan und Aluminium sind schon nach 20 min weitgehend ausgeglichen, Wolfram hingegen, wie berechnet, nach 2 h erst zu einem geringen Teil.

1.3 Lösung und Wiederausscheidung der γ' -Phase

Idealerweise werden bei der Lösungsglühung die im Zustand „wie gegossen“ vorliegende γ' -Phase komplett, d. h. γ/γ' -Eutektikum und grobe γ' -Partikel, in Lösung gebracht und die Legierungszusammensetzung homogenisiert, so daß bei Abkühlung von Lösungsglühtemperatur auf eine Temperatur unterhalb des γ' -Solvus die γ' -Phase fein und gleichmäßig ausgeschieden wird. Hierzu muß das Bauteil oberhalb des γ' -Solvus, aber unterhalb der Anschmelztemperatur geglüht werden, da Anschmelzungen zu erneuter Eutektikumbildung und zu Porosität führen. Die Machbarkeit einer Lösungsglühung hängt

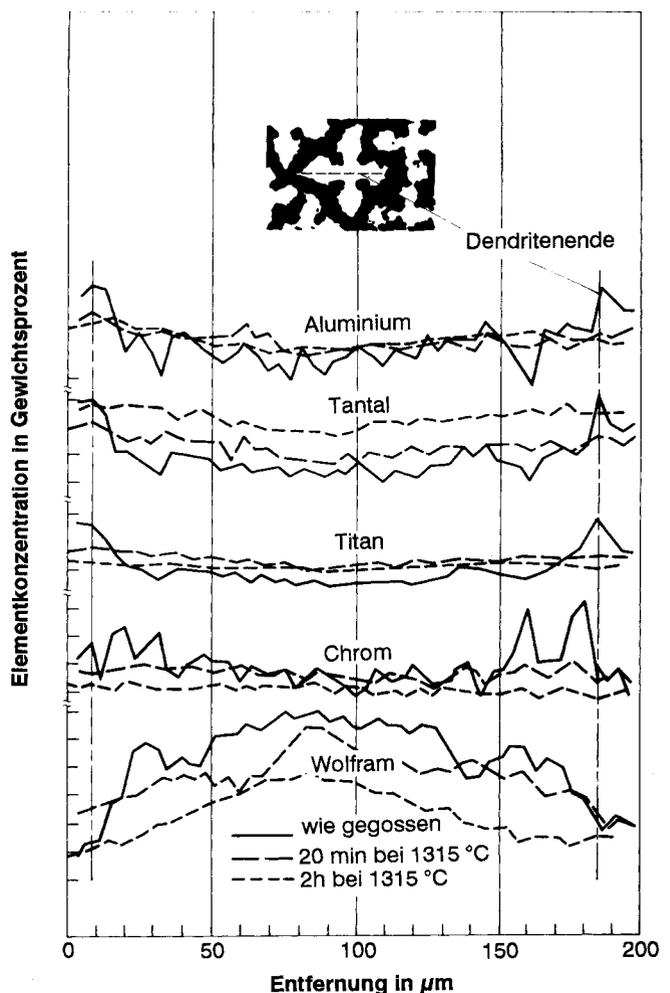


Abb. 19. Seigerungsungleich in CMSX-2 bei der Lösungsglühung [23].

Fig. 19. Element homogenization in CMSX-2 during solutioning heat treatment [23].

daher wesentlich von der Differenz zwischen γ' -Solvus-temperatur und Anschmelztemperatur ab. Dieses „Wärmebehandlungsfenster“ ist bei heutigen Nickelbasis-Legierungen für einkristalline Turbinenschaufeln sehr klein. Ein Fenster von 10 °C wird als praktikable Untergrenze für industrielle Groß-Vakuumöfen angesehen [20]. Der Grund für derart kleine „Wärmebehandlungsfenster“ liegt darin, daß bei der Legierungsentwicklung für eine optimale Hochtemperaturfestigkeit eine möglichst hohe γ' -Solvus-temperatur angestrebt wird.

Die beabsichtigte γ' -Morphologie wird durch eine kontrollierte Ofenschnellkühlung von Lösungsglühtemperatur bis auf eine Temperatur, bei der die γ' -Phase stabil ist, eingestellt. Hierzu wird definiert Inertgas eingeblasen. Abb. 20 zeigt für PWA 1480, der ersten kommerziell genutzten Legierung für einkristalline Turbinenschaufeln, den Einfluß der Abkühlgeschwindigkeit auf die Partikelgröße [20].

Die γ' -Teilchengröße sollte nach der Lösungsglühung für den besten Kompromiß zwischen Kriech-, Zug- und Schwingfestigkeit bei etwa 0,2 µm bis 0,3 µm liegen. PWA 1480 ist demnach mit einer Geschwindigkeit von minimal 150 °C/min abzukühlen, gemessen in den dickeren Querschnitten des Bauteils.

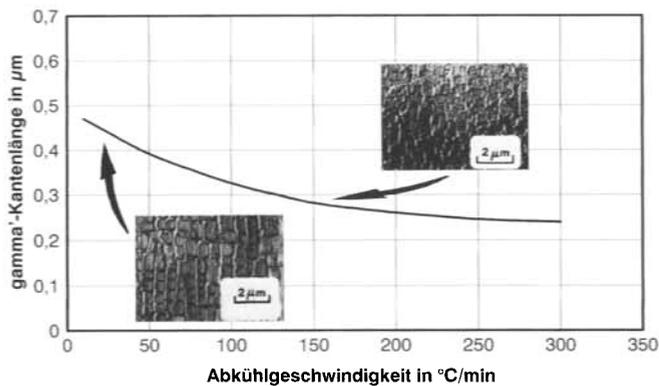
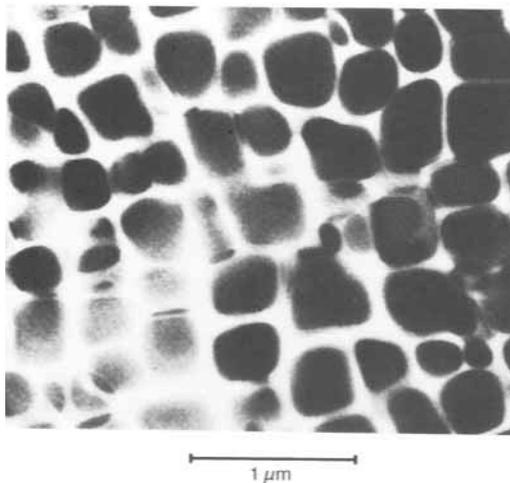
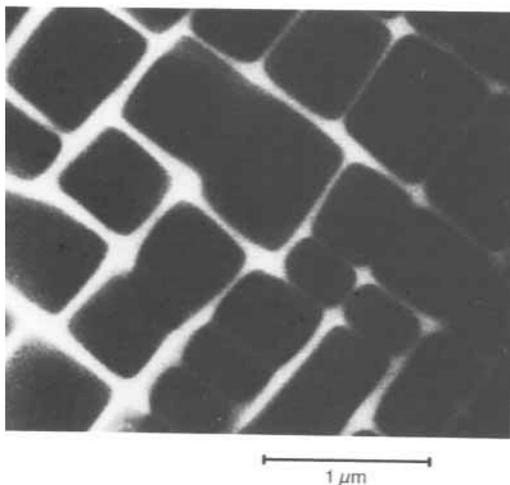


Abb. 20. γ' -Teilchengröße von PWA 1480 als Funktion der Abkühlgeschwindigkeit von Lösungsglüh-temperatur [20].

Fig. 20. γ' -particle size in PWA 1480 as a function of the cooling rate from solutioning temperature [20].



einstufige Auslagerung
bei 870 °C für 16 h



zweistufige Auslagerung
bei 1080 °C für 4 h und 870 °C für 16 h

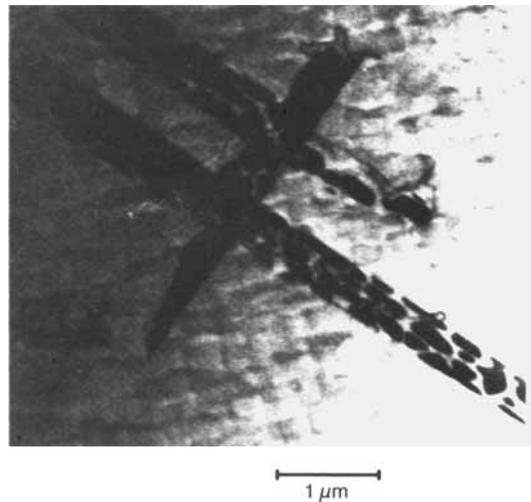
Abb. 21. γ' -Morphologie von CMSX-2 nach Auslagerung [21].

Fig. 21. γ' -morphology of CMSX-2 after various types of precipitation heat treatments [21].

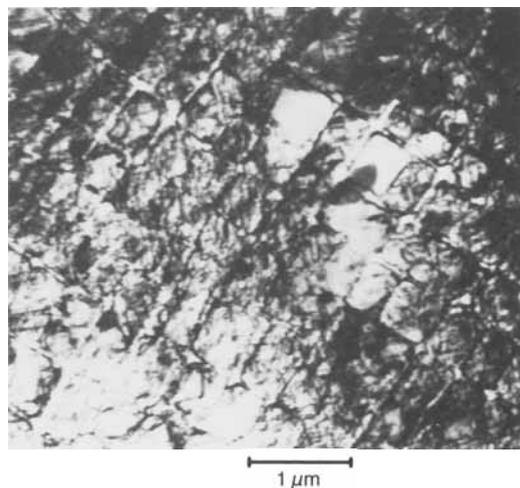
1.4 Auslagerung

Die Auslagerung hat die Aufgabe, ausgehend von der nach der Lösungsglühung vorliegenden γ' -Morphologie Größe, Form und Anordnung der γ' -Teilchen so einzustellen und den Volumengehalt an γ' -Phase soweit zu erhöhen, daß die mechanischen Eigenschaften optimiert werden.

Khan [21] gibt an, daß die zeitliche Anordnung kubischer Teilchen mit der Kantenlänge von etwa 0,4 μm , die bei CMSX-2 durch die zweistufige Auslagerung von 4 h auf 1080 °C und 16 h auf 870 °C erzielt wird, zu der optimalen Ausnutzung des Potentials an mechanischen Eigenschaften führt. In Abb. 21 wird die γ' -Teilchenmorphologie von



inhomogene Verformung
einstufig ausgelagert



homogene Verformung
zweistufig ausgelagert

Abb. 22. Versetzungsnetzwerke in CMSX-2 nach Verformung im primären Kriechbereich bei 760 °C und 750 MPa [21].

Fig. 22. Dislocation networks in CMSX-2 after deformation in the range of primary creep at 760 °C and 750 MPa [21].

zweistufig ausgelagertem CMSX-2 der Morphologie nach einstufiger Auslagerung über 16 h bei 870 °C gegenübergestellt.

Im primären Kriechbereich ist die Verformung in zweistufig ausgelagertem CMSX-2 homogener verteilt als in einstufig ausgelagertem CMSX-2 (Abb. 22). Dies ist mit einer höheren Kriechfestigkeit verbunden [21].

2 Mechanisches Verhalten

2.1 Anisotropie des Elastizitätsmoduls

In polykristallinen Bauteilen ist, hinreichend kleine Korngröße und fehlende Textur vorausgesetzt, der Elastizitätsmodul in jeder Beanspruchungsrichtung gleich. Er ergibt sich durch Mittelung über alle Kristallrichtungen und liegt für Nickelbasis-Legierungen bei etwa 200 000 N/mm².

Das elastische Verhalten von Einkristallbauteilen mit kubisch flächenzentrierter Kristallstruktur wird durch die drei elastischen Nachgiebigkeiten S_{11} , S_{12} und S_{44} definiert. Fällt das Probenkoordinatensystem mit den $\langle 100 \rangle$ -Kristallachsen zusammen, so gilt:

$$\left. \begin{aligned} \epsilon_{11} &= S_{11}\sigma_{11} + S_{12}\sigma_{22} + S_{12}\sigma_{33} \\ \epsilon_{22} &= S_{12}\sigma_{11} + S_{11}\sigma_{22} + S_{12}\sigma_{33} \\ \epsilon_{33} &= S_{12}\sigma_{11} + S_{12}\sigma_{22} + S_{11}\sigma_{33} \\ \epsilon_{23} &= \frac{1}{2} S_{44}\sigma_{23} \\ \epsilon_{31} &= \frac{1}{2} S_{44}\sigma_{31} \\ \epsilon_{12} &= \frac{1}{2} S_{44}\sigma_{12} \end{aligned} \right\} \quad (12)$$

Trotz der kubischen Symmetrie hängt der Elastizitätsmodul von der Kristallorientierung ab [24]. Für eine um die EULERwinkel θ und ϱ vom Kristallsystem abweichende Richtung wird von *McLean* [10]

$$E(\theta, \varrho) = \left[S_{11} - 2 \left(S_{11} - S_{12} - \frac{1}{2} S_{44} \right) \sin^2\theta \left(\cos^2\theta + \frac{1}{2} \sin^2\theta \sin^2\varrho \right) \right]^{-1} \quad (13)$$

angegeben. In Abb. 23 ist dieser Zusammenhang für PWA 1480 im stereografischen Standarddreieck wiedergegeben [20].

Der Elastizitätsmodul ist in [001]-Richtung sehr viel niedriger, in $[\bar{1}11]$ -Richtung sehr viel höher als der Elastizitätsmodul von polykristallinen Bauteilen aus Nickelbasiswerkstoffen.

Der niedrige Elastizitätsmodul in [001]-Richtung ist der wesentliche Grund für die hohe Thermoermüdungsfestigkeit einkristalliner Turbinenschaufeln, da die thermische Spannung $\Delta\sigma$ wegen

$$\Delta\sigma \sim E \alpha \Delta T \quad (14)$$

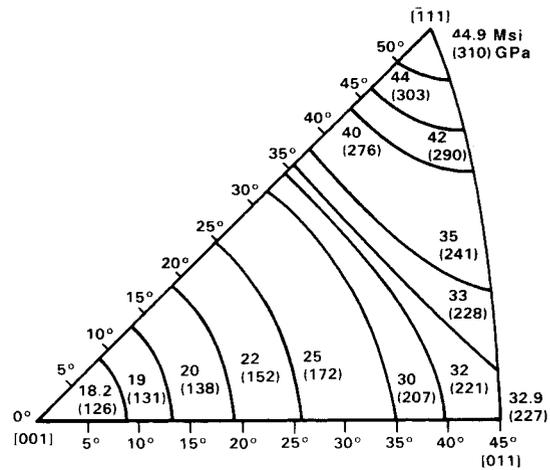


Abb. 23. Elastizitätsmodul von PWA 1480 als Funktion der Kristallorientierung [20].

Fig. 23. Elastic modulus of PWA 1480 as a function of the crystallographic orientation [20].

linear vom Elastizitätsmodul abhängt. α ist der Wärmeausdehnungskoeffizient. Einkristalline Turbinenschaufeln werden so erstarrt, daß die [001]-Kristallrichtung der Stapelachse für die Blattprofile, d. h. der Beanspruchungshauptrichtung für Thermoermüdung, möglichst nahe kommt.

Die Betrachtungen zur Anisotropie des Elastizitätsmoduls gelten analog für den Schubmodul und die Querkontraktionszahl.

2.2 Anisotropie des plastischen Verhaltens bei zügiger Beanspruchung

Das plastische Verhalten wird sowohl durch die kristallografische Anisotropie als auch durch die Anisotropie der γ' -Morphologie bestimmt. In die kubisch flächenzentrierte Matrix sind kohärent kubische γ' -Partikel eingelagert. Das *Schmid'sche* Schubspannungsgesetz reicht zur Beschreibung der Anisotropie des plastischen Verhaltens nicht aus.

Der Einfluß von Temperatur, γ' -Partikelgröße und Kristallorientierung auf die 0,2%-Dehngrenze wird von *Shah* und *Duhl* [25] am Beispiel der Nickelbasis-Legierung PWA 1480 ausführlich diskutiert.

Die experimentellen Ergebnisse lassen sich in folgenden Aussagen zusammenfassen:

- In den $\langle 001 \rangle$ -Richtungen fällt die Raumtemperaturfestigkeit mit zunehmender γ' -Teilchengröße. Bei 760 °C ist die Festigkeit von der γ' -Teilchengröße nahezu unabhängig. Bei geringer γ' -Teilchengröße hat die Temperatur bis 760 °C keinen nennenswerten Einfluß auf die Festigkeit. Bei hoher γ' -Teilchengröße nimmt die Festigkeit bis 760 °C mit der Temperatur zu (Abb. 24 a)
- In den $\langle 111 \rangle$ -Richtungen fällt die Festigkeit bei allen Temperaturen gleichermaßen mit steigender γ' -Teilchengröße. Bei allen γ' -Teilchengrößen nimmt die Festigkeit bis 760 °C schwach, danach stark ab (Abb. 24 b).
- In den $\langle 001 \rangle$ -Richtungen ist die 0,2%-Zugdehngrenze höher als die 0,2%-Druckdehngrenze, in den $\langle 011 \rangle$ -Richtungen gilt das Umgekehrte (Abb. 25).

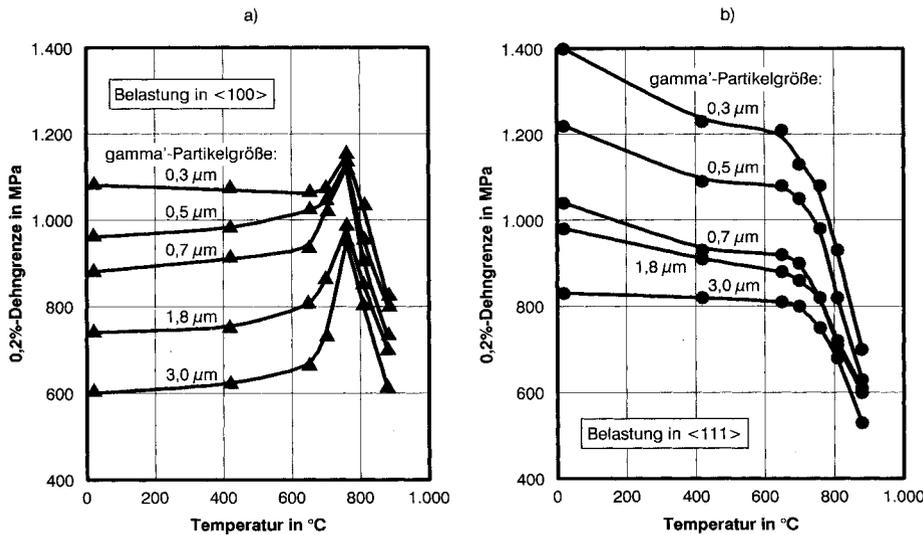


Abb. 24. 0,2%-Dehngrenze von PWA 1480 in den $\langle 100 \rangle$ -Richtungen bzw. $\langle 111 \rangle$ -Richtungen für verschiedene γ' -Teilchengrößen als Funktion der Temperatur [25].

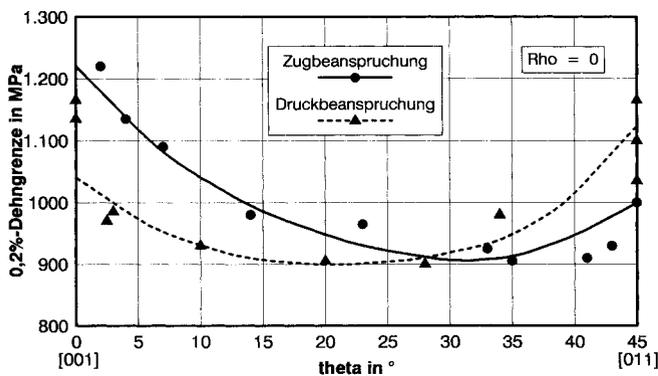


Abb. 25. 0,2%-Zug- und 0,2%-Druckdehngrenzen von PWA 1480 bei 593°C als Funktion von θ für $\varphi = 0$, d. h. entlang der $[001]$ - $[011]$ -Grenze im stereografischen Standarddreieck [25].

Fig. 25. 0.2%-tensile and 0.2%-compression yield strength of PWA 1480 at 593°C as a function of θ at $\varphi = 0$, i.e. along the $[001]$ - $[011]$ -border of the stereographic standard triangle [25].

Gleitlinienauswertungen an der Probenoberfläche und Untersuchungen zeigen im Transmissionselektronenmikroskop, daß bei Belastung in den $\langle 001 \rangle$ - bzw. $\langle 011 \rangle$ -Richtungen die Oktaedergleitsysteme $\{111\}$ $\langle 011 \rangle$ aktiviert werden, bei Belastung in den $\langle 111 \rangle$ -Richtungen hingegen die kubischen Systeme $\{001\}$ $\langle 011 \rangle$ [26].

Von Shah und Duhal [25] wird vorgeschlagen, das von Takeuchi und Kuramoto [27] sowie Lall, Chin und Pope [28] entwickelte Modell für thermisch aktiviertes Quergleiten von Superversetzungsstellen in Einkristallen mit $L1_2$ -Ordnungsstruktur in einer modifizierten Form auf Einkristalle aus Nickelbasis-Legierungen anzuwenden.

Vorausgesetzt wird, daß in Einkristallen aus Nickelbasis-Legierungen bei der Verformung die γ' -Partikel geschnitten werden. Diese Annahme ist plausibel, da die γ' -Phase einen Anteil von über 50% am Werkstoffvolumen einnimmt [25].

Beim Eintritt in ein γ' -Teilchen spalten sich Versetzungen in zwei Teilversetzungen auf, die sich als Superversetzung paarweise durch den γ' -Kristall bewegen, wobei die vorauslaufende Versetzung die Gitterordnung zerstört, während die in derselben Gleitebene folgende gleichartige Ver-

setzung die alte Ordnung wiederherstellt. Zwischen beiden Versetzungen befindet sich eine Antiphasengrenze hoher Energie [8]. Durch thermisch aktiviertes Quergleiten von Teilen der Superversetzung werden unbewegliche Hindernisse geschaffen. Der mittlere Abstand λ zwischen solchen Quergleitereignissen kann zum festigkeitsbestimmenden Parameter werden [25].

Nimmt man an, daß entweder die γ' -Partikelgröße, wenn diese nur gering genug ist, oder dieser Abstand λ die Festigkeit bestimmen, ist die Festigkeit bei geringer γ' -Partikelgröße hoch und von der Temperatur nahezu unabhängig, während sie bei hoher Partikelgröße, ausgehend von einem niedrigen Niveau bei Raumtemperatur, mit steigender Temperatur zunimmt (Abb. 26).

Bei Belastung in den $\langle 111 \rangle$ -Richtungen kann dieser festigkeitssteigernde Mechanismus nicht wirksam werden, da nicht die Oktaedergleitsysteme, sondern kubische Gleitsysteme aktiviert werden. Die Festigkeit fällt daher mit zunehmender Temperatur bei allen γ' -Partikelgrößen gleichermaßen.

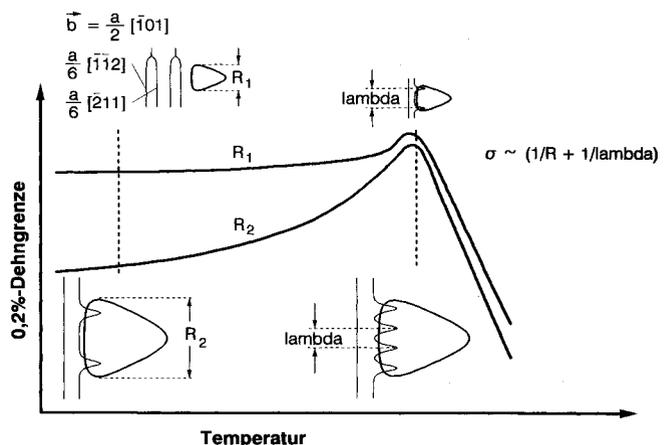


Abb. 26. 0,2%-Dehngrenze als Funktion der Temperatur für einen Einkristall aus einer Nickelbasis-Legierung mit geringer (R_1) oder hoher (R_2) γ' -Partikelgröße; vorausgesetzt wird Verformung durch Gleitung auf Oktaedersystemen [25].

Fig. 26. 0.2%-yield strength of a single-crystal nickel-base alloy with small (R_1) or large (R_2) γ' -particle size as a function of the temperature; deformation by octahedral slip is assumed [25].

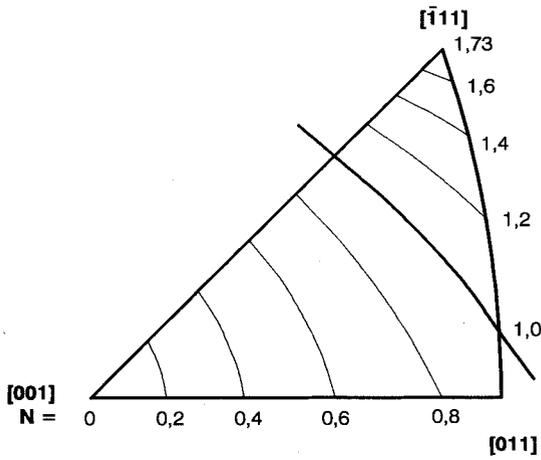


Abb. 27. Verhältnis der Schmid-Faktoren für kubische und Oktaedergleitung als Funktion der Kristallorientierung [25].

Fig. 27. Ratio of Schmid factors for cubic and octahedral slip as a function of the crystallographic orientation [25].

Das unterschiedliche Verhältnis zwischen 0,2%-Zug- und 0,2%-Druckdehngrenze in den $\langle 001 \rangle$ - bzw. $\langle 011 \rangle$ -Richtungen kann gleichfalls über den Quergleitmechanismus erklärt werden, wenn man annimmt, daß das Versetzungszentrum mit der anliegenden Spannung in Wechselwirkung tritt.

Eine höhere Schubspannung in kubischen Gleitsystemen hat eine höhere Wahrscheinlichkeit für Quergleiten zur Folge. Berechnet man den Schmid-Faktor m für kubische Gleitsysteme als Funktion der Kristallorientierung und bezieht diesen auf den Schmid-Faktor für Oktaedergleitung (Abb. 27),

$$N = \frac{m((010) [\bar{1}01])}{m((111) [\bar{1}01])}, \quad (15)$$

so erhält man für

- $N > 1$ kubische Gleitung
- $N < 1$ Oktaedergleitung
- $N \rightarrow 1$ zunehmende Wahrscheinlichkeit für das Auftreten von Quergleitung.

Vereinfachend wurde angenommen, daß die kritische Schubspannung in den kubischen und den Oktaedergleitsystemen gleich ist.

Die höhere 0,2%-Druckdehngrenze in den $\langle 011 \rangle$ -Richtungen im Vergleich zu den $\langle 001 \rangle$ -Richtungen kann mit dem höheren Wert von N bei $\langle 011 \rangle$ erklärt werden. Das Verhalten unter Zugbeanspruchung steht hierzu nach wie vor im Widerspruch.

Je nach Vorzeichen der anliegenden Spannung werden die einen Stapelfehler umschließenden Teilversetzungen entweder einander angenähert oder voneinander entfernt [29].

Da die beiden Teilversetzungen zum Quergleiten zusammengebracht werden müssen, beeinflusst das Vorzeichen der anliegenden Spannung die Wahrscheinlichkeit für das Auftreten thermisch aktivierten Quergleitens. Dies wird durch das Schmid-Faktor Verhältnis Q zum Ausdruck gebracht (Abb. 28),

$$Q = \frac{m((111) [\bar{1}2\bar{1}])}{m((111) [\bar{1}01])} \quad (16)$$

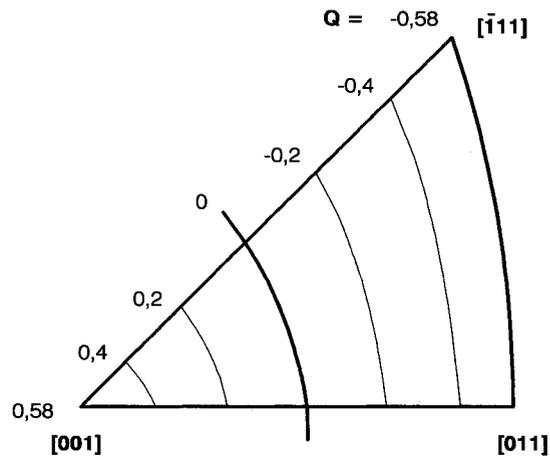


Abb. 28. Spannungszustand in der Antiphasengrenzfläche als Funktion der Kristallorientierung [25].

Fig. 28. Stress state in the antiphase boundary as a function of crystallographic orientation [25].

Für $Q > 0$ werden die Teilversetzungen bei Zugbeanspruchung einander angenähert, die 0,2%-Zugdehngrenze ist höher als die Druckdehngrenze.

Für $Q < 0$ werden die Teilversetzungen bei Zugbeanspruchung voneinander entfernt, die 0,2%-Zugdehngrenze ist niedriger als die Druckdehngrenze.

$Q = 0$ bedeutet gleiche 0,2%-Zug- und Druckdehngrenzen.

Durch diese Überlegung lassen sich nicht nur die unterschiedliche Höhe der Zug- und Druckdehngrenzen in den $\langle 001 \rangle$ - bzw. $\langle 011 \rangle$ -Richtungen erklären, sondern auch die bei $\theta \approx 25^\circ$ festgestellte Gleichheit (Abb. 25).

Shah und Duhal [25] fassen ihre Ergebnisse in folgender Beziehung zusammen:

$$\sigma_y m = A \frac{\gamma(T)}{b} + B \frac{G b}{R} + C \exp\left(\frac{-H_0 + V_1 N \sigma_y m - V_2 Q \sigma_y m}{k T}\right). \quad (17)$$

Die Symbole in Gl. (17) haben folgende Bedeutung:

- σ_y 0,2%-Dehngrenze
- m Schmid-Faktor
- $\gamma(T)$ Energie der Antiphasengrenzfläche, temperaturabhängig
- b Betrag des Burgers-Vektors
- A, B, C Ansatzfreiwerte
- G Schubmodul
- R γ' -Partikelgröße
- H_0 Aktivierungsenergie für kubisches Quergleiten
- V_1, V_2 Aktivierungsvolumina für kubisches Quergleiten unter dem Einfluß der anliegenden Spannung
- N, Q Schmid-Faktor Verhältnisse, definiert durch die Gln. (15) und (16)
- k Boltzmann-Konstante
- T Temperatur, gemessen in Kelvin.

Der erste Summand in Gl. (17) beschreibt den Verfestigungsbeitrag, der sich aus dem Erzeugen der energiereichen Antiphasengrenzfläche ergibt, wenn die γ' -Partikel geschnitten werden, der zweite Summand den geometriebedingten Härtingsbeitrag der γ' -Phase und der dritte Summand den Beitrag, der durch thermisch aktiviertes kubisches Quergleiten entsteht.

2.3 Kriechverhalten

Beim Kriechen sind die Verhältnisse wesentlich unübersichtlicher. Von einer modellmäßigen Erfassung der Temperatur-, γ' -Morphologie- und Kristallorientierungseinflüsse ist man noch weit entfernt [20, 30]. Einzelbeobachtungen können zum Teil erklärt werden, ohne einer geschlossenen Betrachtung zugänglich zu sein.

Ab Temperaturen von etwa 800°C ist der geschwindigkeitskontrollierende Verformungsmechanismus Versetzungsklettern zur Umgehung der γ' -Partikel [20].

Einkristall-Kriechkurven lassen sich, wie die Kriechkurven polykristalliner Proben aus Nickelbasis-Legierungen, in die drei Kriechbereiche „primär“, „sekundär“ und „tertiär“ einteilen (Abb. 29).

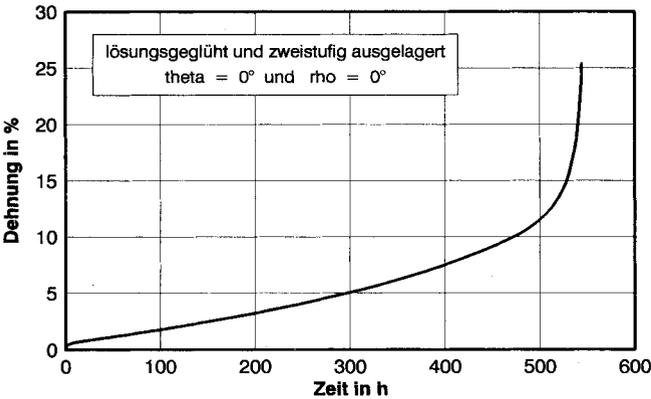


Abb. 29. Kriechkurve von CMSX-6 bei 760°C und 680 MPa.
Fig. 29. Creep curve of CMSX-6 at 760°C and 680 MPa.

Im primären Bereich verformen sich Einkristalle maßgeblich durch Einfachgleitung, insbesondere bei niedrigen Temperaturen und den damit zum Kriechen erforderlichen hohen Spannungen. Das führt zu hohen primären Kriechdehnungen. Dieser Effekt wird allerdings mit steigender Temperatur, wenn thermisch aktiviertes Quergleiten zunimmt, reduziert.

Die sekundäre Kriechgeschwindigkeit ist bei Einkristallen in der Regel sehr viel niedriger als bei Polykristallen, da die γ' -Morphologie über die Wärmebehandlung besser optimiert werden kann. Hohe Lösungsglühtemperaturen sind bei polykristallinen Bauteilen wegen der damit verbundenen Korngrenzschädigung nicht möglich.

Der tertiäre Kriechbereich ist bei Einkristallen sehr ausgeprägt. Da Korngrenzen fehlen, werden Bruchdehnungen von bis zu 30% erreicht. Die Kriechschädigung ist nicht mit dem Auftreten von Poren und Rissen auf den quer zur Beanspruchung liegenden Korngrenzen verknüpft, sondern geht von Poren, Karbiden und Eutektika in den interdendritischen Bereichen aus.

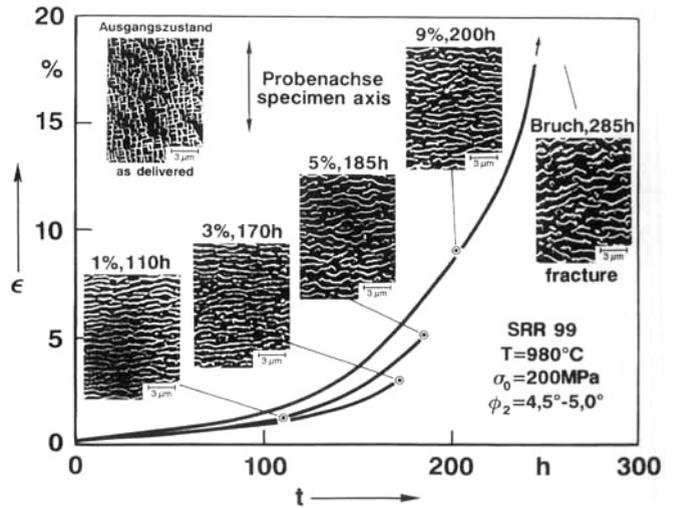


Abb. 30. Die Entstehung von „Rafts“ aus einer kubischen γ' -Struktur in SRR99 während der Kriechverformung [32].
Fig. 30. Formation of “rafts” in SRR99 during creep originating from a cubic γ' -structure [32].

Während des Kriechens, insbesondere bei hohen Temperaturen, ändert die γ' -Phase ihre Morphologie [31, 32]. Bei Beanspruchung in den $\langle 001 \rangle$ -Richtungen kommt es zur Ausbildung sogenannter „Rafts“, das sind Platten quer zur Belastungsrichtung (Abb. 30).

Ihre Bildung beruht auf der Wechselwirkung zwischen der anliegenden Spannung und der Energie der γ/γ' -Phasengrenzfläche sowie auf dem negativen Fehlpassungsparameter zwischen γ -Matrix und γ' -Phase (die Gitterkonstante von γ' ist größer als die Gitterkonstante von γ). Die γ -Stege zwischen den γ' -Teilchen, die längs zur Beanspruchungsrichtung liegen, dünnen erst aus und verschwinden dann, während die Dicke der so entstehenden Platten annähernd so groß bleibt, wie die Kantenlänge der γ' -Teilchen im Ausgangszustand. Die Platten setzen der Versetzungsbewegung einen hohen Widerstand entgegen und sind für die hohe Kriechfestigkeit von Einkristallen aus Nickelbasis-Legierungen verantwortlich [33].

Diesem Mechanismus wird zugeschrieben, daß kubische, möglichst zeitlig angeordnete γ' -Partikel die beste Kriechfestigkeit bewirken, da sie am schnellsten zur Ausbildung von regulären, nahezu perfekten Platten führen [33].

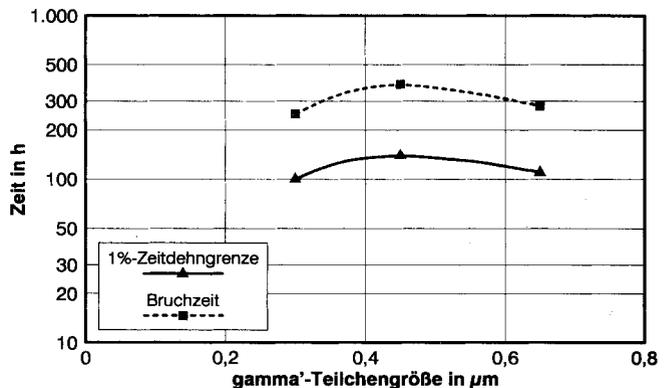


Abb. 31. Kriechfestigkeit von CMSX-2 bei 950°C und 240 MPa als Funktion der γ' -Teilchengröße [21].
Fig. 31. Creep strength of CMSX-2 at 950°C and 240 MPa as a function of the γ' -particle size [21].

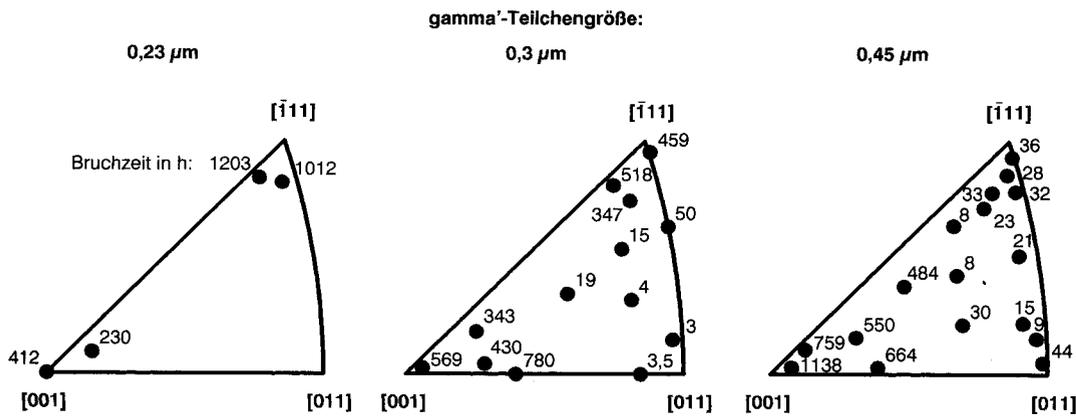


Abb. 32. Bruchzeit von CMSX-2 bei 760°C und 750 MPa für verschiedene γ' -Teilchengrößen als Funktion der Kristallorientierung [30].

Fig. 32. Time of fracture of CMSX-2 at 760°C and 750 MPa for different γ' -particle sizes as a function of crystallographic orientation [30].

Sowohl die rundlichen Teilchen im unvollständig gealterten Material als auch die irregulär geformten Teilchen im überalterten haben eine geringere Kriechfestigkeit zur Folge. Die Partikelgröße, bei der kubische Teilchen mit zeiliger Anordnung vorliegen, ist eine Funktion des γ/γ' -Fehlpassungsparameters. Bei modernen Nickelbasis-Legierungen mit moderatem Fehlpassungsparameter zur Erhöhung der Gefügestabilität bei hohen Temperaturen liegt die optimale Teilchenkantenlänge bei etwa 0,4 μm (Abb. 31) [20].

Die Anisotropie in der Kriechfestigkeit wird für Einkristalle aus Nickelbasis-Legierungen sehr wenig verstanden. Abb. 32 gibt die Bruchzeit von CMSX-2 bei 760°C und 750 MPa für verschiedene γ' -Partikelgrößen als Funktion der Kristallorientierung zusammenfassend wieder.

Mit von 0,23 μm bis 0,45 μm zunehmender Partikelgröße nimmt die Festigkeit in [001]-Richtung um den Faktor 3 zu, fällt aber um den Faktor 30 in $\bar{1}11$ -Richtung. In [011]-Richtung ist die Kriechfestigkeit unabhängig von der Partikelgröße sehr gering.

Bei 1050°C (Abb. 33) wird ein weitaus geringerer Grad an Anisotropie beobachtet.

Caron, Ohta, Nakagawa und Khan [30] versuchen das Werkstoffverhalten zumindest für 760°C, gestützt auf transmissionselektronenmikroskopische Untersuchungen, zu erklären. Ihr Ansatz beruht auf folgenden Beobachtungen:

- 1) Bei großen, zeilig angeordneten kubischen γ' -Teilchen läuft die Verformung homogen über $\{111\}$ $\langle 110 \rangle$ -Gleitung in der γ -Matrix ab und die γ' -Partikel werden umgangen (hohe Kriechfestigkeit).
- 2) Bei kleinen irregulär angeordneten rundlichen γ' -Teilchen läuft die Verformung inhomogen über $\{111\}$ $\langle 112 \rangle$ -Gleitung in der γ -Matrix ab, wobei die γ' -Struktur kooperativ geschnitten wird (geringe Kriechfestigkeit).
- 3) Bei Kriechbeanspruchung in den $\langle 001 \rangle$ -Richtungen für alle Partikelgrößen und in den $\langle 111 \rangle$ -Richtungen nur für kleine γ' -Partikel läuft die Verformung über Mehrfachgleitung ab (hohe Kriechverfestigung).

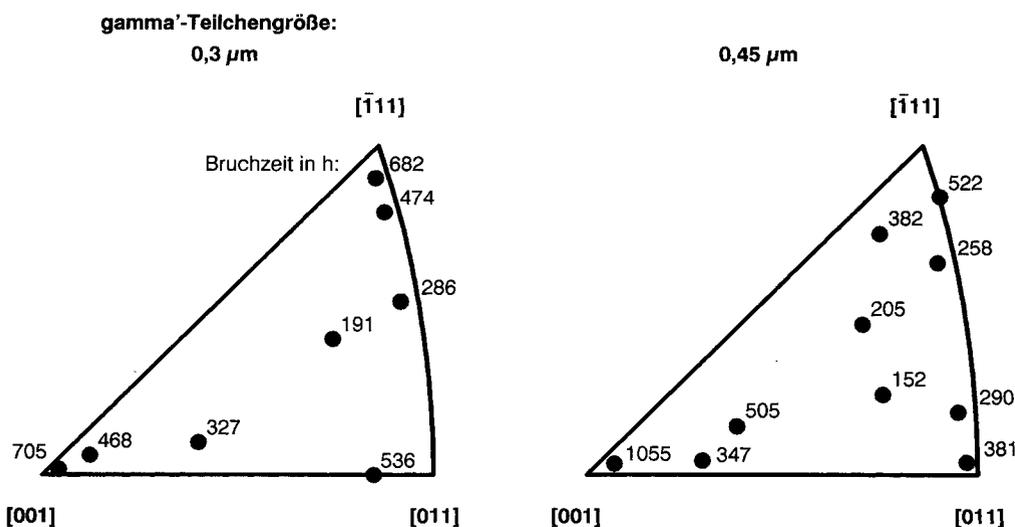


Abb. 33. Bruchzeit von CMSX-2 bei 1050°C und 120 MPa für verschiedene γ' -Teilchengrößen als Funktion der Kristallorientierung [30].

Fig. 33. Time to fracture of CMSX-2 at 1050°C and 120 MPa for different γ' -particle sizes as a function of crystallographic orientation [30].

4) Bei Kriechbeanspruchung in den $\langle 011 \rangle$ -Richtungen für alle Partikelgrößen und in den $\langle 111 \rangle$ -Richtungen für kubische, zeilig angeordnete γ' -Partikel läuft die Verformung über Einfachgleitung ab (geringe Kriechverfestigung).

Einkristalline Turbinenlaufschaufeln werden im Blatt in $[001]$ -Kristallrichtung einachsig belastet. Bei Leitschaufeln und bei Laufschaufeln im Bereich der Übergänge vom Blatt in das Deckband oder die Fußplattform treten von dieser Richtung abweichende oder mehrachsige Kriechbeanspruchungen auf. Entsprechende Kriechmodelle sind daher erforderlich.

2.4 Schwingfestigkeit

Einkristalline Bauteile weisen eine bessere Schwingfestigkeit auf als polykristalline Bauteile, sowohl bei High-Cycle Fatigue (HCF) als auch bei Low-Cycle Fatigue (LCF). Dies wird darauf zurückgeführt, daß aufgrund besser kontrollierter Erstarrungsbedingungen kleinere Defekte vorliegen und Korngrenzen, die intergranulares Rißwachstum ermöglichen, nicht vorhanden sind.

Bei LCF-Versuchen, in denen die Gesamtdehnungsschwingbreite kontrolliert wird, stellt man eine ausgeprägte Anisotropie fest [34]. Dies ist in *Abb. 34* für René N4, eine Triebwerkschaufellegierung, dargestellt.

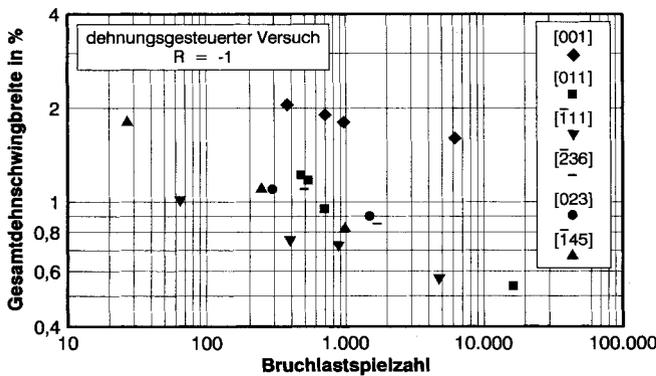


Abb. 34. Niedriglastwechsel-Schwingfestigkeit von N4 bei 760 °C für verschiedene Kristallorientierungen [34].

Fig. 34. Low-cycle fatigue strength of N4 at 760 °C at varying crystallographic orientation [34].

Der Grund für die Anisotropie liegt im anisotropen Elastizitätsmodul. Da auch bei niedrigen Bruchlastspielzahlen die plastischen Dehnungsanteile sehr gering sind, fallen nach Multiplikation der Gesamtdehnungsschwingbreite mit dem Elastizitätsmodul die Festigkeiten für unterschiedliche Kristallrichtungen in das gleiche Streuband (*Abb. 35*).

Auf dieser Basis verhält sich die LCF-Festigkeit nicht anisotrop, obwohl im Zugversuch bei gleicher Temperatur für verschiedene Kristallorientierungen unterschiedliche Bruchdehnungen festgestellt werden [34].

Die Verformung ist unter LCF-Beanspruchung bei niedrigen Temperaturen inhomogen, bei hohen Temperaturen, d. h. über etwa 800 °C, homogen im Prüfbereich verteilt. Während bei niedrigen Temperaturen in polierten Proben die Risse von Poren ausgehen (*Abb. 36*), rücken bei hohen Temperaturen Poren als Rißauslöser in den Hintergrund und Oberflächenrisse, insbesondere in Verbindung mit Oxidation, überwiegen.

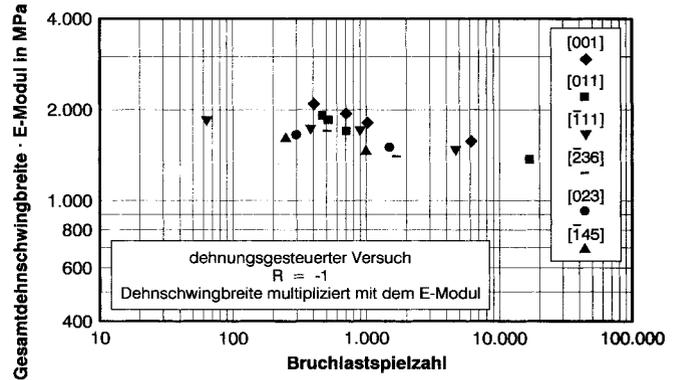


Abb. 35. Niedriglastwechsel-Schwingfestigkeit von N4 bei 760 °C für verschiedene Kristallorientierungen; Gesamtdehnungsschwingbreite multipliziert mit dem Elastizitätsmodul [34].

Fig. 35. Low-cycle fatigue strength of N4 at 760 °C at varying crystallographic orientation; total strain amplitude multiplied by the elastic modulus [34].

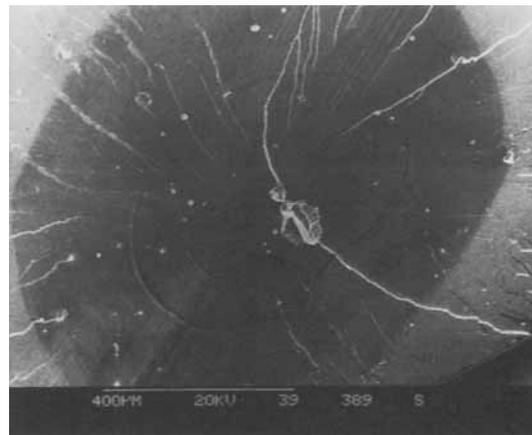


Abb. 36. Rißauslösende Pore in einer LCF-Probe aus SRR99, Prüftemperatur 550 °C.

Fig. 36. Micropore triggering a crack in an SRR99 low-cycle fatigue specimen, test temperature 550 °C.

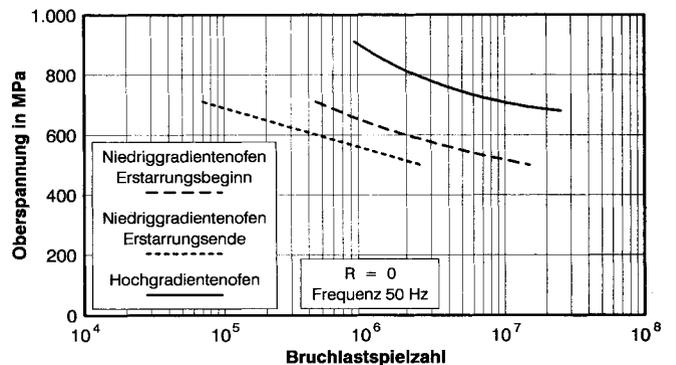


Abb. 37. HCF-Festigkeit von CMSX-2 bei 870 °C für verschiedene Erstarrungsparameter [21].

Fig. 37. High-cycle fatigue strength of CMSX-2 at 870 °C for different solidification parameters [21].

Da Porosität die Schwingfestigkeit von Einkristallen bestimmt (mit Ausnahme von LCF bei hohen Temperaturen) kommt den Erstarrungsparametern, die Porengehalt und Größe kontrollieren, eine maßgebende Bedeutung zu. Dies wird besonders deutlich an der HCF-Festigkeit (*Abb. 37*).

In Laboranlagen abgegossener CMSX-2 mit einer mittleren Porengröße von etwa 10 µm weist ungefähr die anderthalbfache Festigkeit bei 10⁷ Bruchlastspielen auf wie in Industrieanlagen abgegossener CMSX-2 mit einer mittleren Porengröße von etwa 80 µm [21].

3 Zusammenfassung

Ausgehend von den Anforderungen, die heute an Gasturbinenschaufeln gestellt werden, wird gezeigt, daß mit Nickelbasis-Legierungen für einkristalline Bauteile eine leistungsfähige Legierungsklasse und Prozeßtechnologie zur Verfügung steht.

Einfacher zu beschreibende Vorgänge beim Gießprozeß und der Wärmebehandlung sowie einfachere Mikrogefüge als bei Nickelbasis-Legierungen für polykristallinen Guß haben in einem Zeitraum von noch nicht einmal 15 Jahren seit ihrer Einführung dazu geführt, daß diese Legierungsklasse in chemischer Zusammensetzung, Gießprozeß und Wärmebehandlung einen hohen Optimierungsgrad erreicht hat. Dies schlägt sich in einem außerordentlich hohen Eigenschaftspotential bis hin zu Temperaturen knapp unter dem Schmelzpunkt nieder. Der Grund ist darin zu sehen, daß Zusammenhänge zwischen Herstellung, Mikrogefüge und Eigenschaften deutlicher zutage treten als bei Polykristallen, z. B. die Abhängigkeit der Schwingfestigkeit maßgeblich von der Porosität und diese wiederum von den Gießparametern und der chemischen Zusammensetzung der Legierung oder die Abhängigkeit der 0,2%-Dehngrenze und der Kriechfestigkeit von der γ' -Morphologie und deren Abhängigkeit wiederum von der Wärmebehandlung.

Zu diesem umfassenden Gesamtverständnis der grundlegenden Zusammenhänge kontrastiert das mangelnde Verständnis der Anisotropie des mechanischen Verhaltens, insbesondere des Kriechverhaltens. Temperatur, γ' -Morphologie und Kristallorientierung mit ihren unterschiedlichen Auswirkungen auf die Kriechstadien I bis III führen zu einer Parametervielfalt, die es bisher nicht ermöglichte, eine mikrostrukturell begründete und in sich geschlossene Modellvorstellung zu entwickeln.

Literatur

10. M. McLean, Directionally Solidified Materials for High Temperature Service. The Metals Society 1983, London.
20. D. N. Duhal, Single Crystal Superalloys. Superalloys, Supercomposites and Superceramics. 1989, Academic Press, Inc., S. 149–182.

21. T. Khan, Recent Developments and Potential of Single Crystal Superalloys for Advanced Turbine Blades. In High Temperature Alloys for Gas Turbines and Other Applications 1986. Ed. W. Betz, et al., D. Reidel Publishing Company. Dordrecht / Boston / Lancaster / Tokyo, S. 21–50.
22. M. C. Flemings, Solidification Processing. McGraw Hill, New York, NY (1974), S. 328–331.
23. K. Harris, G. L. Erickson, R. E. Schwer, Directionally Solidified and Single-Crystal Superalloys. Metals Handbook, Volume 1, 10th Ed., ASM International, Material Park, Ohio 44073, S. 995–1006.
24. J. F. Nye, Physical Properties of Crystals. Oxford University Press, Walton Street, Oxford OX2 6DP (1957), S. 131–149.
25. D. M. Shah, D. N. Duhal, The Effect of Orientation, Temperature and Gamma Prime Size on the Yield Strength of a Single Crystal Nickel Base Superalloy. In Superalloys 1984; Ed. M. Gell, et al., The Metallurgical Society of AIME, S. 105–114.
26. P. Caron, T. Khan, Tensile Behaviour of a Nickel-Based Single Crystal Superalloy: Effects of Temperature and Orientation. ONERA T.P. no 1988-7. Symposium on Advanced Materials and Processing Techniques for Structural Applications, Paris, September, 7–9, 1987, S. 1–12.
27. S. Takeuchi, E. Kuramoto, Temperature and Orientation Dependence of the Yield Stress in Ni₃Ga Single Crystals. Acta Metallurgica, Vol. 21 (1973) S. 415–425.
28. C. Lall, S. Chin, D. P. Pope, The Orientation and Temperature Dependence of the Yield Stress of Ni₃(Al, Nb) Single Crystals. Metallurgical Transactions Volume 10A (1979) S. 1323–1332.
29. S. S. Ezz, D. P. Pope, V. Paidar, The Tension / Compression Flow Stress Asymmetry in Ni₃(Al, Nb) Single Crystals. Acta Metallurgica, Vol. 30 (1982) S. 921–926.
30. P. Caron, Y. Ohta, Y. G. Nakagawa, T. Khan, Creep Deformation Anisotropy in Single Crystal Superalloys. In Superalloys 1988, Ed. S. Reichmann, et al., The Metallurgical Society, 1988, S. 215–224.
31. J. Hammer, H. Mughrabi, High-Temperature Creep and Microstructure of the Monocrystalline Nickel-Base Superalloy SRR99. In Advanced Materials and Processes, Volume 2, Ed. H. E. Exner and V. Schuhmacher, DGM Informationsgesellschaft mbH, 1990, S. 445–450.
32. P. D. Portella, Microstructural Evolution During Creep and LCF-Testing of Single Crystal Superalloy SRR99. Presented at Euromat 1991, Metals Society, London.
33. M. V. Nathal, Effect of Initial Gamma Prime Size on the Elevated Temperature Creep Properties of Single Crystal Nickel Base Superalloys. Metallurgical Transactions Volume 18A (1987) S. 1961–1970.
34. T. P. Gabb, J. Gayda, R. V. Miner, Orientation and Temperature Dependence of Some Mechanical Properties of the Single-Crystal Nickel-Base Superalloy René N4: Part II, Low Cycle Fatigue Behaviour. Metallurgical Transactions Volume 17A (1986) S. 497–505.

Anschrift: Dr.-Ing. D. Goldschmidt, MTU München GmbH, Dachauer Straße 665, 80995 München.

[T 670]