



SCHWEIZERISCHE EIDGENOSSENSCHAFT  
BUNDESAMT FÜR GEISTIGES EIGENTUM

⑪ CH 666 287 A5

⑤① Int. Cl.<sup>4</sup>: C 22 F 1/16

**Erfindungspatent für die Schweiz und Liechtenstein**  
Schweizerisch-liechtensteinischer Patentschutzvertrag vom 22. Dezember 1978

⑫ **PATENTSCHRIFT** A5

|                                 |                      |              |  |
|---------------------------------|----------------------|--------------|--|
| ⑳ Gesuchsnummer:                | 5087/84              | ㉔ Inhaber:   | United Technologies Corporation, Hartford/CT (US)  |
| ㉒ Anmeldungsdatum:              | 24.10.1984           | ㉔ Erfinder:  | Berczik, Douglas Michael, West Palm Beach/FL (US)<br>Brodi, George, North Palm Beach Gardens/FL (US)<br>O'Connell, Thomas Edward, North Palm Beach/FL (US) |
| ㉓ Priorität(en):                | 31.10.1983 US 547270 | ㉔ Vertreter: | Hug Interlizenz AG, Zürich   |
| ㉔ Patent erteilt:               | 15.07.1988           |              |  |
| ㉔ Patentschrift veröffentlicht: | 15.07.1988           |              |  |

⑤④ **Verfahren zum Behandeln von Werkstoffen aus Alpha-Beta-Titanlegierungen.**

⑤⑦ Ein Verfahren zum Verbessern des Rissausbreitungsverhaltens von Titanlegierungen mit beträchtlichen Mengen an Beta-Stabilisatoren und mindestens 3 % Molybdän, wie z.B. Ti-6-2-4-6, ist angegeben. Bei dem Verfahren wird oberhalb der Beta-Transustemperatur geschmiedet, mit einer kontrollierten Geschwindigkeit bis unter die Beta-Transustemperatur abgekühlt, auf eine Temperatur zwischen 28 °C und 83 °C (50 bis 150 °F) unterhalb der Beta-Transustemperatur erhitzt, die Legierung mit einer grösseren Geschwindigkeit als diejenige, die sich beim Abkühlen mit Luft ergibt, abgekühlt und der Werkstoff zwischen 482 °C (900 °F) und 593 °C (1100 °F) aushärten gelassen. Der sich ergebende Werkstoff hat ein wesentlich verbessertes Rissausbreitungsverhalten im Vergleich zu einem Werkstoff, der nach einem bekannten Verfahren behandelt wurde.

## PATENTANSPRÜCHE

1. Verfahren zum Behandeln von Werkstoffen aus Alpha-Beta-Titanlegierungen, die beträchtliche Mengen an Beta-Stabilisatoren und mindestens 3% Mo enthalten und eine Beta-Transustemperatur haben, gekennzeichnet durch die Schritte:

a. Schmieden des Werkstoffes oberhalb der Beta-Transustemperatur in einer ausreichenden Masse, um eine Rekristallisation zu bewirken.,

b. Abkühlen des Werkstoffes bis unter die Beta-Transustemperatur mit einer Geschwindigkeit von 11 °C (20 °F) bis 55 °C (100 °F) pro Minute,

c. Wärmebehandeln des Werkstoffes bei einer Temperatur zwischen 28 °C (50 °F) und 83 °C (150 °F) unterhalb der Beta-Transustemperatur,

d. Abkühlen des Werkstoffes mit einer Geschwindigkeit, die gleich oder grösser als diejenige ist, die sich beim Kühlen mit Luft ergibt, und

e. Aushärtenlassen des Werkstoffes.

2. Verfahren nach Anspruch 1, dadurch gekennzeichnet, dass das Schmieden zwischen 14 °C (25 °F) und 36 °C (65 °F) oberhalb der Beta-Transustemperatur durchgeführt wird.

3. Verfahren nach Anspruch 1, dadurch gekennzeichnet, dass der Werkstoff entsprechend einer mindestens 10%igen Flächenverringerng geschmiedet wird.

4. Verfahren nach Anspruch 1, dadurch gekennzeichnet, dass der Werkstoff entsprechend mindestens einer 25%igen Flächenverringerng geschmiedet wird.

5. Verfahren nach Anspruch 1, dadurch gekennzeichnet, dass im Schritt b der Werkstoff auf unter 538 °C (1000 °F) abgekühlt wird.

6. Verfahren nach Anspruch 1, dadurch gekennzeichnet, dass die Wärmebehandlung im Schritt c für 0,5 bis 5 Stunden durchgeführt wird.

7. Verfahren nach Anspruch 1, dadurch gekennzeichnet, dass im Schritt d der Werkstoff auf unter 260 °C (500 °F) abgekühlt wird.

8. Verfahren nach Anspruch 1, dadurch gekennzeichnet, dass im Schritt e das Aushärtenlassen zwischen 482 °C (900 °F) und 593 °C (1100 °F) für 2 bis 10 Stunden erfolgt.

9. Verfahren nach Anspruch 1, dadurch gekennzeichnet, dass die Legierung eine Ti-6-2-4-6-Legierung ist.

10. Verfahren nach Anspruch 1 zum thermomechanischen Behandeln einer Titanlegierung mit der Nennzusammensetzung 6% Al, 2% Sn, 4% Zr, 6% Mo, Rest im wesentlichen Ti, gekennzeichnet durch die Schritte:

a. Schmieden der Legierung mindestens entsprechend einer 10%igen Flächenverringerng bei einer Temperatur zwischen 14 °C (25 °F) und 36 °C (65 °F) oberhalb der Beta-Transustemperatur,

b. Abkühlen der Legierung auf unter 538 °C (1000 °F) mit einer Geschwindigkeit zwischen 11 °C (20 °F) und 55 °C (100 °F) pro Minute,

c. Wärmebehandeln der Legierung bei einer Temperatur zwischen 28 °C (50 °F) und 83 °C (150 °F) unterhalb der Beta-Transustemperatur für 0,5 bis 5 Stunden,

d. Abkühlen der Legierung auf unter 260 °C (500 °F) mit einer Geschwindigkeit, die gleich oder grösser als diejenige ist, die sich beim Kühlen mit Luft ergibt, und

e. Aushärtenlassen der Legierung für 2 bis 10 Stunden bei einer Temperatur zwischen 482 °C (900 °F) und 649 °C (1200 °F).

11. Nach dem Verfahren gemäss Anspruch 1 behandeltes, gegen Rissvergrößerung widerstandsfähiges Bauteil aus einer Titanlegierung, gekennzeichnet durch:

a. eine Betamatrix,

b. die zwischen 20 und 90 Vol.-% Alphasplättchen enthält, die einen durchschnittlichen l/d-Faktor zwischen 4 und 20 haben,

c. wobei die Nadeln von einer dünnen Schicht mit einem hohen Mo-Gehalt umgeben sind, und

d. der Werkstoff im wesentlichen frei von jeglicher kontinuierlicher Korngrenzen-Alpha-Phase ist.

## BESCHREIBUNG

Die Erfindung befasst sich mit dem Behandeln von hochfesten Alpha-Beta-Titanlegierungen, die beträchtliche Mengen an Beta-Stabilisatoren und mindestens 3% Molybdän enthalten.

Hochfeste Titanlegierungen werden in grossem Umfang bei Luft- und Raumfahrtgeräten verwendet. Eine dieser Anwendungsmöglichkeiten besteht bei den Scheiben für Gasturbinentriebwerke. Die Scheiben von Gasturbinentriebwerken tragen und halten die Kompressorschaukeln, die am Umfang der Scheiben angeordnet sind, und werden mit Geschwindigkeiten in der Grössenordnung von 10.000 Umdrehungen pro Minute gedreht. Während des Betriebes tritt eine enorme Belastung auf, die gewöhnlich teilweise periodisch ist. Es ist bekannt, dass diese wechselnde Belastung Ermüdungsbrüche verursacht. Bei der gewöhnlichen Ermüdungsbrucherscheinung entsteht gewöhnlich an einem Fehler oder Defekt der Oberfläche oder unterhalb der Oberfläche ein Riss, der sich dann als Folge der wechselnden Belastung vergrössert oder ausbreitet. Durch die Vergrößerung des Risses wird die Fläche des Metalls vermindert, die verfügbar ist, um sich der Belastung zu widersetzen, wodurch die Wirkung der Belastung erhöht wird und noch höhere Rissausbreitungsgeschwindigkeiten bewirkt werden.

Es ist offensichtlich wünschenswert, dass überhaupt keine Ermüdungsbrüche auftreten. Dies ist aber gewöhnlich nicht möglich. Es ist auch nicht möglich, darauf zu vertrauen, dass keine Ermüdungsbrüche bei Anwendungsfällen auftreten, bei denen solche Brüche Verletzungen hervorrufen können. Demgemäss ist es wünschenswert, dass der Ermüdungsriß, wenn er einmal entstanden ist, sich so langsam wie möglich vergrössern sollte. Eine langsame Rissausbreitungsgeschwindigkeit gestattet es, einen solchen Riss während Routineinspektionen zu entdecken, bevor ein Bruch aufgetreten ist.

Es gibt viele Verfahren zum Verbessern der verschiedenen mechanischen Eigenschaften von Titanlegierungen. Die meisten dieser Verfahren haben sich auf die statischen Eigenschaften von Titan wie z.B. Streckgrenze, Zugfestigkeit und Kriecheigenschaften konzentriert. Die vorliegende Erfindung befasst sich speziell mit dem Problem der Rissausbreitungsgeschwindigkeit bei der häufig verwendeten Titanlegierung Ti-6-2-4-6.

Die US-PSen 2 968 586 und 2 974 076 sind frühe Patente auf dem Titangebiet und beschreiben die Alpha-Beta-Klasse von Titanlegierungen und verschiedene mögliche thermomechanische Verfahren für diese Legierungen. Die US-PS 2 974 076 gibt an, dass Wärmebehandlungen, die das Abschrecken von oberhalb der Beta-Transustemperatur enthalten, nicht wünschenswert sind, weil sie im Gegensatz zum Abschrecken von unterhalb der Beta-Transustemperatur die Zugfestigkeit und Duktilität verringern (Spalte 3, letzter ganzer Absatz). Die Patentansprüche 8 und 9 der US-PS 2 974 076 beschreiben eine Wärmebehandlung, bei der auf über die Beta-Transustemperatur erhitzt wird, langsam auf unter die Beta-Transustemperatur abgekühlt wird, ein Gleichgewichtszustand bei einer Temperatur in der Nähe

von aber unterhalb der Beta-Transustemperatur geschaffen wird und schnell abgeschreckt wird. Es ist kein Hinweis auf eine Verformung oberhalb der Beta-Transustemperatur enthalten. Die US-PS 2 968 586 schlägt das Abschrecken als eine Möglichkeit zum Erzeugen von Widmannstättenschen Figuren vor und gibt eine Abkühlgeschwindigkeit von ungefähr 1,7 bis 16,6 °C pro Minute (ungefähr 3 °F pro Minute bis ungefähr 30 °F pro Minute) an (Spalte 3, Zeilen 23–25).

Die US-PSen 3 901 743 und 4 053 330 betreffen das Behandeln von Titanlegierungen. Die US-PS 3 901 743 befasst sich speziell mit der Ti-6-2-4-6-Legierung und gibt ein Verfahren an, bei dem beginnend mit einem geschmiedeten Werkstoff, bei einer Temperatur von etwas unter der Beta-Transustemperatur [die Beta-Transustemperatur beträgt 946 °C (1735 °F)] lösungsgeglüht wird, und zwar bei einer Temperatur von 871° bis 927 °C (1600 bis 1700 °F), bei dem auf Raumtemperatur abgeschreckt wird, auf 760 bis 871 °C (1400 bis 1600 °F) wieder erhitzt wird und anschliessend bei 510 bis 593 °C (950 bis 1100 °F) aushärten gelassen wird. Demgemäss ist nicht ersichtlich, dass diese Druckschrift die im folgenden beschriebene Erfindung vorwegnimmt. Bei dem in der US-PS 4 053 330 beschriebenen Verfahren wird bei einer Temperatur oberhalb der Beta-Transustemperatur geschmiedet, schnell abgeschreckt, um ein martensitisches Gefüge zu erzeugen, und bei einer Zwischentemperatur vergütet. Es wird angegeben, dass das Abschrecken unter Verwendung eines flüssigen Mittels durchgeführt werden soll, das schon an sich eine Abschreckgeschwindigkeit in der Grössenordnung von 550 °C pro Minute (1000 °F pro Minute) erzeugen würde.

Die US-PS 4 309 226 beschreibt ein thermomechanisches Verfahren zur Behandlung von Legierungen, die den Alpha-Titanlegierungen nahekommen, und speziell zur Behandlung von einer Legierung, die als Ti-6-2-4-2 (6 Al, 2 Sn, 4 Zr, 2 Mo, Rest Ti) bekannt ist. Dieses Verfahren ist in vielerlei Hinsicht dem vorliegenden Verfahren ähnlich, da es aber auf eine erheblich verschiedene Legierung, nämlich auf eine, die der Alpha-Legierung nahekommt, und nicht auf die vorliegende Legierung, die als Alpha-Beta-Legierung beschrieben werden könnte, angewandt wird, entsprechen die Ergebnisse nicht denjenigen, die bei Anwendung des Verfahrens auf die hier beschriebene Klasse von Legierungen erhältlich wären. Wegen des niedrigen Mo-Gehaltes gäbe es insbesondere keine Bildung der Mo-reichen Grenzflächenphase, die bei dem nach der Erfindung behandelten Werkstoff festgestellt wird.

Erfindungsgemäss wird eine Klasse von Titanlegierungen, insbesondere solchen, die unter der Bezeichnung Ti-6Al-2Sn-4Zr-6Mo laufen, thermomechanisch behandelt, um eine erhöhte Widerstandsfähigkeit gegen Rissausbreitung zu schaffen, und zwar in Schritten, wie sie im Patentanspruch 1 angegeben sind.

Das sich ergebende Gefüge weist Alpha-Plättchen einer Beta-Matrix auf, wobei die Plättchen von einer molybdänreichen Zone umgeben sind und das Gefüge frei von Korngrenzen-Alpha ist.

Das Gefüge ist gegen die Ausbreitung von Ermüdungsrissen widerstandsfähig.

Weitere Merkmale und Vorteile ergeben sich aus der Beschreibung und den Ansprüchen und aus den beiliegenden Zeichnungen, die ein Ausführungsbeispiel der Erfindung darstellen. Es zeigt:

Fig. 1 eine photographische Schliffbildaufnahme des nach der Erfindung behandelten Werkstoffes,

Fig. 2 die Rissausbreitungsdauer für einen Werkstoff aus Ti-6-4-2-6, der unter verschiedenen Bedingungen behandelt worden ist,

Fig. 3 einen Vergleich zwischen der Kriechdauer des vorliegenden Werkstoffes und der Kriechdauer eines Werkstoffes nach einem bekannten Verfahren und

Fig. 4 einen Vergleich zwischen der Rissausbreitungsgeschwindigkeit als Funktion der Temperatur für einen nach der Erfindung behandelten Werkstoff und für einen nach einem bekannten Verfahren behandelten Werkstoff.

Die Erfindung besteht in einem thermomechanischen Verfahren zum Schaffen von verbesserten mechanischen Eigenschaften bei bestimmten Titanlegierungen. Das Verfahren wurde insbesondere für eine Legierung mit einer Nennzusammensetzung von 6% Al, 2% Sn, 4% Zr, 6% Mo, Rest im wesentlichen Ti (Ti-6-2-4-6) entwickelt und optimiert und wird in bezug auf diese Legierung beschrieben. Die Elementbereiche bei dieser handelsüblichen Legierung liegen alle bei  $\pm 0,5\%$  vom Nennwert, ausgenommen für Sn, das bei  $\pm 0,25\%$  liegt. Es wird angenommen, dass auch andere bestimmte Legierungen von dem Verfahren einen Nutzen haben. Die wichtigste andere handelsübliche Legierung, von der angenommen wird, dass sie dem erfinderischen Verfahren zugänglich ist, ist eine als Ti-17 bezeichnete Legierung, deren Nennzusammensetzung 5% Al, 2% Sn, 2% Zr, 4% Mo, 4% Cr, Rest im wesentlichen Ti beträgt. Die Bereiche sind wieder 0,5%, ausser für Sn und Zr, die  $\pm 0,25\%$  betragen. Diese beiden Legierungen sind Alpha-Beta-Legierungen mit einem hohen Gehalt an Betastabilisatoren (mindestens 10 Gew.-%), so dass die Beta-Phase verhältnismässig stabil ist. Diese Legierungen sind auch hochhärzbare Legierungen, das sind Legierungen, bei denen dicke Abschnitte durch Abschrecken von oberhalb der Beta-Solvustemperatur voll gehärtet werden können. Wie im folgenden angegeben, ist auch der verhältnismässig hohe Molybdängehalt ( $> 3\%$ ) der Legierungen von Bedeutung.

Der erste Schritt des Verfahrens ist ein Schmiedeschritt, der bei einer Temperatur über der Beta-Transustemperatur, vorzugsweise von ungefähr 14° bis 36 °C (ungefähr 25 bis 65 °F) oberhalb der Beta-Transustemperatur, durchgeführt wird. «Isothermisches» Schmieden wurde unter Verwendung von erhitzten Schmiedegesenken angewandt, aber annehmbare Schmiedetemperaturschwankungen, besonders in einem Bereich von 14° bis 36 °C (25 bis 65 °F), liegen innerhalb des Bereiches der Erfindung. Die Grösse und die Geschwindigkeit der Verformung werden so gewählt, dass sie ausreichend sind, um den Werkstoff zu rekristallisieren und um verzerrte und aufgeraute Korngrenzen zu schaffen. Grundsätzlich genügt eine Verkleinerung, die mindestens einer 10%igen und vorzugsweise mindestens einer 25%igen Flächenverringern entspricht.

Nach dem isothermischen Verformungsschritt wird der Werkstoff von der isothermischen Schmiedetemperatur [vorzugsweise unterhalb ungefähr 538 °C (ungefähr 1000 °F)] mit einer kontrollierten Geschwindigkeit abgekühlt. Die Geschwindigkeit wird so kontrolliert, dass sie ungefähr 11 °C (20 °F) bis ungefähr 55 °C (100 °F) pro Minute beträgt. Dieser Abkühlungsschritt mit der kontrollierten Geschwindigkeit ist für die Schaffung des gewünschten Feingefüges, das unten beschrieben wird, wesentlich. Eine langsamere Abkühlungsgeschwindigkeit führt zu der Bildung eines groben nadeligen Gefüges, das die Rissausbreitung nicht auf zufriedenstellende Art und Weise verhindert. Wenn die Geschwindigkeit zu hoch ist, wird das gewünschte nadelige Feingefüge nicht erhalten.

Der Werkstoff wird dann bei einer Temperatur in der Nähe der, aber unterhalb der Beta-Transustemperatur, vorzugsweise von ungefähr 28 °C (50 °F) bis ungefähr 83 °C (150 °F) unterhalb der Beta-Transustemperatur, vorzugsweise während einer Zeitdauer von ungefähr 0,5 bis 5 Stunden wärmebehandelt. Der Werkstoff wird von dieser Wärmebe-

handlungstemperatur mit einer Geschwindigkeit, die derjenigen entspricht, die sich beim Kühlen mit Luft ergibt, oder schneller [vorzugsweise auf eine Temperatur von unter ungefähr 260 °C (500 °F)] abgekühlt. Vorzugsweise schliesst als letzter Schritt des Verfahrens ein Aushärt- oder Alterungsschritt an, der bei einer Temperatur von ungefähr 482 °C (900 °F) bis ungefähr 649 °C (1200 °F) während einer Zeitdauer von 4 bis 8 Stunden durchgeführt wird.

Das sich ergebende Gefüge ist in Fig. 1 gezeigt und besteht aus nadeligen Plättchen der Alpha-Phase, die von der Beta-Phase umgeben werden. Die Länge  $l$  der Alpha-Plättchen, bezogen auf ihre Dicke  $d$ , wird durch die Abkühlungsgeschwindigkeit von der anfänglichen isothermischen Schmiedetemperatur gesteuert und sollte ungefähr 4 bis ungefähr 20 sein. Wenn die Geschwindigkeit zu hoch ist, werden die Plättchen übermässig dünn sein ( $l/d$  zu hoch) und werden nicht die gewünschten Eigenschaften ergeben. Eine langsame Abkühlungsgeschwindigkeit führt zu einem groben Gefüge, das gegen Rissausbreitung nicht widerstandsfähig ist. Wenn das Gefüge gemäss Fig. 1 betrachtet wird, nachdem sich Risse bilden, wird festgestellt, dass sich die Risse entlang der Grenzfläche zwischen den Alpha-Nadeln und der Beta-Matrixphase ausbreiten. Aus diesem Grund ist es wünschenswert, dass die Plättchen nicht zu lang sind und dass die Plättchen eine ungeordnete (Korbgeflecht) Morphologie haben. Wenn die Plättchenlänge verhältnismässig klein ist und die Plättchen wahllos in bezug aufeinander ausgerichtet sind, ist der Weg des sich ausbreitenden Risses mühsam, und die Ausbreitung des Risses wird verlangsamt.

Ein beobachtetes Merkmal des nach der Erfindung behandelten Werkstoffes besteht darin, dass eine dünne Schicht aus einer abgewandelten Zusammensetzung an der Grenzfläche zwischen den Alpha-Plättchen und der Beta-Matrix vorhanden ist. Diese Grenzflächenzusammensetzung hat einen hohen Molybdängehalt in der Grössenordnung von 20 bis 25 Gew.-%. Es wird angenommen, dass dieses Material hart, duktil und widerstandsfähig gegen Rissausbreitung ist und dass das erfindungsgemässe Verfahren einen erheblichen Vorteil als Folge dieser Grenzflächenphase erzielt. Es wird angenommen, dass dieses stark molybdänhaltige Grenzflächenmaterial während des Wärmebehandlungsschrittes gebildet wird. Die Dicke ist in der Grössenordnung von  $10^{-4}$  mm (1000 Å). Wegen des hohen Molybdängehaltes wird erwartet, dass Legierungen, die nicht erhebliche (> 3%) Molybdänanteile enthalten, nicht das gewünschte Rissausbreitungsverhalten ergeben, das bei einem Werkstoff aus Ti-6-2-4-6 erhalten wird, wenn er nach der Erfindung behandelt wird.

Einige der Vorteile der Erfindung werden durch die folgenden Beispiele aufgezeigt.

Ein Werkstoff aus Ti-6-2-4-6 [mit einer Beta-Transustemperatur von ungefähr 946 °C (1735 °F)] wurde bei

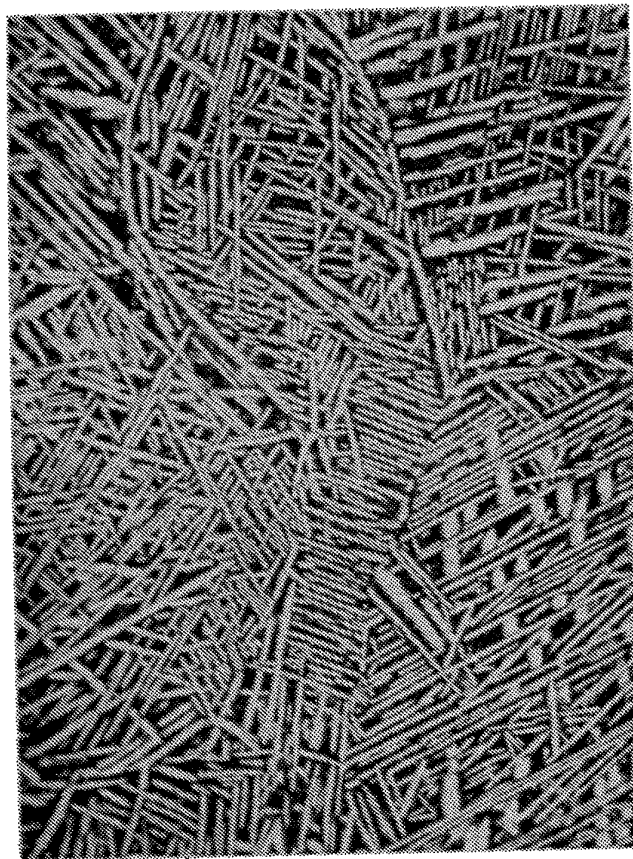
982 °C (1800 °F) bis zu einer Flächenverringern von ungefähr 66% isothermisch geschmiedet. Der Werkstoff wurde dann mit einer Geschwindigkeit von ungefähr 22 °C (40 °F) pro Minute auf eine Temperatur von 538 °C (1000 °F) abgekühlt und dann auf Raumtemperatur mit Luft abgekühlt. Proben dieses Werkstoffes wurden dann bei verschiedenen Temperaturen zwischen 866 °C (1590 °F) und 916 °C (1680 °F), das heisst von ungefähr 80,5 °C (145 °F) bis ungefähr 30,5 °C (55 °F) unterhalb der Beta-Transustemperatur, wärmebehandelt. Die meisten der Proben wurden dann bei 593 °C (1100 °F) für 8 Stunden aushärten gelassen und dann in einem Versuch ausgewertet, der eine relative Angabe der Rissausbreitungsgeschwindigkeit ergab. Die Ergebnisse sind in Fig. 2 aufgetragen. Aus Fig. 2 ist ersichtlich, dass eine Temperatur von ungefähr 885 °C (1625 °F) oder 61 °C (110 °F) unterhalb der Beta-Transustemperatur anscheinend die optimale Rissausbreitungsgeschwindigkeit ergibt. Es scheint auch, dass die Proben, die bei 593 °C (1100 °F) aushärten gelassen wurden, überragende Eigenschaften im Vergleich zu denen hatten, die bei 621 °C (1150 °F) aushärten gelassen wurden. In der Kurve ist auch ein einzelner Punkt gezeigt, der das Verhalten des Werkstoffes, der einem üblichen bekannten Behandlungsverfahren mit einer Ölabschreckung von 982 °C (1800 °F) und einer anschliessenden Wärmebehandlung bei 830 °C (1525 °F) unterzogen worden ist, darstellt.

Es ist offensichtlich, dass der Werkstoff nach der Erfindung dem vorbekannten Werkstoff erheblich überlegen war.

Fig. 3 zeigt eine Larson-Miller-Auftragung der Zeit für ein 1%iges Kriechen für den erfindungsgemässen Werkstoff und für einen Werkstoff, der nach einem bekannten Verfahren behandelt wurde [Lösungsbehandlung unterhalb der Solvustemperatur, rasches Abkühlen, Aushärtenlassen bei 593 °C (1100 °F)]. Es ist ersichtlich, dass bei ähnlichen Temperatur- und Belastungsbedingungen der erfindungsgemässe Werkstoff ungefähr eine doppelt so lange Kriechdauer wie der bekannte Werkstoff hat. Es wurden auch andere Versuche durchgeführt, bei denen die Rissausbreitungsdauer als Funktion der Temperatur für den erfindungsgemässen Werkstoff und den bekannten Werkstoff ausgewertet wurden, und die Ergebnisse sind in Fig. 4 gezeigt. Es ist wieder ersichtlich, dass der erfindungsgemässe Werkstoff dem bekannten Werkstoff (der dem gleichen bekannten Verfahren wie der Werkstoff von Fig. 3 unterzogen wurde) überlegen ist, obgleich der Grad der Überlegenheit mit zunehmender Temperatur etwas abnimmt.

Es sollte klar sein, dass die Erfindung nicht auf die gezeigten und beschriebenen Ausführungsbeispiele beschränkt ist, sondern verschiedene Änderungen und Abwandlungen gemacht werden können, ohne vom Umfang dieses neuen Konzeptes, wie es durch die Ansprüche definiert ist, abzuweichen.

**FIG. 1**



**500 X**

a-1645(1) - FAC - 1100(8)  
b-1625(1) - FAC - 1100(8)  
c-1625(1) - FAC - 1150(8)  
d-1680(1) - TAC - 1100(8)  
e-1525(1) - OQ - 1100(8)  
f-1590(1) - FAC - 1100(8)  
g-1590(1) - FAC - 1150(8)

e =

100 ksi

$R = 0.05, B = 0.03$

Freq = 20 Hz

$0.01 \times 0.02$

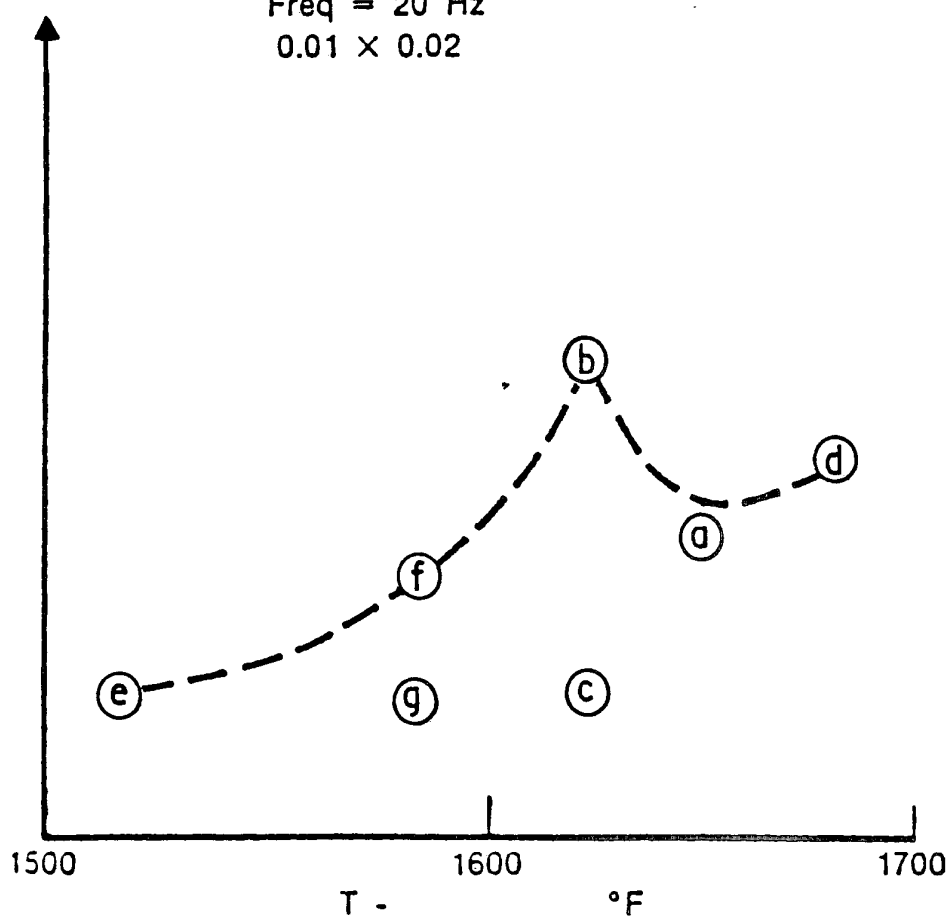


FIG. 2

