



(19)
Bundesrepublik Deutschland
Deutsches Patent- und Markenamt

(10) **DE 601 02 870 T2 2005.03.31**

(12) **Übersetzung der europäischen Patentschrift**

(97) **EP 1 170 394 B1**

(21) Deutsches Aktenzeichen: **601 02 870.8**

(96) Europäisches Aktenzeichen: **01 114 220.5**

(96) Europäischer Anmeldetag: **12.06.2001**

(97) Erstveröffentlichung durch das EPA: **09.01.2002**

(97) Veröffentlichungstag

der Patenterteilung beim EPA: **21.04.2004**

(47) Veröffentlichungstag im Patentblatt: **31.03.2005**

(51) Int Cl.⁷: **C22F 1/04**

C22C 21/12, C22C 21/06, C22C 21/10

(30) Unionspriorität:

591904 12.06.2000 US

(73) Patentinhaber:

Alcoa Inc., Pittsburgh, Pa., US

(74) Vertreter:

derzeit kein Vertreter bestellt

(84) Benannte Vertragsstaaten:

DE, FR, GB, NL

(72) Erfinder:

Rioja, Roberto J., Alcoa Center, PA 15069-0001, US; Westerlund, Robert W., Bettendorf, IA 52722, US; Roberts, Anne E., Bettendorf, IA 52722, US; Chakrabarti, Dhruba J., Alcoa Center, PA 15069-0001, US; Denzer, Diana K., Alcoa Center, PA 15069-0001, US; Morales, Anthony, Bettendorf, IA 52722, US; Magnusen, Paul E., Alcoa Center, PA 15069-0001, US; Venema, Gregory B., Bettendorf, IA 52722, US

(54) Bezeichnung: **Aluminiumbleche mit verbesserter Ermüdungsfestigkeit und Verfahren zu deren Herstellung**

Anmerkung: Innerhalb von neun Monaten nach der Bekanntmachung des Hinweises auf die Erteilung des europäischen Patents kann jedermann beim Europäischen Patentamt gegen das erteilte europäische Patent Einspruch einlegen. Der Einspruch ist schriftlich einzureichen und zu begründen. Er gilt erst als eingelegt, wenn die Einspruchsgebühr entrichtet worden ist (Art. 99 (1) Europäisches Patentübereinkommen).

Die Übersetzung ist gemäß Artikel II § 3 Abs. 1 IntPatÜG 1991 vom Patentinhaber eingereicht worden. Sie wurde vom Deutschen Patent- und Markenamt inhaltlich nicht geprüft.

Beschreibung

[0001] Die vorliegende Erfindung betrifft die Herstellung von gewalzten Aluminiumerzeugnissen, die über verbesserte Eigenschaften verfügen. Speziell betrifft die Erfindung die Herstellung von Aluminiumblech-Erzeugnissen mit kontrollierten Mikrostrukturen, die eine verbesserte Festigkeit und Ermüdungsrisssausbreitungsgeschwindigkeit zeigt. Diese Blecherzeugnisse sind bei Anwendungen in der Raumfahrtindustrie verwendbar, wie beispielsweise Flugzeugrümpfe, sowie bei anderen Anwendungen.

[0002] Flugzeugbauteile, wie beispielsweise Rümpfe, werden typischerweise aus Aluminiumblech-Erzeugnissen gefertigt. Der Ausbreitungswiderstand gegenüber Ermüdungsrisse in solchen Raumfahrterzeugnissen ist sehr bedeutsam. Ein besserer Ermüdungsrisssausbreitungswiderstand bedeutet, dass sich Risse langsamer ausbreiten, wodurch das Flugzeug sicherer wird, da sich kleine Risse leichter nachweisen lassen, bevor sie eine kritische Größe erreichen, die zu einem katastrophalen Versagen führen könnten. Darüber hinaus kann eine langsame Risssausbreitung einen wirtschaftlichen Nutzen haben, da längere Inspektionsintervalle zur Anwendung gelangen können. Die US-P-5 213 639 von Colvin et al. offenbart Aluminiumlegierungserzeugnisse, die bei Anwendungen in der Luftfahrt verwendbar sind.

[0003] Die Veröffentlichung von K. V. Jata et al., "The Anisotropy and Texture of Al-Li-Alloys", Materials Science Forum, Bd. 217–222 (1996), S. 647–652, offenbart gewalzte Aluminiumblech-Erzeugnisse von Aluminiumlegierungen 2090 und 2091, die nicht rekristallisierte Körner zeigen, die über eine Messing-Textur verfügen, die größer ist als 20.

[0004] Die vorliegende Erfindung gewährt gewalzte Aluminiumblech-Erzeugnisse mit verbessertem Widerstand gegen Ermüdungsrisssausbreitung sowie anderen vorteilhaften Eigenschaften, einschließlich verbesserten Kombinationen von Festigkeit und Bruchzähigkeit.

[0005] Gemäß der vorliegenden Erfindung erzeugte Aluminiumblech-Erzeugnisse zeigen ein verbesserter Widerstand gegenüber Ausbreitung von Rissen. Aluminiumlegierungszusammensetzungen und Verarbeitungsparameter sind kontrolliert, um den Ermüdungsrisssausbreitungswiderstand zu erhöhen. Dieser Widerstand ist ein Ergebnis einer stark anisotropen Mikrostruktur, die Risse dazu bringt, einen transkristallinen oder einen interkristallinen kurvenreichen Ausbreitungsweg zu nehmen. Die Zahl der Zyklen die erforderlich ist, um diese kurvenreichen Risse zu einer kritischen Risslänge auszudehnen ist deutlich größer als die Zahl der Zyklen, die zur Ausbreitung eines Risses erforderlich ist, der einen glatten interkristallinen oder nicht-kurvenreichen Weg nimmt.

[0006] In einer Ausführungsform der Erfindung werden Legierungszusammensetzungen, thermomechanische und thermische Praktiken kontrolliert, um eine nichtrekristallisierte Mikrostruktur oder einen gewünschten Umfang an Rekristallisation zu entwickeln. Die Mikrostrukturen werden mit Hilfe von Dispersoiden oder Ausscheidungen kontrolliert, die bei zwischengeschalteten Verarbeitungsschritten erzeugt werden, oder mit Ausscheidungsbehandlungen, um Hinderungen für Versetzungs- und Korngrenzenbewegung zu liefern. Die Blecherzeugnisse weisen längliche Körner auf, die eine stark anisotrope Mikrostruktur erzeugen.

[0007] Gemäß einer der Ausführungsformen kann die anisotrope Mikrostruktur als Folge eines Warmwalzens und zusätzlicher thermischer Behandlungen entwickelt werden. Die Temperatur des Warmwalzens ist geregelt, um den gewünschten Typ, Volumenanteil und Verteilung der kristallographischen Textur zu erleichtern. In einer der Ausführungsformen liefert ein Erholungsglühen nach dem Warmwalzen die gewünschte anisotrope Mikrostruktur nach einer abschließenden Lösungsglühbehandlung und wahlweisen Arbeitsschritten des Streckens und Tempens. Zusätzliche Zwischenglühungen lassen sich anwenden, um die Treibkraft der Rekristallisation zu kontrollieren.

[0008] Die Zusammensetzungen der Aluminiumerzeugnisse werden bevorzugt so ausgewählt, dass Dispersoid erzeugende Legierungselemente bereitgestellt werden, die die Rekristallisation und Erholungsprozesse während der Herstellung kontrollieren. In einer der Ausführungsformen werden Mischungen von Legierungselementen bevorzugt, die die kohärente Struktur vom Cu₃Au-Prototyp erzeugen (L12 in der Strukturnomenklatur). Diese Elemente schließen Zr, Hf und Sc ein. Darüber hinaus lassen sich außerdem Legierungselemente nutzen, die inkohärente Dispersoide erzeugen, wie beispielsweise Cr, V, Mn, Ni und Fe. Es können Kombinationen dieser Legierungselemente verwendet werden.

[0009] Nach einem Aspekt der vorliegenden Erfindung wird ein gewalztes Aluminiumlegierungsblech-Erzeugnis mit hohen Werten der kristallographischen Anisotropie gewährt.

- [0010]** Nach einem anderen Aspekt der vorliegenden Erfindung wird ein Legierungsblech-Erzeugnis auf Al-Cu-Basis gewährt, das über hohe Werte der kristallographischen Anisotropie verfügt.
- [0011]** Nach einem weiteren Aspekt der vorliegenden Erfindung wird ein Flugzeugrumpfblech gewährt, das ein gewalztes Aluminiumlegierungsblech-Erzeugnis mit einer anisotropen Mikrostruktur aufweist.
- [0012]** Nach einem anderen Aspekt der vorliegenden Erfindung wird ein Verfahren zum Erzeugen eines Aluminiumlegierungsblech-Erzeugnisses gewährt, das eine stark anisotrope Kornmikrostruktur hat. Das Verfahren schließt die Schritte der Bereitstellung einer Aluminiumlegierung, Warmwalzen der Aluminiumlegierung unter Erzeugung eines Bleches, Erholungsglühen/Rekristallisationsglühen des warmgewalzten Bleches, Lösungsglühbehandlung des geglühten Bleches und Erholung des Blecherzeugnisses mit einer anisotropen Mikrostruktur ein.
- [0013]** Diese und andere Aspekte der vorliegenden Erfindung werden anhand der folgenden Beschreibung leichter offensichtlich.
- [0014]** Es zeigen:
- [0015]** **Fig. 1** eine schematische Teilansicht eines Flugzeuges, einschließlich ein Aluminiumlegierungsrumppfblech, womit die Orientierung typischer Ermüdungsrisse gezeigt wird, die sich in dem Rumpfblech entwickeln können;
- [0016]** **Fig. 2** einen Fertigungsplan für ein Aluminiumblech-Erzeugnis mit einer anisotropen Mikrostruktur, das nach einer Ausführungsform der vorliegenden Erfindung erzeugt wird;
- [0017]** **Fig. 3** einen Fertigungsplan für ein Aluminiumblech-Erzeugnis mit einer anisotropen Mikrostruktur, das nach einer anderen Ausführungsform der Erfindung erzeugt wird;
- [0018]** **Fig. 4a und 4b** Mikrophotographien, die die weitgehend "äquiaxialen" Körner von Blecherzeugnissen der Legierung 2024 und 2524 der Aluminum Association veranschaulichen, die üblicherweise als Rumpfblech verwendet werden;
- [0019]** **Fig. 5a und 5b** Mikrophotographien, die die anisotrope Mikrostruktur eines Aluminiumblech-Erzeugnisses veranschaulichen, das nach einer Ausführungsform der vorliegenden Erfindung erzeugt wurde;
- [0020]** **Fig. 6a und 6b** Mikrophotographien, die die anisotrope Mikrostruktur eines anderen Aluminiumblech-Erzeugnisses veranschaulichen, das nach einer Ausführungsform der vorliegenden Erfindung erzeugt wurde;
- [0021]** **Fig. 7a und 7b** Mikrophotographien, die die anisotrope Mikrostruktur eines weiteren Aluminiumblech-Erzeugnisses veranschaulichen, das nach einer Ausführungsform der vorliegenden Erfindung erzeugt wurde;
- [0022]** **Fig. 8a und 8b** Mikrophotographien, die die anisotrope Mikrostruktur eines anderen Aluminiumblech-Erzeugnisses veranschaulichen, das nach einer Ausführungsform der vorliegenden Erfindung erzeugt wurde;
- [0023]** **Fig. 9a und 9b** Mikrophotographien, die die anisotrope Mikrostruktur eines weiteren Aluminiumblech-Erzeugnisses veranschaulichen, das nach einer Ausführungsform der vorliegenden Erfindung erzeugt wurde;
- [0024]** **Fig. 10a und 10b** Mikrophotographien, die die anisotrope Mikrostruktur eines anderen Aluminiumblech-Erzeugnisses veranschaulichen, das nach einer Ausführungsform der vorliegenden Erfindung erzeugt wurde;
- [0025]** **Fig. 11** das Layout von Proben, die aus den Blechproben für Prüfungszwecke entnommen wurden;
- [0026]** **Fig. 12** eine graphische Darstellung zur Veranschaulichung der Werte der Formänderungsfestigkeit unter Zug für Blechproben der vorliegenden Erfindung in unterschiedlichen Orientierungen;

- [0027]** Fig. 13 und 14 graphische Darstellungen zur Veranschaulichung der Kurven des Rissausbreitungswiderstandes für Blechproben der vorliegenden Erfindung;
- [0028]** Fig. 15 graphische Darstellung zur Veranschaulichung der Bruchzähigkeit und der Formänderungsfestigkeit unter Zug für Blechproben der vorliegenden Erfindung;
- [0029]** Fig. 16 eine graphische Darstellung zur Veranschaulichung der Ergebnisse des Ermüdungsversuches für zwei der erfindungsgemäßen Legierungen, die nichtrekristallisierte Mikrostrukturen zeigen;
- [0030]** Fig. 17 eine graphische Darstellung zur Veranschaulichung der Formänderungsfestigkeit unter Zug für Blechproben der vorliegenden Erfindung in unterschiedlichen Orientierungen;
- [0031]** Fig. 18 eine Mikrophotographie zur Veranschaulichung der anisotropen Mikrostruktur eines Aluminiumblech-Erzeugnisses, das nach einer Ausführungsform der vorliegenden Erfindung erzeugt wurde;
- [0032]** Fig. 19 eine Mikrophotographie zur Veranschaulichung der anisotropen Mikrostruktur eines anderen Aluminiumblech-Erzeugnisses, das nach einer Ausführungsform der vorliegenden Erfindung erzeugt wurde;
- [0033]** Fig. 20 eine Mikrophotographie zur Veranschaulichung der anisotropen Mikrostruktur eines weiteren Aluminiumblech-Erzeugnisses, das entsprechend einer Ausführungsform der vorliegenden Erfindung verwendet wurde;
- [0034]** Fig. 21 eine Mikrophotographie zur Veranschaulichung der anisotropen Mikrostruktur eines anderen Aluminiumblech-Erzeugnisses, das nach einer Ausführungsform der vorliegenden Erfindung erzeugt wurde;
- [0035]** Fig. 22 eine graphische Darstellung zur Veranschaulichung der Werte der Formänderungsfestigkeit unter Zug für Blecherzeugnisse der vorliegenden Erfindung in unterschiedlichen Orientierungen;
- [0036]** Fig. 23 bis 26 graphische Darstellungen zur Veranschaulichung der Bruchzähigkeit und der Werte der Formänderungsfestigkeit unter Zug für Blecherzeugnisse, die nach Ausführungsformen der vorliegenden Erfindung erzeugt wurden;
- [0037]** Fig. 27 eine graphische Darstellung zur Veranschaulichung der Ergebnisse des Ermüdungsversuches in Doppelausführung für zwei Alclad-Legierungen, die langgestreckte rekristallisierte Körner zeigen;
- [0038]** Fig. 28 eine graphische Darstellung zur Veranschaulichung der Ergebnisse der S/N-Ermüdungsprüfung für zwei Alclad-Legierungen, die langgestreckte rekristallisierte Körner zeigen.
- [0039]** Gemäß der vorliegenden Erfindung wird ein gewalztes Aluminiumlegierungsblech-Erzeugnis bereitgestellt, das eine stark anisotrope Mikrostruktur aufweist. Der Begriff "anisotrope Mikrostruktur", wie er hierin verwendet wird, bedeutet eine Korn-Mikrostruktur, bei der die Körner langgestreckte nichtrekristallisierte Körner oder langgestreckte rekristallisierte Körner mit einem mittleren Länge/Dicke-Verhältnis größer als etwa 4 zu 1 ist. Das mittlere Höhen/Breite-Verhältnis des Kornes ist vorzugsweise größer als etwa 6 zu 1, mehr bevorzugt größer als etwa 8 zu 1. In einer besonders bevorzugten Ausführungsform hat die anisotrope Mikrostruktur ein Höhen/Breite-Verhältnis des Kornes von größer als etwa 10 zu 1. In beiden Fällen von rekristallisierten oder nichtrekristallisierten Körnern besteht das übliche Merkmal zwischen den rekristallisierten und nichtrekristallisierten Korn-Mikrostrukturen darin, dass die Körner langgestreckt sind. Eine Untersuchung dieser Körner kann beispielsweise mit Hilfe der Lichtmikroskopie bei 50 bis 100-facher Vergrößerung in geeignet polierten und geätzten Proben erfolgen, die in Längsrichtung durch die Dicke hindurch betrachtet werden. Bei rekristallisierten Erzeugnissen zeigen die anisotropen Mikrostrukturen, die nach der vorliegenden Erfindung erzielt werden, eine mit Hilfe von Standardmethoden ermittelte Goss-Textur von größer als 20, mehr bevorzugt größer als 30 oder 40. Bei nichtrekristallisierten Erzeugnissen zeigen die anisotropen Mikrostrukturen eine mit Hilfe von Standardmethoden ermittelte Messing-Textur größer als 20 und mehr bevorzugt größer als 30 oder 40.
- [0040]** Der hierin verwendete Begriff "Blech" schließt gewalzte Aluminiumerzeugnisse mit einer Dicke von etwa 0,01 bis etwa 0,35 inch ein. Die Dicke des Bleches beträgt vorzugsweise etwa 0,025 bis etwa 0,325 inch und mehr bevorzugt etwa 0,05 bis etwa 0,3 inch. Bei zahlreichen Anwendungen, wie beispielsweise bei Flugzeugrümpfen, hat das Blech vorzugsweise eine Dicke von etwa 0,05 bis etwa 0,25 inch und mehr bevorzugt etwa 0,05 bis etwa 0,2 inch. Das Blech kann plattiert oder unplattiert sein, wobei die bevorzugten Dicken der Lage der Plattierung etwa 1 bis etwa 5% der Blechdicke beträgt.

[0041] Der hierin verwendete Begriff "nichtrekristallisiert" bedeutet ein Blecherzeugnis, das Körner zeigt, die sich auf die ursprünglichen, in dem Barren oder der Zwischenbramme vorhandenen Körner beziehen. Die ursprünglichen Körner sind lediglich mechanisch verformt worden. Als Ergebnis zeigen die nichtrekristallisierten Korn-Mikrostrukturen außerdem eine ausgeprägte kristallographische Warmwalztextur. Der hierin verwendete Begriff "rekristallisiert" bedeutet Körner, die aus den ursprünglich verformten Körner gebildet worden sind. Dieses tritt im typischen Fall im Versaue des Warmwalzens, während der Lösungsglühbehandlung oder während der Glühungen auf, wobei diese Glühbehandlungen zwischengeschaltet sein können zwischen dem Warmwalzen und/oder vor der Lösungsglühbehandlung.

[0042] In einer der Ausführungsformen der Erfindung sind die Blecherzeugnisse als Flugzeugrumpfblech verwendbar. **Fig. 1** veranschaulicht schematisch ein Flugzeug 10, mit einem Rumpf 12, der aus dem erfindungsgemäßen Aluminium-Knetlegierungsblech gefertigt sein kann. Das Aluminiumlegierungsblech kann mit mindestens einer Lage einer Aluminiumplattierung mit Hilfe auf dem Gebiet bekannter Verfahren ausgestattet sein. Das plattierte oder nichtplattierte Blech der vorliegenden Erfindung kann zu einem Flugzeugrumpf in konventioneller Weise zusammengebaut sein, die auf dem Gebiet bekannt ist. Die Feile A und B in **Fig. 1** geben die Orientierungen und Ausbreitungswege der Ermüdungsrisse an, die sich in einem Flugzeugrumpfblech entwickeln können. Nach einer Ausführungsform ist die anisotrope Mikrostruktur des erfindungsgemäßen Blecherzeugnisses auf dem Rumpf so orientiert, dass die Längen der Körner mit hohem Breiten/Längen-Verhältnis weitgehend senkrecht zu den wahrscheinlichen Ausbreitungswegen des Ermüdungsrisse durch das Rumpfblech hindurch orientiert sind. Beispielsweise können entweder die Längsorientierungen und/oder langen Querorientierungen des Bleches im Wesentlichen senkrecht zu den in **Fig. 1** gezeigten Richtungen A oder B orientiert sein.

[0043] Gemäß der vorliegenden Erfindung werden Aluminiumlegierungszusammensetzungen kontrolliert, um den Ermüdungsrisss-Ausbreitungswiderstand zu erhöhen. Einige der geeigneten Legierungszusammensetzungen können die Legierungen der Aluminum Association 2xxx, 5xxx, 6xxx und 7xxx sowie Varianten davon sein. Beispielsweise schließen geeignete Aluminiumlegierungszusammensetzungen zur Verwendung im Sinne der vorliegenden Erfindung Legierungen auf Basis von Al-Cu ein, wie beispielsweise 2xxx-Legierungen. Eine bevorzugte Legierung auf Basis von Al-Cu weist etwa 1% bis etwa 5 Gew.-% Cu, mehr bevorzugt mindestens etwa 3 Gew.-% Cu und etwa 0,1% bis etwa 6 Gew.-% Mg auf.

[0044] Ein Beispiel für eine besonders bevorzugte Legierung auf Al-Cu-Basis weist etwa 3,5% bis etwa 4,5 Gew.-% Cu, etwa 0,6% bis etwa 1,6 Gew.-% Mg, etwa 0,3% bis etwa 0,7 Gew.-% Mn und etwa 0,08% bis etwa 0,13 Gew.-% Zr auf. Gemäß einer anderen bevorzugten Ausführungsform hat das gewalzte Aluminiumlegierungsblech-Erzeugnis eine Zusammensetzung von etwa 3,8% bis etwa 4,4 Gew.-% Cu, etwa 0,3% bis etwa 0,7 Gew.-% Mn, etwa 1,0% bis etwa 1,6 Gew.-% Mg und etwa 0,09% bis etwa 0,12 Gew.-% Zr. Nach einer weiteren bevorzugten Ausführungsform hat das gewalzte Aluminiumblech-Erzeugnis eine Zusammensetzung von etwa 3,4% bis etwa 4,0 Gew.-% Cu, 0% bis etwa 0,4 Gew.-% Mn, etwa 1,0% bis etwa 1,6 Gew.-% Mg und etwa 0,09% bis etwa 0,12 Gew.-% Zr. Nach einer anderen bevorzugten Ausführungsform hat das gewalzte Aluminiumlegierungsblech-Erzeugnis eine Zusammensetzung von etwa 3,2% bis etwa 3,8 Gew.-% Cu, etwa 0,3% bis etwa 0,7 Gew.-% Mn, etwa 1,0% bis etwa 1,6 Gew.-% Mg, etwa 0,09% bis etwa 0,12 Gew.-% Zr und etwa 0,25% bis etwa 0,75 Gew.-% Li.

[0045] Die Legierungen auf Basis von Al-Cu, die nach der vorliegenden Erfindung erzeugt werden, können bis zu etwa 1 Gew.-% mindestens ein zusätzliches Legierungselement aufweisen, das ausgewählt ist aus Zn, Ag, Li und Si. Diese Elemente können bei geeigneter Wärmebehandlung Anlass zur Erzeugung von verfestigenden Ausscheidungen bilden. Derartige Ausscheidungen bilden sich bei natürlicher Alterung bei Raumtemperatur oder während einer künstlichen Alterung, z. B. bei Temperaturen bis zu 350°F.

[0046] Die Legierungen auf Basis von Al-Cu können weiter bis zu etwa 1 Gew.-% mindestens ein zusätzliches Legierungselement aufweisen, das ausgewählt ist aus Hf, Sc, Zr und Li. Diese Elemente können bei geeigneter Wärmebehandlung Anlass zur Erzeugung oder Erhöhung von kohärenten Dispersoiden bilden. Derartige Dispersoide können die Fähigkeit der Mikrostruktur verbessern, mit langgestreckten rekristallisierten oder nicht-rekristallisierten Körnern erzeugt zu werden.

[0047] Die Legierungen auf Basis von Al-Cu können ferner bis zu etwa 1 Gew.-% mindestens ein zusätzliches Legierungselement aufweisen, das ausgewählt ist aus Cr, V, Mn, Ni und Fe. Diese Legierungen können bei geeigneter Wärmebehandlung Anlass zur Erzeugung inkohärenter Dispersoide geben. Derartige Dispersoide können die Kontrolle der Rekristallisation und des Kornwachstums fördern.

[0048] Zusätzlich zu den Legierungen auf Basis von Al-Cu können Legierungen auf Basis von Al-Mg, Legierungen auf Basis von Al-Si, Legierungen auf Basis von Al-Mg-Si und Legierungen auf Basis von Al-Zn als Blecherzeugnisse erzeugt werden, die gemäß der vorliegenden Erfindung über anisotrope Mikrostrukturen verfügen. Beispielsweise lassen sich die Legierungen der Aluminum Association 5xxx, 6xxx und 7xxx oder Modifikationen davon zu Blecherzeugnissen verarbeiten, die über anisotrope Mikrostrukturen verfügen.

[0049] Geeignete Legierungen auf Al-Mg-Basis haben Zusammensetzungen von etwa 0,2% bis etwa 7,0 Gew.-% Mg, 0% bis etwa 1 Gew.-% Mn, 0% bis etwa 1,5 Gew.-% Cu, 0% bis etwa 3 Gew.-% Zn und 0% bis etwa 0,5 Gew.-% Si. Darüber hinaus können in Legierungen auf Basis von Al-Mg zusätzlich weitere Legierungszusätze mit bis zu etwa 1 Gew.-% verfestigenden Zusätzen einbezogen sein, die ausgewählt sind aus Li, Ag, Cd und Lanthaniden, und/oder bis zu etwa 1 Gew.-% in Dispersoid-Erzeugern, wie beispielsweise Cr, Fe, Ni, Sc, Hf, Ti, V und Zr.

[0050] Geeignete Legierungen auf Basis von Al-Mg-Si haben Zusammensetzungen von etwa 0,1% bis etwa 2,5 Gew.-% Mg, etwa 0,1% bis etwa 2,5 Gew.-% Si, 0% bis etwa 2 Gew.-% Cu, 0% bis etwa 3 Gew.-% Zn und 0% bis etwa 1 Gew.-% Li. Darüber hinaus können in Legierungen auf Basis von Al-Mg-Si wahlweise weitere Legierungszusätze bis zu etwa 1 Gew.-% verfestigende Zusätze einbezogen sein, die ausgewählt sind aus Ag, Cd und Lanthaniden, und/oder bis zu etwa 1 Gew.-% Dispersoid-Erzeugern, wie beispielsweise Mn, Cr, Ni, Fe, Sc, Hf, Ti, V und Zr.

[0051] Geeignete Legierungen auf Al-Zn-Basis haben Zusammensetzungen von etwa 1% bis etwa 10 Gew.-% Zn, etwa 0,1% bis etwa 3 Gew.-% Cu, etwa 0,1% bis etwa 3 Gew.-% Mg, 0% bis etwa 2 Gew.-% Li und 0% bis etwa 2 Gew.-% Ag. Darüber hinaus können in Legierungen auf Basis von Al-Zn wahlweise weitere Legierungszusätze bis zu etwa 1 Gew.-% verfestigende Zusätze einbezogen sein, die ausgewählt sind aus Cd und Lanthaniden, und/oder bis zu etwa 1 Gew.-% Dispersoid-Erzeugern, wie beispielsweise Mn, Cr, Ni, Fe, Sc, Hf, Ti, V und Zr.

[0052] Gemäß der vorliegenden Erfindung werden die Prozessparameter kontrolliert, um den Ermüdungsris-sausbreitungswiderstand der gewalzten Aluminiumlegierungsblech-Erzeugnisse zu erhöhen. Ein bevorzugter Prozess schließt die Schritte ein: Gießen, Schalen, Vorwärmen, erstes Warmwalzen, Nacherhitzen, abschließendes Warmwalzen, wahlweise Kaltwalzen, wahlweise Zwischenglühen während des Warmwalzens oder Kaltwalzens, Glühbehandlung zur Kontrolle der anisotropen Korn-Mikrostrukturen, Lösungsglühbehandlung, Richten und Strecken und/oder Kaltwalzen. Ein Beispiel für ein Fließschema der Fertigung ist in **Fig. 2** gezeigt. Ein anderes Beispiel einer Fertigung ist in **Fig. 3** gezeigt.

[0053] In **Fig. 2** wird ein Schritt zum Erholungsglühen veranschaulicht, der bevorzugt bei der Herstellung von Blecherzeugnissen nach der vorliegenden Erfindung zum Einsatz gelangt. Wie in Figur anschaulich gemacht wird, können Zwischenglühungen während des Warmwalzens und/oder Kaltwalzens zusätzlich oder anstelle des Erholungsglühens zur Anwendung gelangen. Dabei ist zu beachten, dass diese Wärmebehandlungen durch kontrolliertes Erhitzen oder durch einmaliges oder mehrfaches Halten bei einer oder mehreren Temperaturen vorgesehen werden kann.

[0054] In Abhängigkeit von der speziellen Legierungszusammensetzung wird der Schritt des Vorwärmens vorzugsweise bei einer Temperatur zwischen 800° und 1.050°F für 2 bis 50 Stunden ausgeführt. Das erste Warmwalzen wird bevorzugt bei einer Temperatur von 750° bis 1.020°F mit einer Dickenreduktion von 0,1 bis 3 inch-Prozent pro Durchgang ausgeführt. Das Nachwärmen wird vorzugsweise bei einer Temperatur von 700° bis 1.050°F für 2 bis 40 Stunden ausgeführt. Der abschließende Schritt des Warmwalzens wird vorzugsweise bei einer Temperatur von 680° bis 1.050°F mit einer Dickenreduktion von 0,1 bis 3 inch pro Durchgang ausgeführt. 8°C = 5/9 (°F-32)) (1 mm = 0,03937 inch).

[0055] Die wahlweisen Zwischenglühungen während des Warmwalzens oder Kaltwalzens, wie sie beispielsweise in **Fig. 3** anschaulich gemacht werden, werden vorzugsweise bei einer Temperatur zwischen etwa 400° und etwa 1.000°F für 0,5 bis 24 Stunden ausgeführt.

[0056] Der Schritt des Kaltwalzens wird vorzugsweise bei Raumtemperatur mit einer Dickenreduktion von etwa 5% bis 50% per Durchgang ausgeführt.

[0057] Die Erholungsglühbehandlungen/Rekristallisationsglühbehandlungen mit langgestrecktem Korn, wie sie beispielsweise in **Fig. 2** veranschaulicht sind werden vorzugsweise bei einer Temperatur zwischen etwa 300° und etwa 1.000°F für 0,5 bis 96 Stunden ausgeführt. Nichtrekristallisierte anisotrope Mikrostrukturen er-

fordern im typischen Fall Glühbehandlungen bei relativ niedrigen Temperaturen von beispielsweise etwa 400° bis etwa 700°F. Rekristallisierte anisotrope Mikrostrukturen erfordern im typischen Fall Glühbehandlungen bei relativ hohen Temperaturen von beispielsweise etwa 600° bis etwa 1.000°F.

[0058] Die Lösungsglühbehandlung wird bevorzugt bei einer Temperatur von etwa 850° bis etwa 1.060°F für eine Dauer von etwa 1 bis 2 Minuten bis zu etwa eine Stunde ausgeführt.

[0059] Der Schritt des Abschreckens wird vorzugsweise durch rasches Kühlen unter Anwendung einer Tauchbehandlung in einer geeigneten Kühlflüssigkeit oder durch Besprühen mit einer geeigneten Kühlflüssigkeit ausgeführt.

[0060] Die Schritte des Richtens und Streckens werden bevorzugt ausgeführt, um eine Gesamt-Kaltumformung von 6% zu gewährleisten.

[0061] Nach der Lösungsglühbehandlung kann wahlweise eine Kaltumformung ausgeführt werden und bevorzugt durch Strecken oder Kaltwalzen. Der Prozess der Kaltverarbeitung vermittelt dem Blecherzeugnis bevorzugt eine Kaltumformung von maximal 15% und mehr bevorzugt maximal etwa 8%.

[0062] Die Blecherzeugnisse, die nach der vorliegenden Erfindung hergestellt werden, zeigen eine deutlich erhöhte Festigkeit und/oder Widerstand gegen Ausbreitung von Ermüdungsrissen als Folge ihrer anisotropen Mikrostrukturen. In einer bevorzugten Ausführungsform zeigen die gewalzten Blecherzeugnisse Formänderungsfestigkeiten unter Zug (TYS) in Längsrichtung (L) von mehr als 45 ksi und mehr bevorzugt mehr als 48 ksi. Die gewalzten Blecherzeugnisse zeigen vorzugsweise Formänderungsfestigkeiten unter Zug in der langen Querrichtung (LT) von mehr als 40 ksi und mehr bevorzugt mehr als 43 ksi. Die Orientierung in der langen Querrichtung (T-L) des gewalzten Bleches im T3-Härtegrad zeigen bevorzugt eine Geschwindigkeit der Ermüdungsrissausbreitung da/dN von weniger als etwa 5×10^{-6} inch/Zyklus bei einem ΔK von 10 ksi $\sqrt{\text{inch}}$ und mehr bevorzugt weniger als etwa 4×10^{-6} oder 3×10^{-6} inch/Zyklus, in dem T36-Härtegrad zeigt das gewalzte Blech eine Ermüdungsrissausbreitungsgeschwindigkeit in der T-L-Orientierung von weniger als 4×10^{-6} inch/Zyklus bei einem ΔK von 10 ksi Inch und mehr bevorzugt weniger als 3×10^{-6} oder 2×10^{-6} inch/Zyklus (1 ksi = 6.894.756,7 Pa) (1 ksi $\sqrt{\text{inch}}$ = 1,0988 MPa $\sqrt{\text{m}}$).

[0063] Ferner zeigen die Blecherzeugnisse der Aluminiumknetlegierung der vorliegenden Erfindung verbesserte Werte der Bruchzähigkeit, z. B. bei Tests mit Kerbschlagzähigkeitsproben nach Standard ASTM E561 und B646 von 16 inch#44 inch. Beispielsweise zeigen Blecherzeugnisse, die nach der vorliegenden Erfindung hergestellt werden, vorzugsweise K_{IC} -Werte der Bruchzähigkeit in Längsrichtung (L-T) oder langer Querrichtung (T-L) von mehr als 130 oder 140 ksi $\sqrt{\text{inch}}$. Die Blecherzeugnisse besitzen darüber hinaus vorzugsweise K_{app} Werte der Bruchzähigkeit L-T oder T-L von mehr als 85 oder 90 ksi $\sqrt{\text{inch}}$.

[0064] Zusätzlich dazu, dass die erfindungsgemäßen Blecherzeugnisse einen verbesserten Ermüdungsrissausbreitungswiderstand haben, zeigen sie verbesserte Kombinationen von Festigkeit und Bruchzähigkeit.

[0065] Fig. 4a und 4b sind Mikrophotographien zur Veranschaulichung der im Wesentlichen äquiaxialen Körner von konventionellen Blecherzeugnissen der Legierung 2024 und 2524, die für Rumpfblech verwendet werden. Anders als bei dem konventionellen Rumpfblech, wie es beispielsweise in den Fig. 4a und 4b gezeigt ist, ermöglicht die anisotrope Mikrostruktur der erfindungsgemäßen Blecherzeugnisse den Flugzeugherstellern das Blech in Richtungen zu orientieren, die den Vorteil der verbesserten mechanischen Eigenschaften des Bleches nutzen, wie beispielsweise der verbesserte Ermüdungsrissausbreitungswiderstand in Längsrichtung und/oder langer Querrichtung sowie der Bruchzähigkeit und/oder Festigkeit.

[0066] In der nachfolgenden Tabelle 1 werden Zusammensetzungen einiger Blecherzeugnisse zusammengestellt, die so verarbeitet werden können, dass sie gemäß den Ausführungsformen der vorliegenden Erfindung anisotrope Mikrostrukturen gewähren.

Tabelle 1
Zusammensetzungen von Legierungen der Blecherzeugnisse in (Gew.-%)

Legierungsprobe Nr.	Cu	Mn	Mg	Zr	Sc	Li	Fe	Si	Al
770-308 (Zr-Leg.)	3,74	0	1,36	0,12	0	0	0,03	0,04	Rest
770-311 (Zr+Li-Leg.)	3,19	0	1,22	0,10	0	0,31	0,03	0,04	Rest
770-309 (Mn+Zr-Leg.)	4,26	0,57	1,4	0,10	0	0	0,07	0,04	Rest
770-310 (Zr+Sc-Leg.)	3,7	0	1,36	0,10	0,06	0	0,04	0,03	Rest
770-312 (Zr+Sc+Li-Leg.)	3,56	0	1,36	0,10	0,06	0,31	0,04	0,03	Rest
596-367 (Mn+Zr+Li-Leg.)	3,37	0,58	1,21	0,12	0	0,76	0,04	0,02	Rest

[0067] Die Blecherzeugnisse mit den in Tabelle 1 aufgeführten Zusammensetzungen wurden wie folgt hergestellt. Es wurden Barren mit einer Abmessung von 6 inch × 16 inch × 60 inch unter Anwendung direkt gekühlter (DC)-Formen gegossen. Die in Tabelle 1 angegebenen Zusammensetzungen wurden anhand von Metallproben gemessen, die aus dem schmelzflüssigen Bad erhalten wurden. Die Barren wurden zunächst einem Spannungsabbau durch Erhitzen für 6 Stunden bis 750°C unterzogen. Sodann wurden die Barren zur Entfernung einer 0,25 inch dicken Oberflächenschicht sowohl von den Walzoberflächen als auch von der Seitensäge bis zu einer Breite von 14 inch geschält. Für das Vorerhitzen wurden die Barren bis 850°F erhitzt, für 2 Stunden getränkt und anschließend bis 875°F erhitzt und für 2 weitere Stunden getränkt. Die aus dem Vorwärmofen entnommenen Barren wurden auf ein Maß von 22% bis zu einer Stärke von 4,5 inch quergewalzt, gefolgt von einem Längen bis auf eine Stärke von 2 inch. Die Metalltemperatur wurde oberhalb von 750°F mit einem Nacherhitzen für 15 min bis zu 850°F gehalten. Die 2 inch-Bramme wurde in 2 Hälften aufgeteilt und für 8 Stunden bis 915°F nacherhitzt, in einem Rollgang bis 900°F gekühlt und bis auf eine Stärke von 0,25 inch warmgewalzt. Geeignete Nachwärmbehandlungen wurden während des Warmwalzens bis 915°F für 15 min gewährt. Die Metalltemperatur wurde oberhalb von 750°F gehalten. Nach dem Warmwalzen wurde ein Blecherzeugnis mit einer Stärke von 0,150 inch erzeugt. Erholungsglühungen vor der Lösungsglühbehandlung von 8 bis 24 Stunden bei Temperaturen von 400°F bis 550°F lieferten nichtrekristallisierte Mikrostrukturen nach der Lösungsglühbehandlung.

[0068] Nach dem Walzen, der Lösungsglühbehandlung und dem Abschrecken wurden alle Blechstücke mit Ultraschall auf Klasse B untersucht und alle als einwandfrei befunden. Analysen der Mikrostruktur ergaben, dass alle Proben nicht rekristallisierte Mikrostrukturen im abschließenden Härtegrad zeigten. **Fig. 5a bis 10b** sind Mikrophotographien, die die anisotropen Mikrostrukturen der in Tabelle 1 angegebenen Blecherzeugnisse veranschaulichen. In jedem Fall besaß das Blech ein hohes Maß an kristallographischer Anisotropie und zeigte langgestreckte Körner. Die Korn-Anisotropie ist am stärksten ausgeprägt in der Längsrichtung (L) des jeweiligen Bleches, ist aber auch in der langen Querrichtung des jeweiligen Bleches vorhanden.

[0069] Die nach der vorliegenden Erfindung erzeugten Proben wurden auf mechanische Eigenschaften getestet. Das Diagramm in **Fig. 11** zeigt die Stellen und Orientierungen von Proben, die für die verschiedenen Tests genommen wurden.

[0070] Die Ergebnisse der Zugprüfung in L-, LT- und 45-Richtungen sind in **Fig. 12** gezeigt. Die in Tabelle 1 aufgeführte Legierung 367 zeigte die höchste Festigkeit in allen 3 Richtungen. Allerdings zeigten die übrigen in Tabelle 1 aufgeführten Legierungen ebenfalls günstige Festigkeitswerte.

[0071] Es wurden Kerbschlagzähigkeitsversuche an Probekörpern von 16 inch#44 inch mit Mittelkerbe mit Anfangsmittellrissen von 4 inch ausgeführt. **Fig. 13 und 14** veranschaulichen R-Kurven der Kerbschlagzähigkeitsprüfung und zeigen, dass die Prüfkörper der erfindungsgemäßen Blecherzeugnisse über günstige Werte der Kerbschlagzähigkeit verfügen, wie mit denen von Alclad 2524 T3-Blech vergleichbar sind. Die R-Kurven sind für alle getestete Legierungen vergleichbar.

[0072] Die erhaltenen verbesserten Kombinationen von Festigkeit/Zähigkeit sind in **Fig. 15** dargestellt. **Fig. 15** zeigt außerdem für Vergleichszwecke einen Mittelwert von 2524-T3-Alclad-Blech, das in der Anlage erzeugt wurde. Die in **Fig. 15** gezeigten Mindestwerte entsprechen dem -3-fachen des extra polierten Wertes der Standardabweichung.

[0073] Die Ermüdungsprüfung unter konstanter Amplitude ist in **Fig. 16** dargestellt. Diese Prüfungen wurden an Proben ausgeführt, die im Bezug auf die Tests auf Festigkeit und Zähigkeit am vielversprechendsten er-

schielen. Diese Ergebnisse zeigen, dass die nach der vorliegenden Erfindung hergestellten Erzeugnisse deutlich geringere Geschwindigkeiten der Rissausbreitung zeigen, d. h. einen verbesserten Widerstand gegen Ermüdungsrisssausbreitung.

[0074] Proben im Härtegrad T36 zeigten die in **Fig. 17** dargestellten Eigenschaften. In **Fig. 17** wurde der T36-Härtegrad erzielt, indem entweder auf dem Wege des Kaltwalzens oder Streckens eine Kaltverformung von 5% vermittelt wurde. Die Festigkeitswerte der kaltgewalzten Proben sind geringfügig höher.

[0075] Die Ergebnisse aus den vorangegangenen Tests zeigen, dass die Festigkeit und der Widerstand gegenüber Ermüdungsrisssausbreitung gemäß der vorliegenden Erfindung deutlich verbessert sind. Durch Warmwalzen bei relativ hohen Temperaturen unter Anwendung von Erholungsglühungen und durch Zusetzen von Zr und/oder Sc als Dispersoid erzeugende Zusätze war es möglich, nichtrekristallisierte Mikrostrukturen in Blechstärken zu erzeugen. Aus unbekannten Gründen scheinen Li-Zugaben das Erzielen der nichtrekristallisierten Mikrostrukturen ebenfalls zu unterstützen. In den 2xxx-Legierungen scheint Kupfer einen wesentlichen Einfluss auf die Verfestigung zu haben. Scandium-Zugaben fördern das Erzielen von nichtrekristallisierten Mikrostrukturen, können für das Verfestigen jedoch von Nachteil sein. Zugaben von Mangan sind vorteilhaft für die Festigkeitseigenschaften. Das Kaltwalzen, z. B. auf 5%, erhöht die Festigkeit deutlich ohne eine Verringerung der Ermüdung oder Bruchzähigkeit, was ebenfalls überraschend war. Legierungen, die Li enthalten, können größere Verbesserungen hinsichtlich der Eigenschaften als Ergebnis der Kaltverformung zeigen, als Legierungen ohne die Li-Zugabe.

[0076] Es wurde ein Anlagenwalzversuch mit der Aufgabe ausgeführt, eine anisotrope Korn-Mikrostruktur in einem Blecherzeugnis zu erzeugen, um zu höherer Festigkeit und höherem Widerstand gegenüber Ausbreitung von Ermüdungsrisen zu gelangen. Die in Tabelle 2 gezeigten Legierungen wurden zu 15.000 LB-Barren gegossen und entsprechend den Verfahren der vorliegenden Erfindung unter Anwendung eines ähnlichen Fertigungsverfahrens verarbeitet, wie er in **Fig. 2** gezeigt ist. (1 kg = 2,2046 lb).

Tabelle 2
Legierungszusammensetzungen von Blecherzeugnissen (in Gew.-%)

Legierungsprobe Nr.	Cu	Mn	Mg	Zr	Fe	Si	Al
354-371 (niedrig Cu-niedrig Mn)	4,08	0,29	1,36	0,12	0,02	0,01	Rest
354-381 (hoch Cu-niedrig Mn)	4,33	0,30	1,38	0,10	0,01	0,00	Rest
354-391 (niedrig Cu-hoch Mn)	4,09	0,58	1,35	0,11	0,02	0,01	Rest
354-401 (hoch Cu-hoch Mn)	4,22	0,60	1,32	0,10	0,01	0,01	Rest

[0077] Es wurden Blecherzeugnisse mit den in Tabelle 2 aufgeführten Zusammensetzungen wie folgt hergestellt.

[0078] Es wurden Barren mit einer Abmessung von 14 inch × 74 inch × 180 inch unter Anwendung direkt gekühlter (DC)-Formen gegossen. Die in Tabelle 2 angegebenen Zusammensetzungen wurden anhand von Metallproben gemessen, die während des Gießens erhalten wurden. Die Barren wurden zunächst einer Spannungsabbaubehandlung unterzogen, indem sie für 6 Stunden bis 750°C erhitzt wurden. Sodann wurden die Barren zur Entfernung einer 0,5 inch dicken Oberflächenschicht sowohl von beiden Walzoberflächen geschält. Für die Vorwärmbehandlung wurden die Barren bis 850°F erhitzt, für 2 Stunden getränkt und anschließend bis 875°F erhitzt und für 2 weitere Stunden getränkt. Die aus dem Vorwärmofen entnommenen Barren wurden Alclad 1100-Blech walzplattiert und bis auf eine Stärke von 6,24 inch gewalzt. Die 6,24 inch-Alclad-Bramme wurde für 8 Stunden bis 915°F nacherhitzt, in einem Rollgang bis 850°F gekühlt und auf eine Stärke von 0,180 inch warmgewalzt. Die Metalltemperatur wurde oberhalb von 600°F gehalten. Nach dem Warmwalzen wurde das Blecherzeugnis einem Rekristallisationsglühen für 8 Stunden bei 700°F vor der Lösungsglühbehandlung unterworfen. Das Blecherzeugnis wurde für 11 min bei 925°F einer Chargen-Lösungsglühbehandlung unterworfen und einer Wasserabschreckung unterzogen. Das Blecherzeugnis wurde mit einer Dickenverringerung von 0,180 Inch bis 0,17746 inch flachgewalzt. Anschließend wurden die Härtegrade T3 und T36 erzeugt. Die Aluminiumplattierung hatte eine Dicke von 2,5% der Enddicke. Die anisotropen Mikrostrukturen wiesen langgestreckte rekristallisierte Körner auf, die in dem abschließenden T3-Härtegrad entsprechend der Darstellung

in den **Fig. 18** bis **21** erzielt wurden.

[0079] Die Ergebnisse aus den Messungen der Zugfestigkeit sind in **Fig. 22** gezeigt. Die Messungen der Zugseigenschaften zeigen, dass die Varianten mit hohem Mn, wie sie in Tabelle 2 angegeben sind, größere Festigkeiten ergeben, als die Varianten mit geringern Mn. Der Verfestigungseffekt von Mn ist überraschend größer als der von Cu.

[0080] Die Messungen der Bruchzähigkeit wurden unter Verwendung von Prüfkörpern für die Kerbschlagzähigkeit mit mittlerer Kerbe einer Abmessung von 16 inch#44 inch ausgeführt. Die Ergebnisse der Messungen von Festigkeit und Zähigkeit sind in **Fig. 23** bis **26** gezeigt. Diese Figuren zeigen für Vergleichszwecke außerdem einen Mittelwert für Alclad-Blech 2524-T3. Die in diesen Figuren angegebenen Mindestwerte entsprechen dem -3-fachen extra polierten Wert der Standardabweichung. Die Kombinationen von Festigkeit und Zähigkeit der Blecherzeugnisse mit den Varianten mit hohem Mn sind besser als diejenigen von 2524-T3. Überraschenderweise zeigt die Probe mit geringern Cu und hohem Mn bessere Eigenschaften als die Probe mit hohem Cu und geringern Mn.

[0081] **Fig. 27** zeigt das da/dN-Verhalten der Variante mit geringern Cu und hohem Mn für die Härtegrade T3 und T36. Die Tests wurden 2-fach ausgeführt und ergaben eine gute Korrelation bei den doppelt ausgeführten Tests. Es ist zu beachten, dass diese Ergebnisse angeben, dass bei einem ΔK von 10 die Ausbreitungsgeschwindigkeit von Ermüdungsrissen für die T3-Härtegrade verringert ist und sogar noch stärker verringert ist bei den Härtegraden T36. Diese Ergebnisse zeigen, dass die nach der vorliegenden Erfindung hergestellten Erzeugnisse ein besseres FCG Ermüdungsrissausbreitungsverhalten haben.

[0082] **Fig. 28** zeigt Ergebnisse aus der S/N-Ermüdungsprüfung. Es ist zu beachten, dass bei einem vorgegebenen Wert der Zahl der Zyklen die Maximalbelastung bei Erzeugnissen höher ist, die nach der vorliegenden Erfindung hergestellt sind. Dieses bedeutet, dass Bauteile höheren Belastungen ausgesetzt werden können, als konventionelle Bauteile bei der gleichen Lebenserwartung. Ebenfalls ist das S/N-Ermüdungsverhalten der Erzeugnisse, die nach der vorliegenden Erfindung hergestellt sind, besser als das derjenigen des Alclad-Blecherzeugnisses 2524-T3.

[0083] Tabelle 3 zeigt die Ergebnisse aus den Tests der Druckfließgrenze, worin die Eigenschaften der Druckfestigkeit für die Legierung 2524 und eine der Legierungen der vorliegenden Erfindung (die Variante 354–391 mit geringern Cu und hohem Mn) in Orientierungen der Längsrichtung (L) und langen Querrichtung (LT) verglichen werden. Im Vergleich zu dem konventionellen Blecherzeugnis 2524 wird eine deutliche Verbesserung der Eigenschaften der Druckfließgrenze von den erfindungsgemäßen Blecherzeugnissen erreicht.

Tabelle 3
Gemessene Druckfließgrenzen für die Legierung 2524 und 354–391 mit geringern Cu und hohem Mn

2524-T3-Messungen			
Stärke	L (ksi)	LT (ksi)	Härtegrad
0,200	42,8	49,3	T3
0,200	43,0	48,4	T3
0,249	42,9	48,7	T3
0,249	42,2	47,3	T3
0,249	42,5	48,5	T3
0,249	43,7	49,2	T3
0,310	40,9	44,4	T3
MLHDBK5	39,0	43,0	T3

354-391-Messungen

Stärke	L (ksi)	LT (ksi)	Härtegrad
0,177	51,5	54,8	T3
0,177	51,5	56,2	T3
0,177	54,1	60,5	T36
0,177	55,2	62,1	T36

(1 ksi=6.894.756,7 Pa)

[0084] Die anisotropen Mikrostrukturen einiger rekristallisierter und nichtrekristallisierter Blecherzeugnisse der vorliegenden Erfindung wurden im Vergleich mit den Erzeugnissen der Legierung 2024 und 2524 gemessen. In Tabelle 4 sind die Komponenten der Messing-Textur und der Goss-Textur für die Blecherzeugnisse 2024-T3 und 2524-T4 in den Stärken 0,0125 inch zusammengestellt. Diese werden verglichen mit den nichtrekristallisierten Blecherzeugnissen der vorliegenden Erfindung 770-309 und 770-311, die in Tabelle 1 zusammengestellt sind, sowie den rekristallisierten Blecherzeugnissen der vorliegenden Erfindung 354-391 und 354-401, die in Tabelle 2 zusammengestellt sind.

Tabelle 4
Maximum der Intensität der Texturkomponenten (X-fach regellos)

Legierung	Mikrostruktur	Messing	Goss
2024-T3	rekristallisierte äquiale Körner	1,0	12,0
2524-T4	rekristallisierte äquiale Körner	1,9	15,3
770-309	nichtrekristallisierte langgestreckte Körner	36,1	0
770-311	nichtrekristallisierte langgestreckte Körner	34,9	0
354-391	rekristallisierte langgestreckte Körner	1,3	42,7
354-401	rekristallisierte langgestreckte Körner	8,6	56,7

[0085] Wie aus Tabelle 4 hervorgeht, besitzen die nichtrekristallisierten Blechproben 770-309 und 770-311 der vorliegenden Erfindung Messing-Texturkomponenten, die größer sind als 30, was ihre stark anisotropen Mikrostrukturen zeigt. Die rekristallisierten Blechproben 354-391 und 354-401 der vorliegenden Erfindung besitzen Goss-Texturkomponenten, die größer sind als 40, d. h. ausreichend oberhalb der Goss-Texturkomponente der konventionellen rekristallisierten Blecherzeugnisse 2024-T3 und 2524-T4.

[0086] Die Erzeugnisse und Verfahren der vorliegenden Erfindung gewähren gegenüber konventionell hergestellten Aluminiumerzeugnissen mehrere Vorteile. Gemäß der vorliegenden Erfindung werden Aluminiumblecherzeugnisse, die eine starke Anisotropie der Korn-Mikrostruktur enthalten, gewährt, die eine hohe Bruchflächenrauigkeit zeigen sowie sekundäre Rissbildung und -verzweigung, wodurch die Erzeugnisse bei Anwendungen besser geeignet sind, die eine geringe Ermüdungsrissausbreitung erfordern. Darüber hinaus zeigen die Erzeugnisse günstige Kombinationen von Festigkeit und Bruchzähigkeit.

[0087] Obgleich vorstehend spezielle Ausführungsformen der vorliegenden Erfindung für Vergleichszwecke beschrieben worden sind, ist für den Fachmann auf dem Gebiet selbstverständlich, dass zahlreiche Abänderungen an Einzelheiten der vorliegenden Erfindung vorgenommen werden können, ohne von der Erfindung abzuweichen, die in den beigefügten Ansprüchen festgelegt ist.

Patentansprüche

1. Gewalztes Aluminiumlegierungsblecherzeugnis, aufweisend nicht rekristallisierte Körner mit einer Messing-Textur größer als 20, und/oder rekristallisierte Körner mit einer Goss-Textur größer als 20, wobei die Aluminiumlegierung ausgewählt ist aus der Reihe der 2xxx, 5xxx, 6xxx und 7xxx, **dadurch gekennzeichnet**, dass

das Blecherzeugnis eine anisotrope Mikrostruktur aufweist, die durch Körner mit einem mittleren Länge/Breite-Verhältnis größer als etwa 4 : 1 festgelegt ist.

2. Gewalztes Aluminiumlegierungsblecherzeugnis nach Anspruch 1, wobei die Aluminiumlegierung eine Al-Cu-Grundlegierung ist, welche Aluminium aufweist, 1% bis 5 Gew.-% Cu, bis zu 6 Gew.-% Mg, bis zu 1 Gew.-% Mn und bis zu 0,5 Gew.-% Zr.

3. Gewalztes Aluminiumlegierungsblecherzeugnis nach Anspruch 2, wobei die Al-Cu-Grundlegierung mindestens 3 Gew.-% Cu aufweist.

4. Gewalztes Blecherzeugnis nach einem der Ansprüche 2 und 3, wobei der Mangangehalt weniger als 0,7% beträgt.

5. Gewalztes Aluminiumlegierungsblecherzeugnis nach Anspruch 2, wobei in die Al-Cu-Grundlegierung einbezogen sind: 3,5% bis 4,5 Gew.-% Cu, 0,6% bis 1,6 Gew.-% Mg, 0,3% bis 0,7 Gew.-% Mn und 0,08% bis 0,13 Gew.-% Zr.

6. Gewalztes Aluminiumlegierungsblecherzeugnis nach Anspruch 2, wobei in die Al-Cu-Grundlegierung einbezogen sind: 3,8% bis 4,4 Gew.-% Cu, 0,3% bis 0,7 Gew.-% Mn, 1,0% bis 1,6 Gew.-% Mg und 0,09% bis 0,12 Gew.-% Zr.

7. Gewalztes Aluminiumlegierungsblecherzeugnis nach Anspruch 2, wobei in die Al-Cu-Grundlegierung einbezogen sind: 3,4% bis 4,0 Gew.-% Cu, Null bis 0,4 Gew.-% Mn, 1,0% bis 1,6 Gew.-% Mg und 0,09% bis 0,12 Gew.-% Zr.

8. Gewalztes Aluminiumlegierungsblecherzeugnis nach Anspruch 2, wobei in die Al-Cu-Grundlegierung einbezogen sind: 3,2% bis 3,8 Gew.-% Cu, 0,3% bis 0,7 Gew.-% Mn, 1,0% bis 1,6 Gew.-% Mg und 0,09% bis 0,12 Gew.-% Zr und 0,25% bis 0,75 Gew.-% Li.

9. Gewalztes Aluminiumlegierungsblecherzeugnis nach Anspruch 2, wobei die Al-Cu-Grundlegierung ferner bis zu 1 Gew.-% mindestens eines der Elemente aufweist, die ausgewählt sind aus: Zn, Ag, Li und Si.

10. Gewalztes Aluminiumlegierungsblecherzeugnis nach Anspruch 2, wobei die Al-Cu-Grundlegierung ferner bis zu 1 Gew.-% mindestens einer der Elemente aufweist, die ausgewählt sind aus: Hf, Sc und Li.

11. Gewalztes Aluminiumlegierungsblecherzeugnis nach Anspruch 2, wobei die Al-Cu-Grundlegierung ferner bis zu 1 Gew.-% mindestens einer der Elemente aufweist, die ausgewählt sind aus: Cr, V, Mn, Ni und Fe.

12. Gewalztes Aluminiumlegierungsblecherzeugnis nach Anspruch 2, wobei die Al-Mg-Grundlegierung, die Aluminium aufweist, 0,2% bis 7 Gew.-% Mg, Null bis 1 Gew.-% Mn, Null bis 1,5 Gew.-% Cu, Null bis 3 Gew.-% Zn und Null bis 0,5 Gew.-% Si.

13. Gewalztes Aluminiumlegierungsblecherzeugnis nach Anspruch 12, wobei die Al-Mg-Grundlegierung ferner bis zu 1 Gew.-% mindestens eines der Legierungszusätze aufweist, die ausgewählt sind aus: Li, Ag, Cd, Lanthaniden, Cr, Fe, Ni, Sc, Hf, Ti, V und Zr.

14. Gewalztes Aluminiumlegierungsblecherzeugnis nach Anspruch 1, wobei die Aluminiumlegierung eine Al-Mg-Si-Grundlegierung ist, die Aluminium aufweist, 0,1% bis 2,5 Gew.-% Mg, 0,1% bis 2,5 Gew.-% Si, Null bis 2 Gew.-% Cu, Null bis 3 Gew.-% Zn und Null bis 1 Gew.-% Li.

15. Gewalztes Aluminiumlegierungsblecherzeugnis nach Anspruch 14, wobei die Al-Mg-Si-Grundlegierung ferner bis zu 1 Gew.-% mindestens eines der Legierungszusätze aufweist, die ausgewählt sind aus: Ag, Cd, Lanthaniden, Mn, Cr, Ni, Fe, Sc, Hf, Ti, V und Zr.

16. Gewalztes Aluminiumlegierungsblecherzeugnis nach Anspruch 1, wobei die Aluminiumlegierung eine Al-Zn-Grundlegierung ist, die Aluminium aufweist, 1% bis 10 Gew.-% Zn, 0,1% bis 3 Gew.-% Cu, 0,1% bis 3 Gew.-% Mg, Null bis 2 Gew.-% Li und Null bis 2 Gew.-% Ag.

17. Gewalztes Aluminiumlegierungsblech-Erzeugnis nach Anspruch 16, wobei die Al-Zn-Grundlegierung ferner bis zu 1 Gew.-% Legierungszusätze aufweist, die ausgewählt sind aus: Cd, Lanthaniden, Mn, Cr, Ni, Fe,

Sc, Hf, Ti, V und Zr.

18. Gewalztes Aluminiumlegierungsblecherzeugnis nach Anspruch 1, wobei das Länge/Breite-Verhältnis größer ist als 6 : 1, 8 : 1 oder 10 : 1 und/oder (a) das Blecherzeugnis nicht rekristallisiert ist; (b) das Blecherzeugnis nicht rekristallisiert ist und eine Messing-Textur größer als 20, 30 oder 40 hat; (c) das Blecherzeugnis rekristallisiert ist; (d) das Blecherzeugnis rekristallisiert ist und eine Goss-Textur größer als 20, 30 oder 40 hat.

19. Flugzeugrumpfblech, aufweisend ein gewalztes Aluminiumlegierungsblecherzeugnis nach Anspruch 1 bis 18.

20. Flugzeugrumpfblech nach Anspruch 19, wobei die Aluminiumlegierung eine Al-Cu-Grundlegierung ist, die Aluminium aufweist, 1% bis 5 Gew.-% Cu, bis zu 6 Gew.-% Mg, bis zu 1 Gew.-% Mn und bis zu 0,5 Gew.-% Zr.

21. Flugzeugrumpfblech nach Anspruch 20, wobei die Al-Cu-Grundlegierung mindestens 3 Gew.-% Cu aufweist.

22. Flugzeugrumpfblech nach Anspruch 20, wobei die Al-Cu-Grundlegierung 3,5% bis 4,5 Gew.-% Cu, 0,6% bis 1,6 Gew.-% Mg, 0,3% bis 0,7 Gew.-% Mn und 0,08% bis 0,13 Gew.-% Zr aufweist.

23. Verfahren zum Herstellen eines Aluminiumlegierungsblecherzeugnisses, welches Verfahren umfasst:
Bereitstellen einer Aluminiumlegierung, ausgewählt aus der Reihe 2xxx, 5xxx, 6xxx und 7xxx;
Warmwalzen der Aluminiumlegierung zur Erzeugung eines Bleches;
Erholungsglühen des warmgewalzten Bleches;
Lösungsglühen des erholungsgelöhten Bleches; und
Gewinnen eines Blecherzeugnisses, das eine anisotrope Mikrostruktur aufweist, die festgelegt ist durch Körner mit einem mittleren Länge/Breite-Verhältnis größer als 4 : 1, wobei das Blech nicht rekristallisierte Körner mit einer Messing-Textur größer als 20 aufweist und/oder nicht rekristallisierte Körner mit einer Goss-Textur größer als 20 aufweist.

24. Verfahren nach Anspruch 23, bei welchem das Erholungsglühen bei einer Temperatur von 150° bis 540°C (300° bis 1.000°F) für eine Dauer von 0,5 bis 96 Stunden ausgeführt wird.

25. Verfahren nach Anspruch 23, bei welchem in die Al-Cu-Grundlegierung einbezogen sind: 3,5% bis 4,5 Gew.-% Cu, 0,6% bis 1,6 Gew.-% Mg, 0,3% bis 0,7 Gew.-% Mn und 0,08% bis 0,13 Gew.-% Zr.

26. Verfahren zum Herstellen eines Aluminiumlegierungsblecherzeugnisses, welches Verfahren umfasst:
Bereitstellen einer Aluminiumlegierung, ausgewählt aus der Reihe 2xxx, 5xxx, 6xxx und 7xxx;
Warmwalzen der Aluminiumlegierung zur Erzeugung eines Bleches;
Erholungsglühen des warmgewalzten Bleches;
Lösungsglühen des erholungsgelöhten Bleches; und
Gewinnen eines Blecherzeugnisses, das eine anisotrope Mikrostruktur aufweist, die festgelegt ist durch Körner mit einem mittleren Länge/Breite-Verhältnis größer als 4 : 1, wobei das Blech nicht rekristallisierte Körner mit einer Messing-Textur größer als 20 aufweist und/oder nicht rekristallisierte Körner mit einer Goss-Textur größer als 20 aufweist.

27. Verfahren nach Anspruch 26, bei welchem das Zwischenglühen bei einer Temperatur von 200° bis 540°C (400° bis 1.000°F) ausgeführt wird.

28. Verfahren nach Anspruch 26, bei welchem die Aluminiumlegierung eine Al-Cu-Legierung ist, die Aluminium aufweist, 1% bis 5 Gew.-% Cu, bis zu 6 Gew.-% Mg, bis zu 1 Gew.-% Mn und bis zu 0,5 Gew.-% Zr.

Es folgen 26 Blatt Zeichnungen

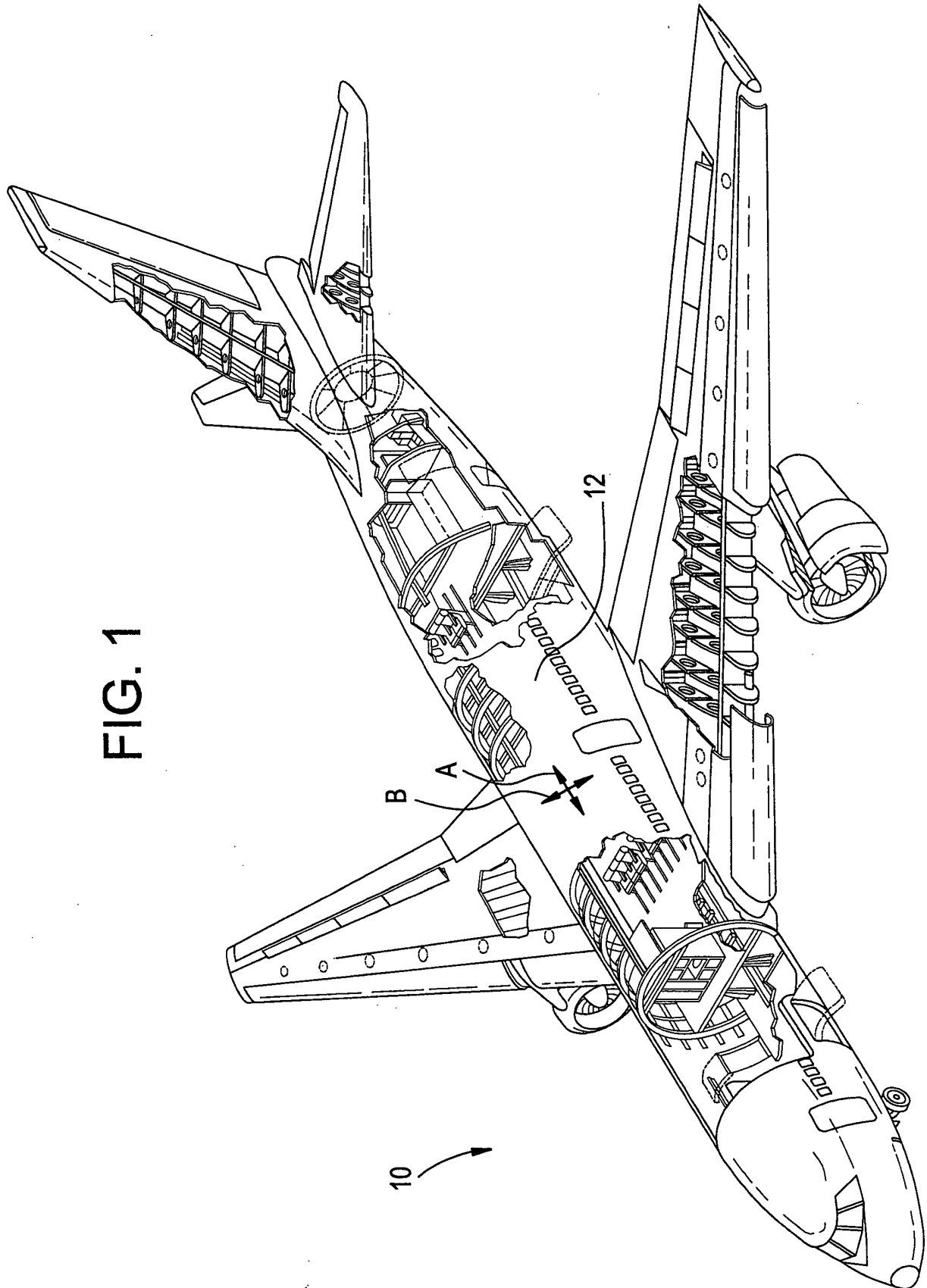


FIG. 2

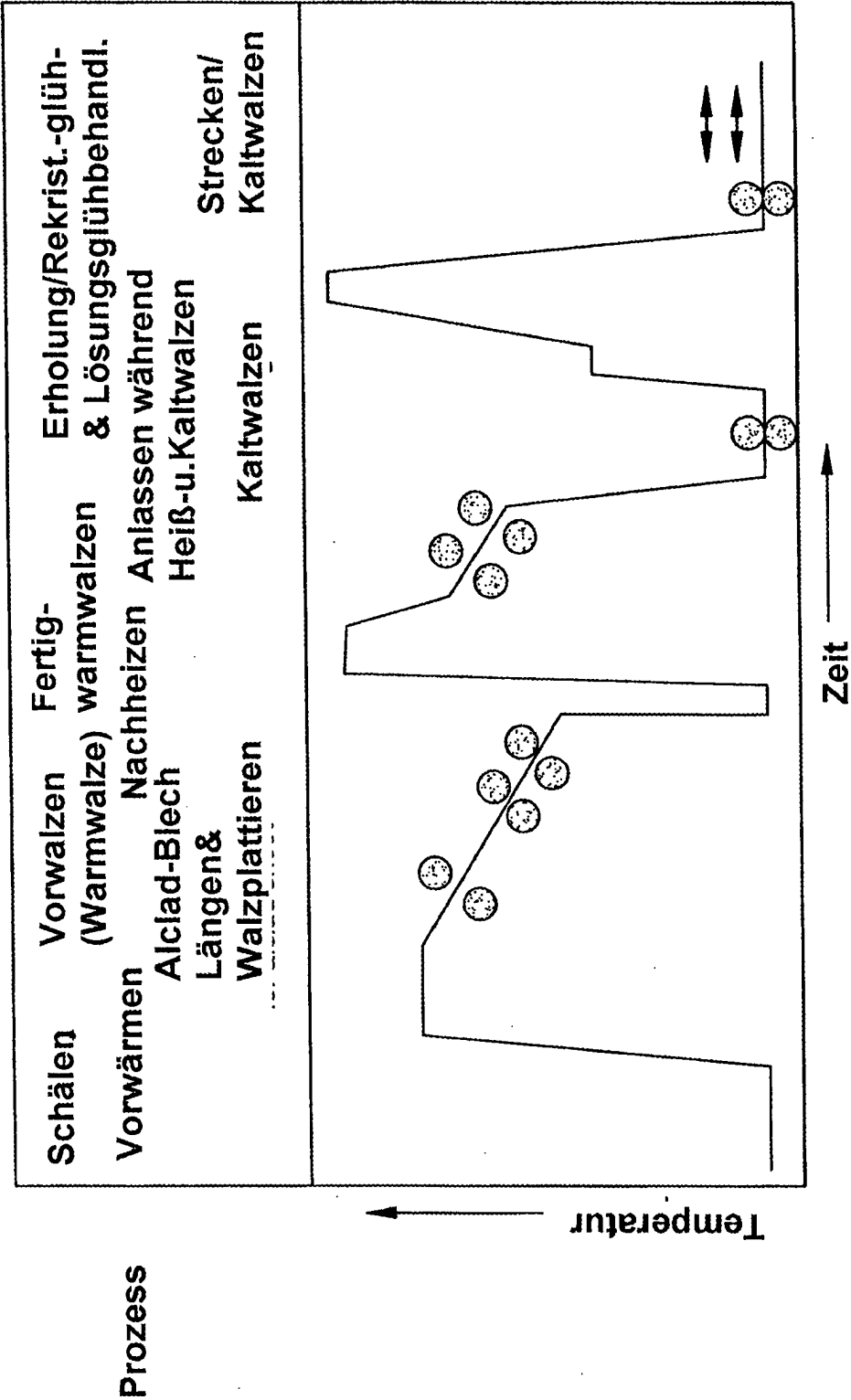
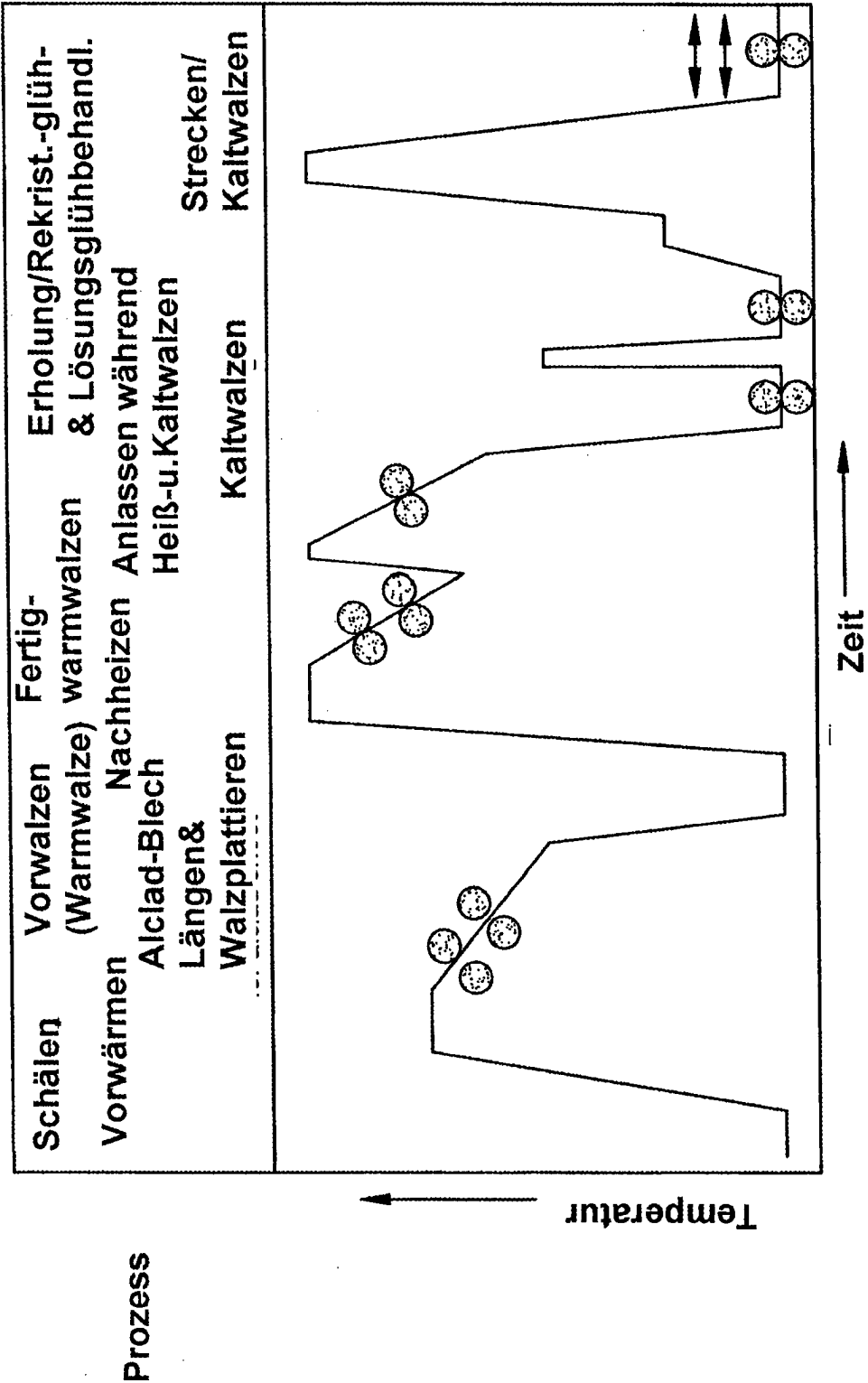
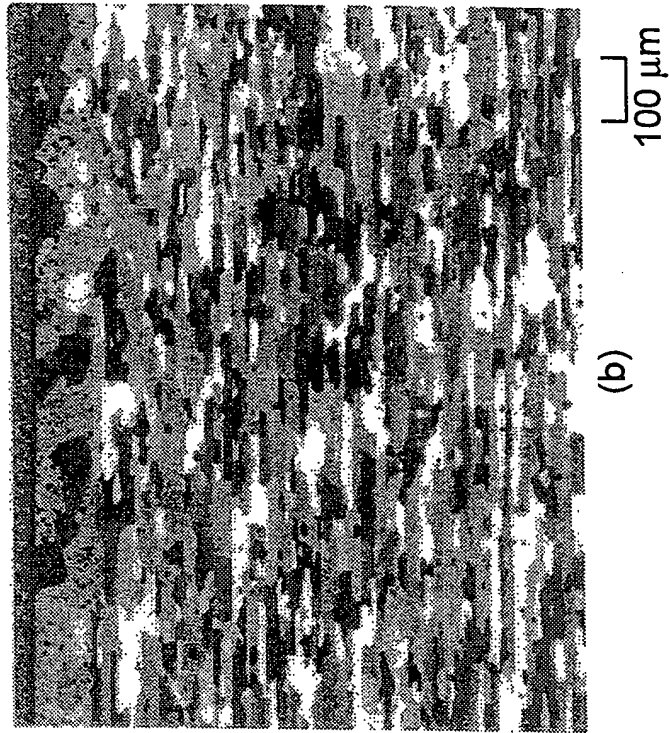
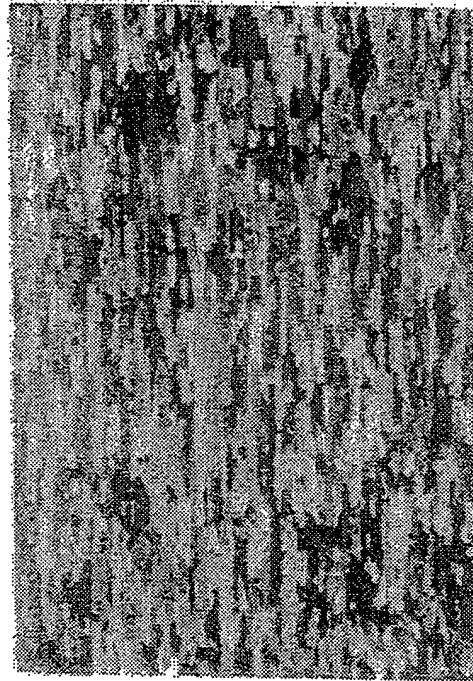


FIG. 3





2524-T3 BLECH
FIG. 4B



2024-T3 BLECH
FIG. 4A

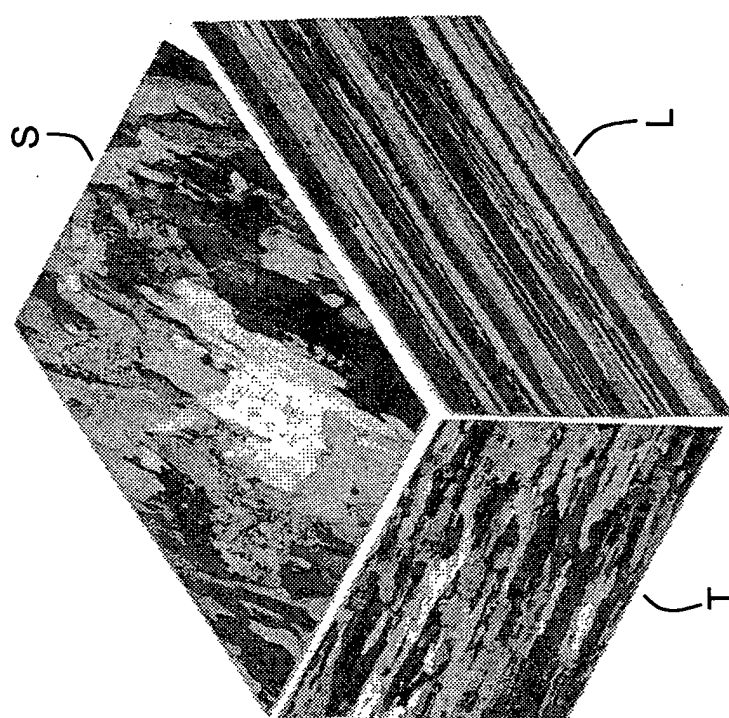


FIG. 5A



FIG. 5B

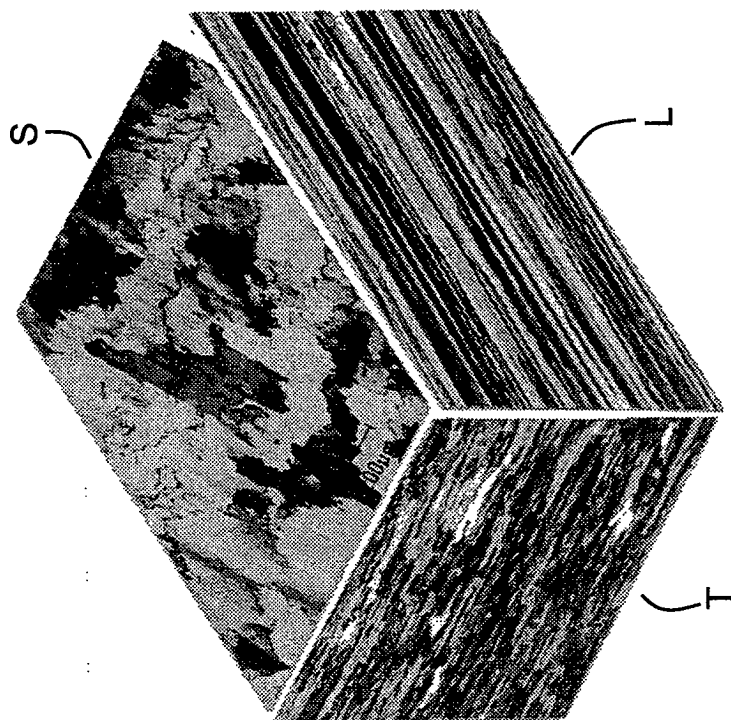


FIG. 6A

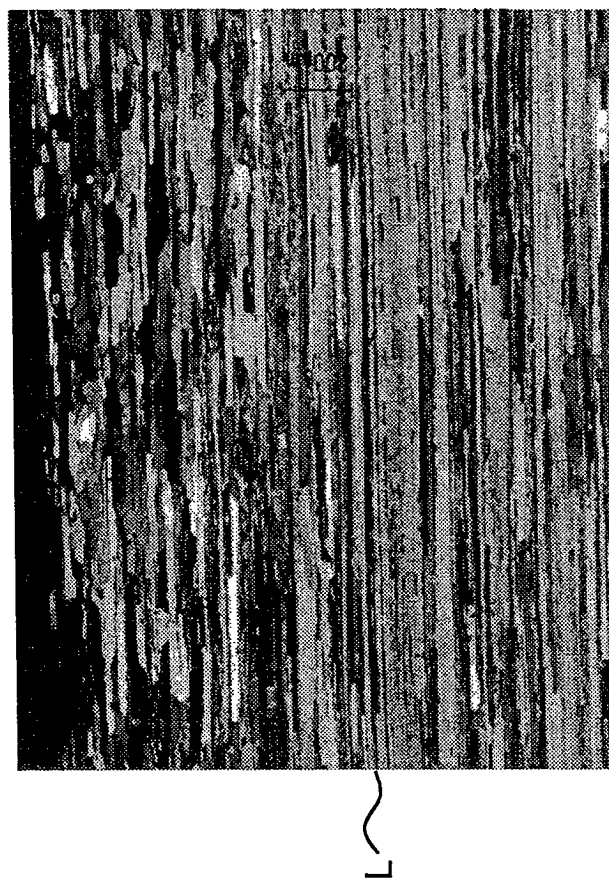


FIG. 6B



FIG. 7B

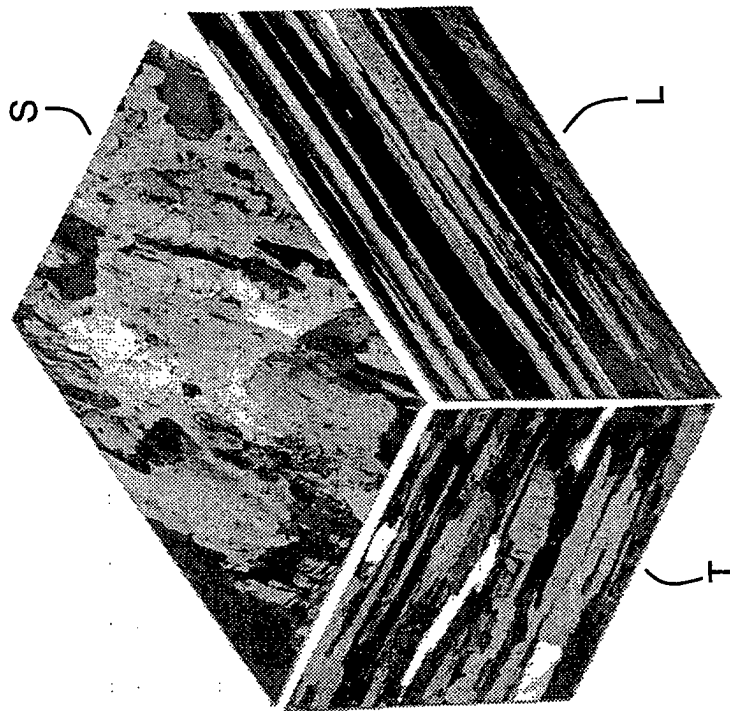


FIG. 7A

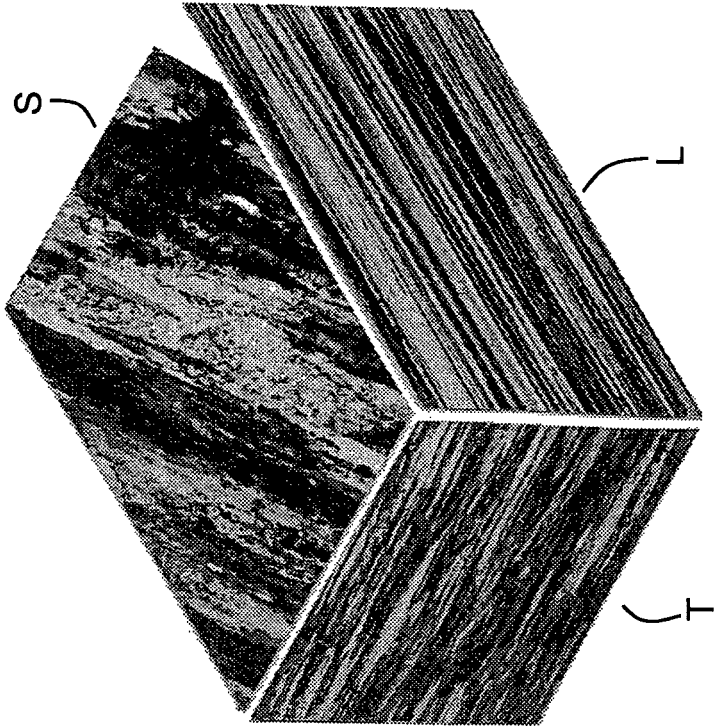


FIG. 8A

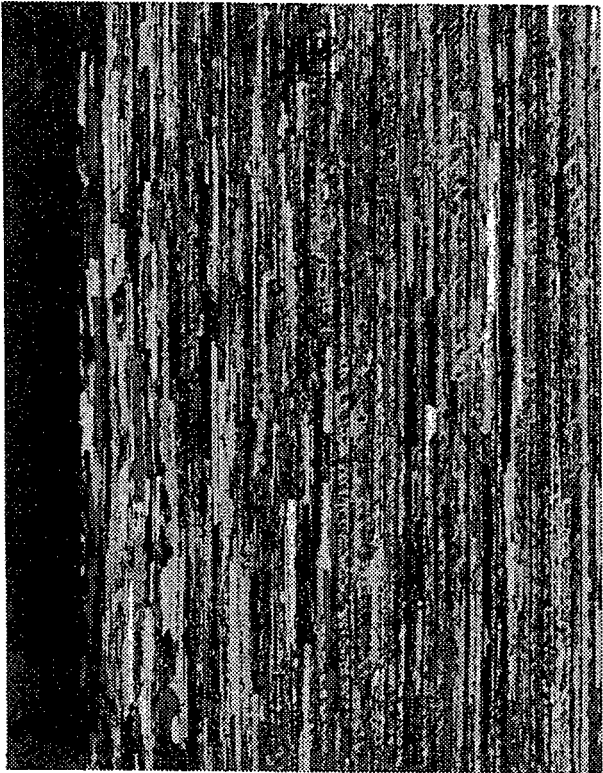


FIG. 8B

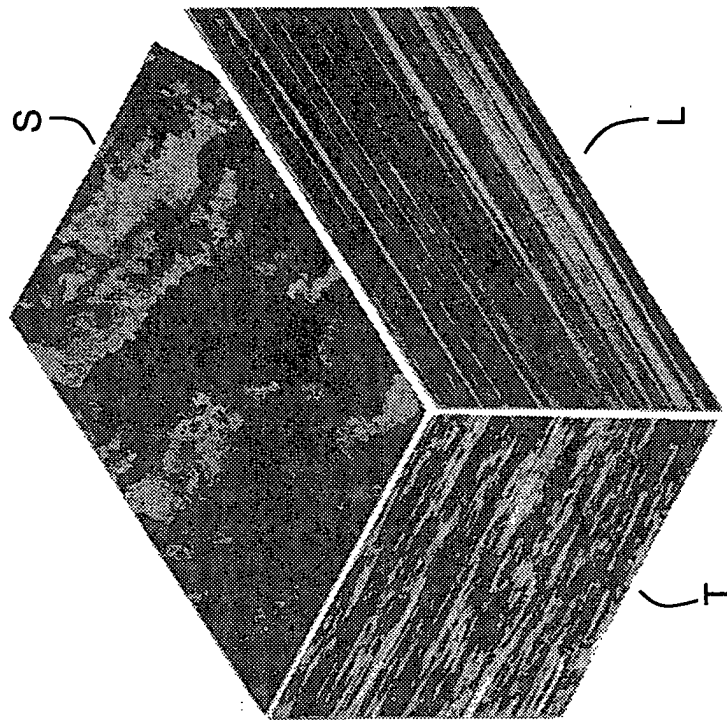


FIG. 9A

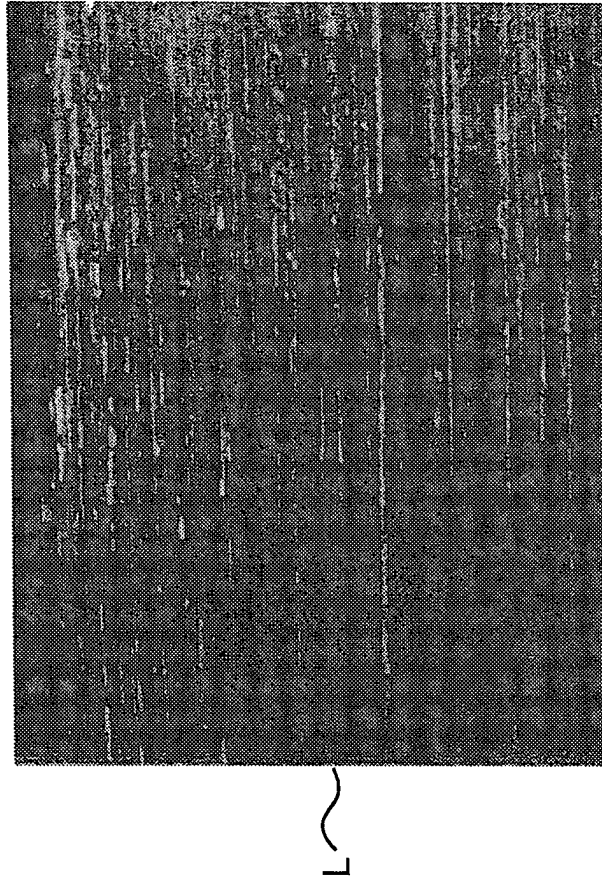


FIG. 9B

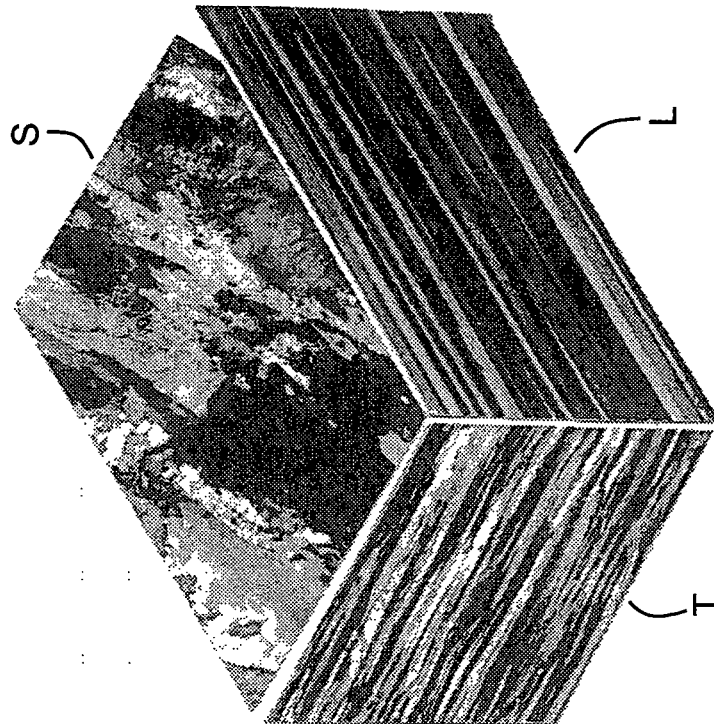


FIG. 10A



FIG. 10B

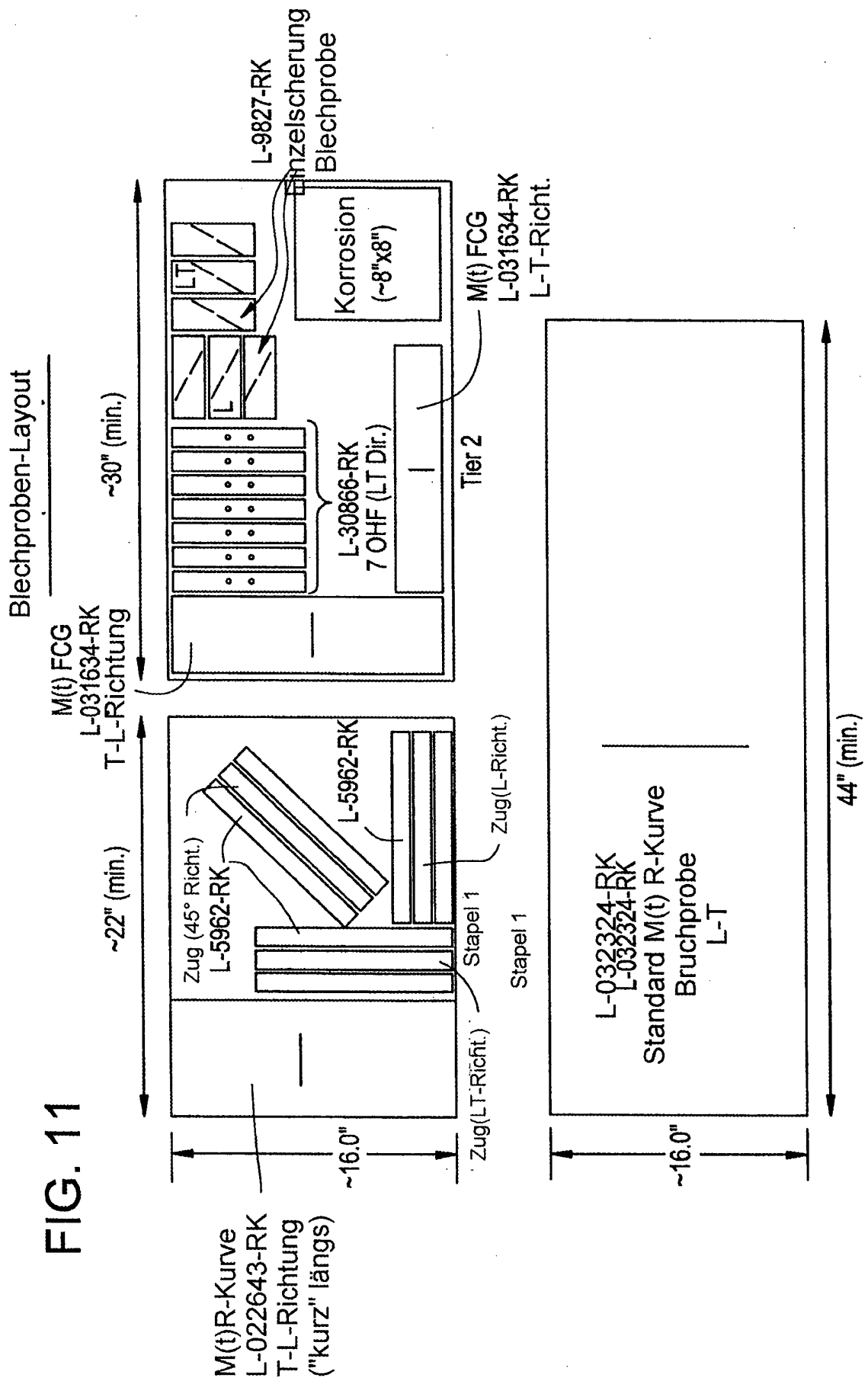


FIG. 12

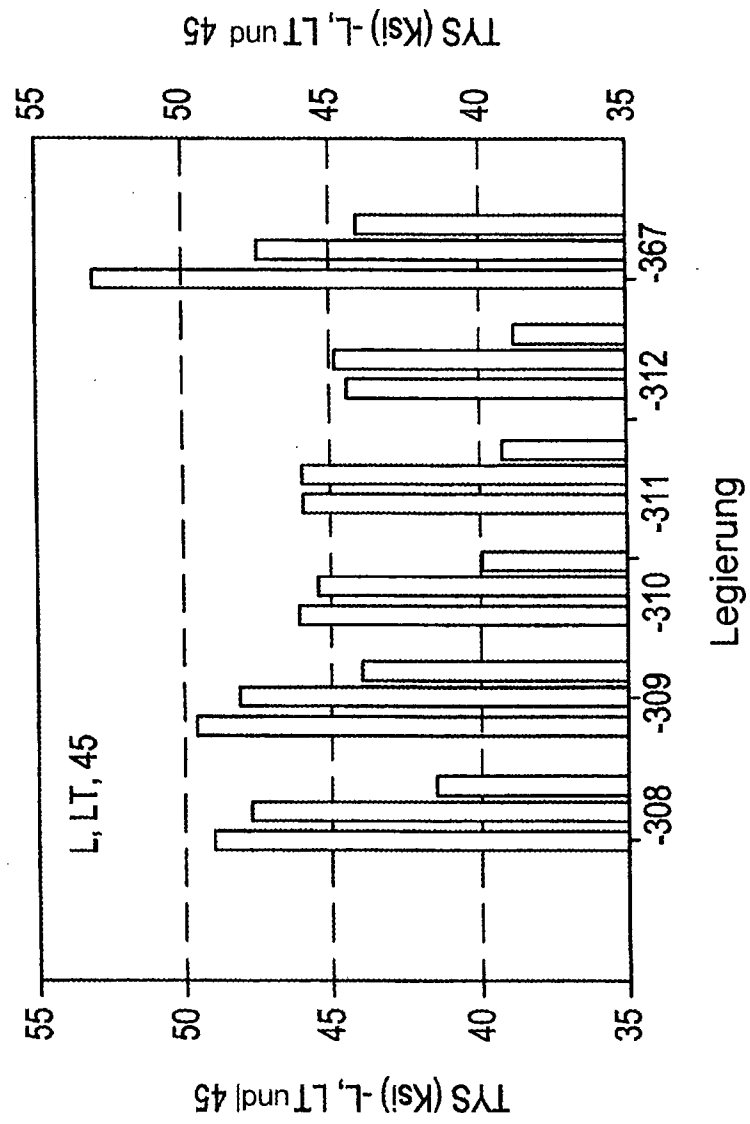


FIG. 13

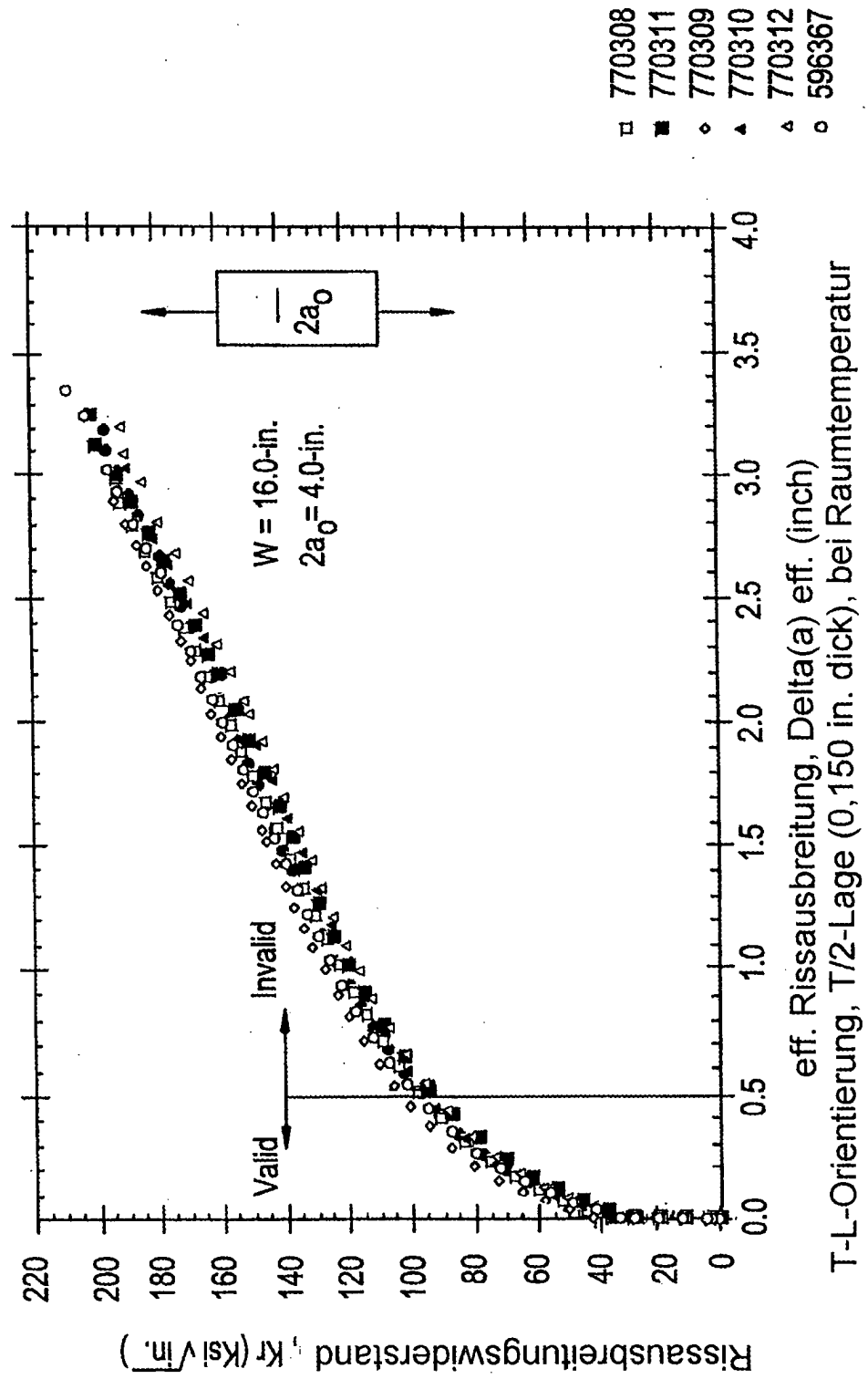


FIG. 14

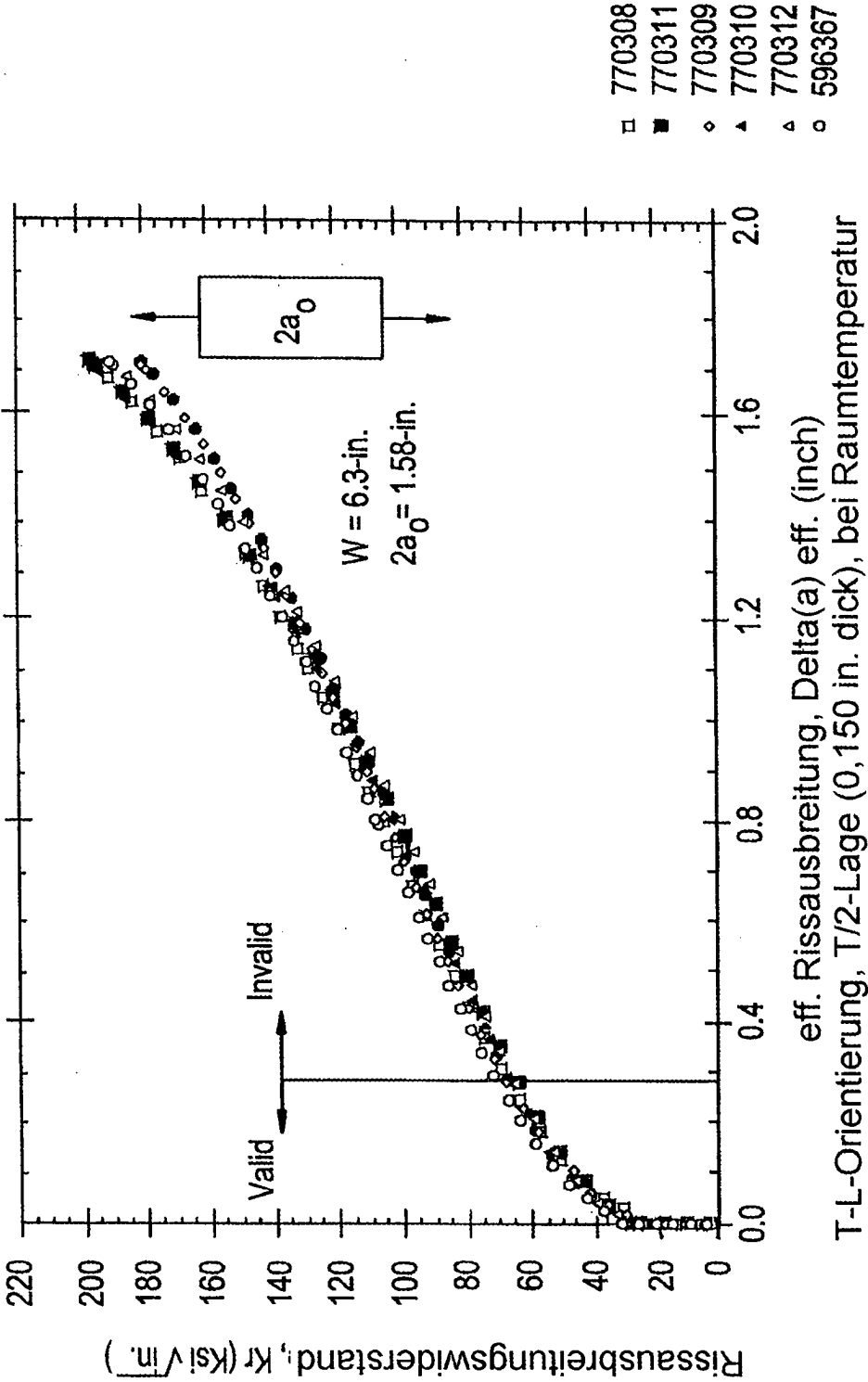


FIG. 15

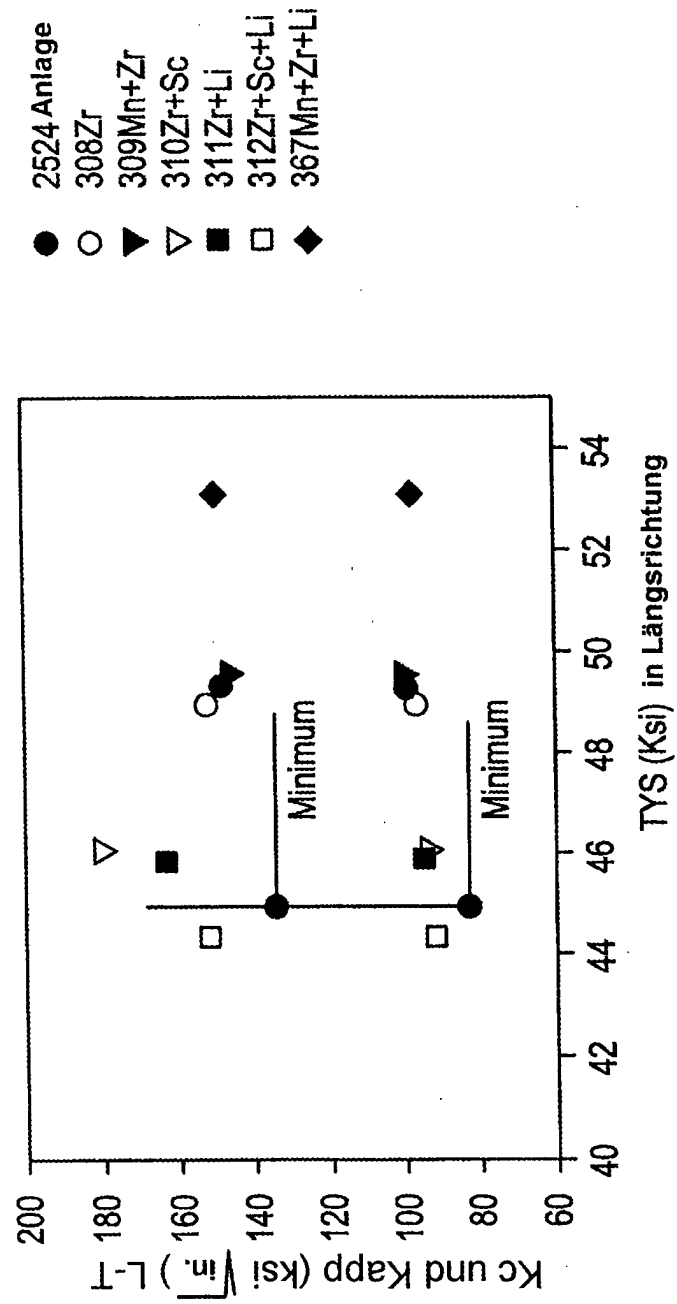


FIG. 16

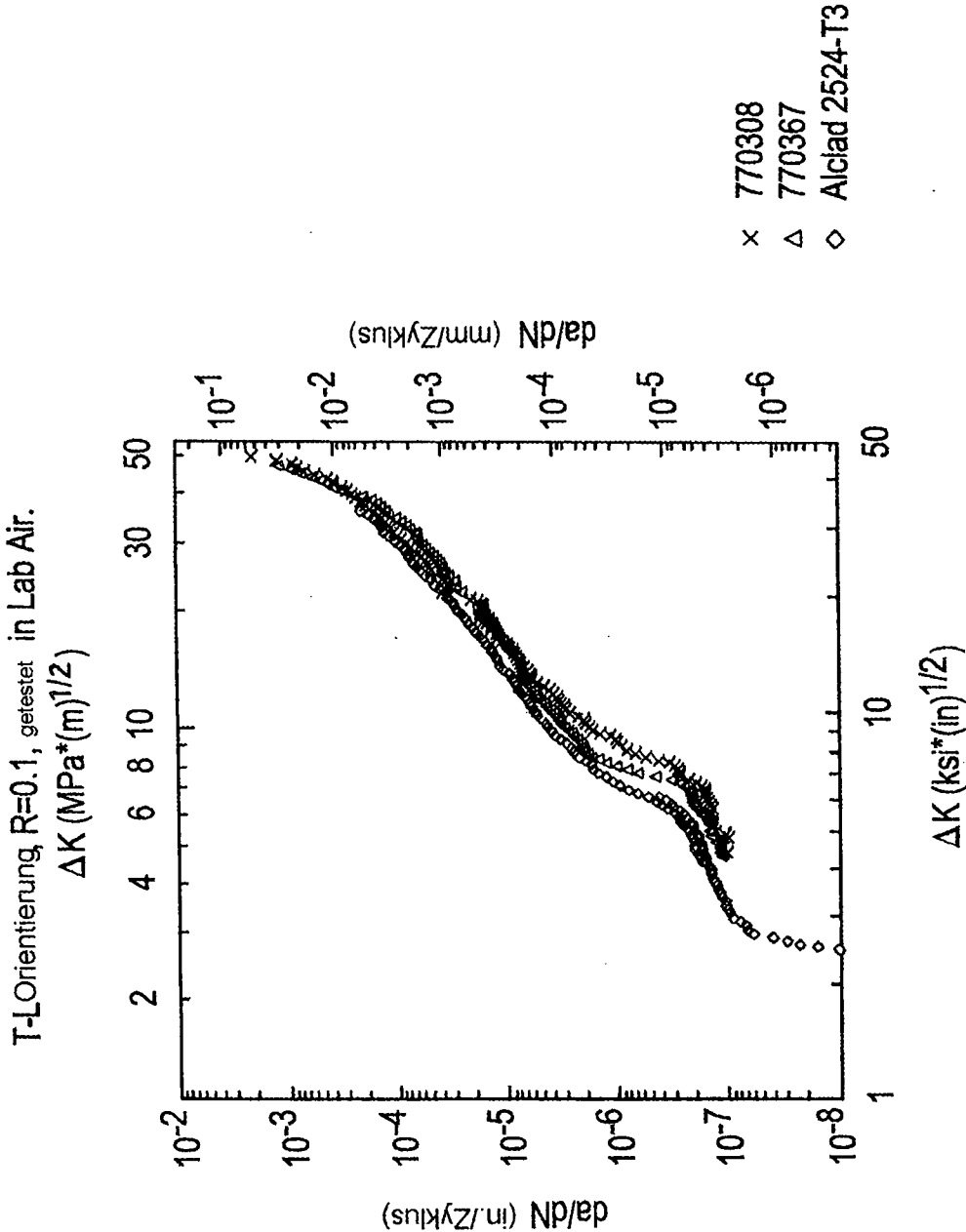
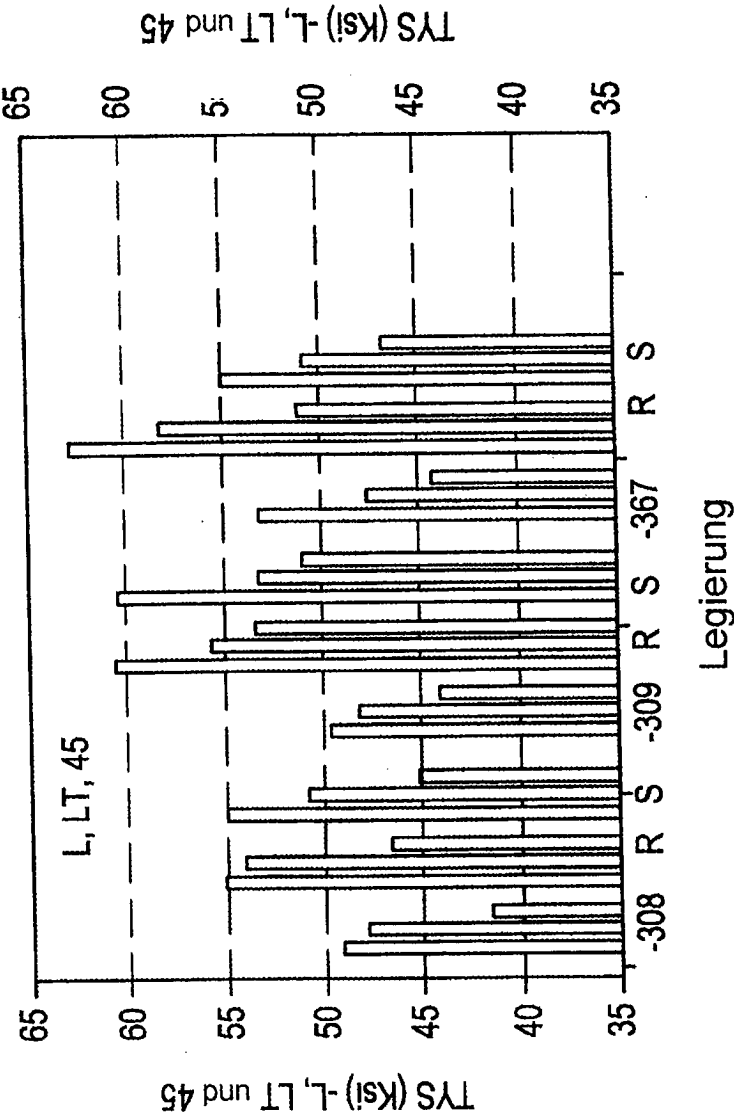


FIG. 17

Rumpfblech: Einfluss von 5% Kaltverformung
durch Walzen (R) oder Trecken (S)



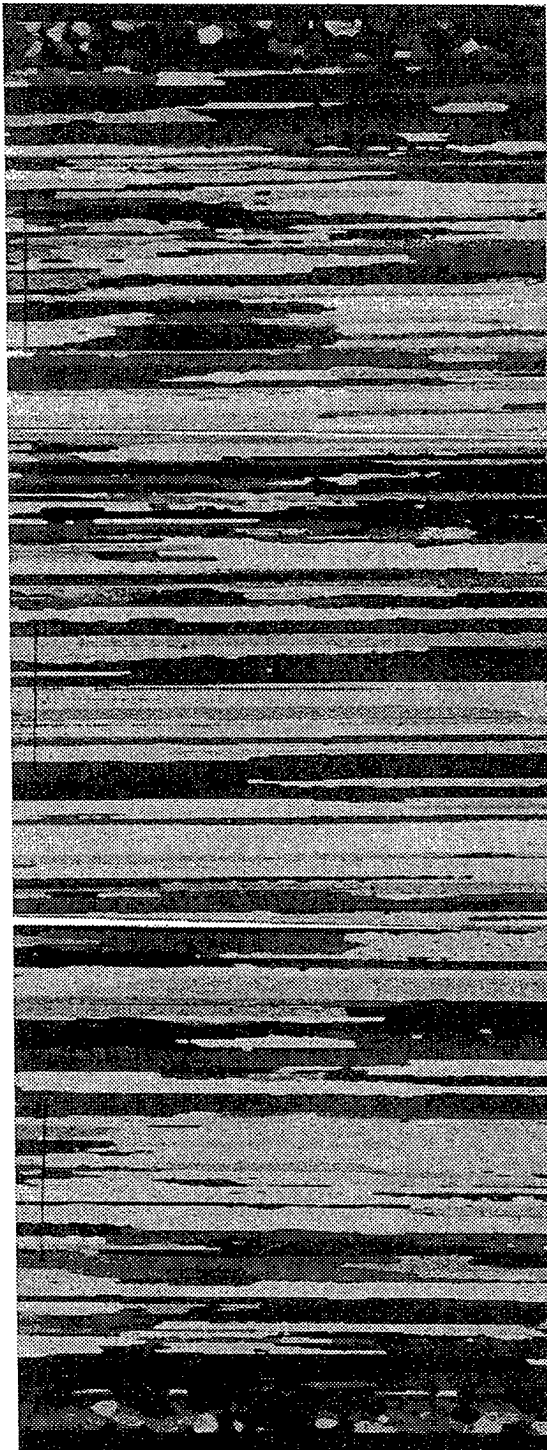


FIG. 18

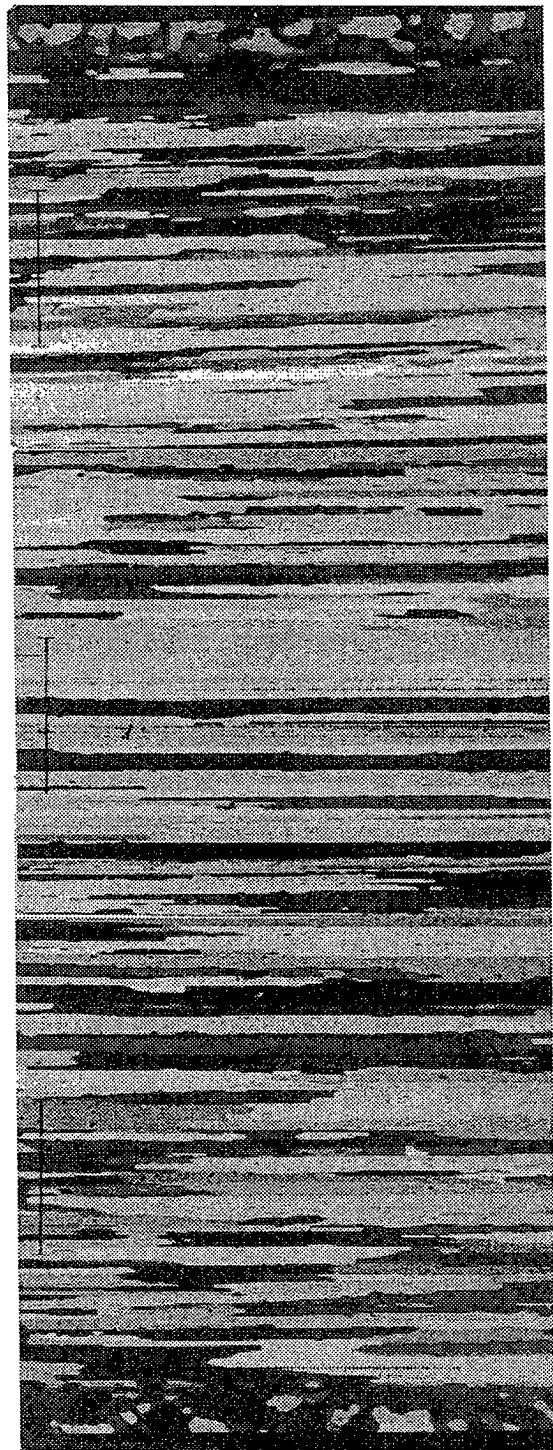


FIG. 19

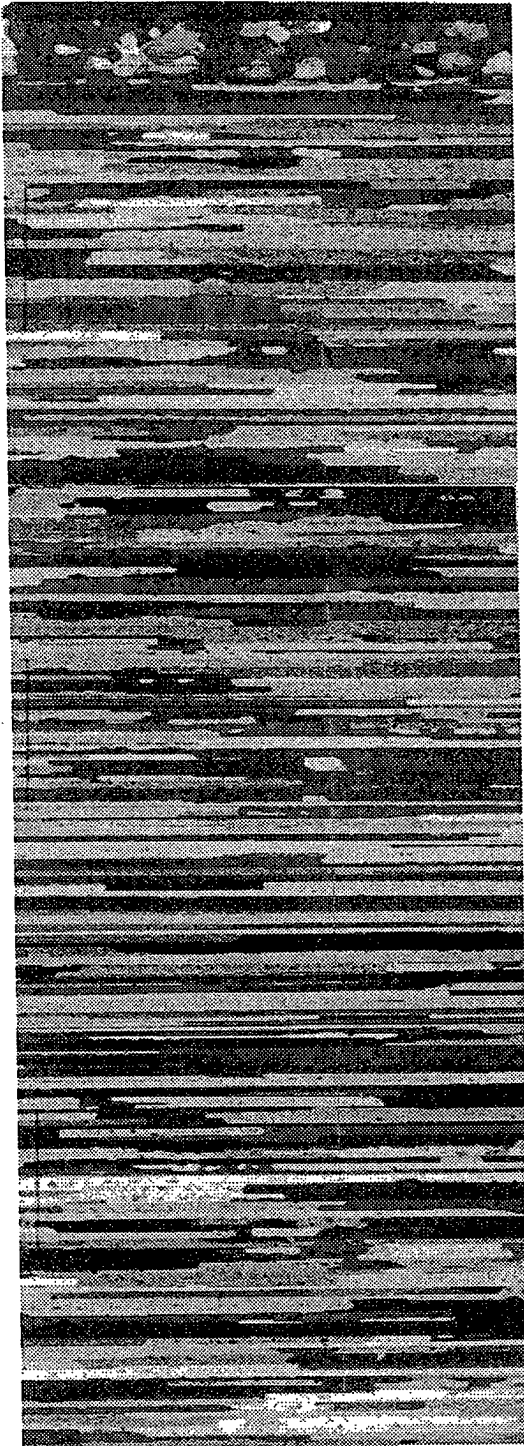


FIG. 20

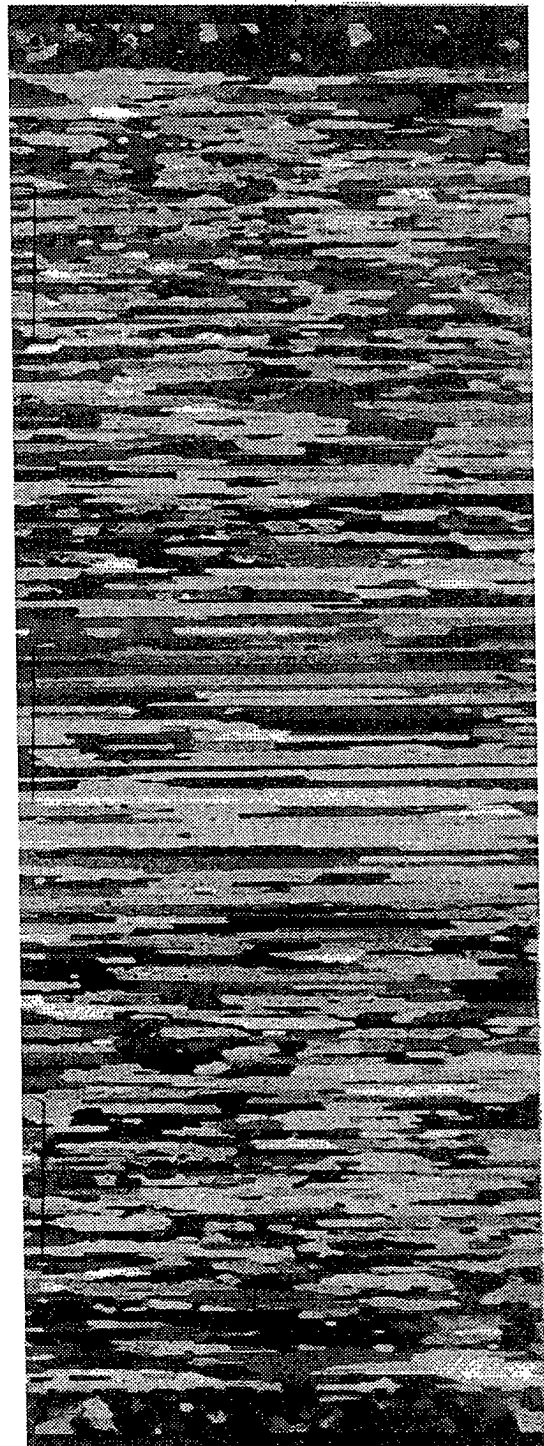


FIG. 21

FIG. 22

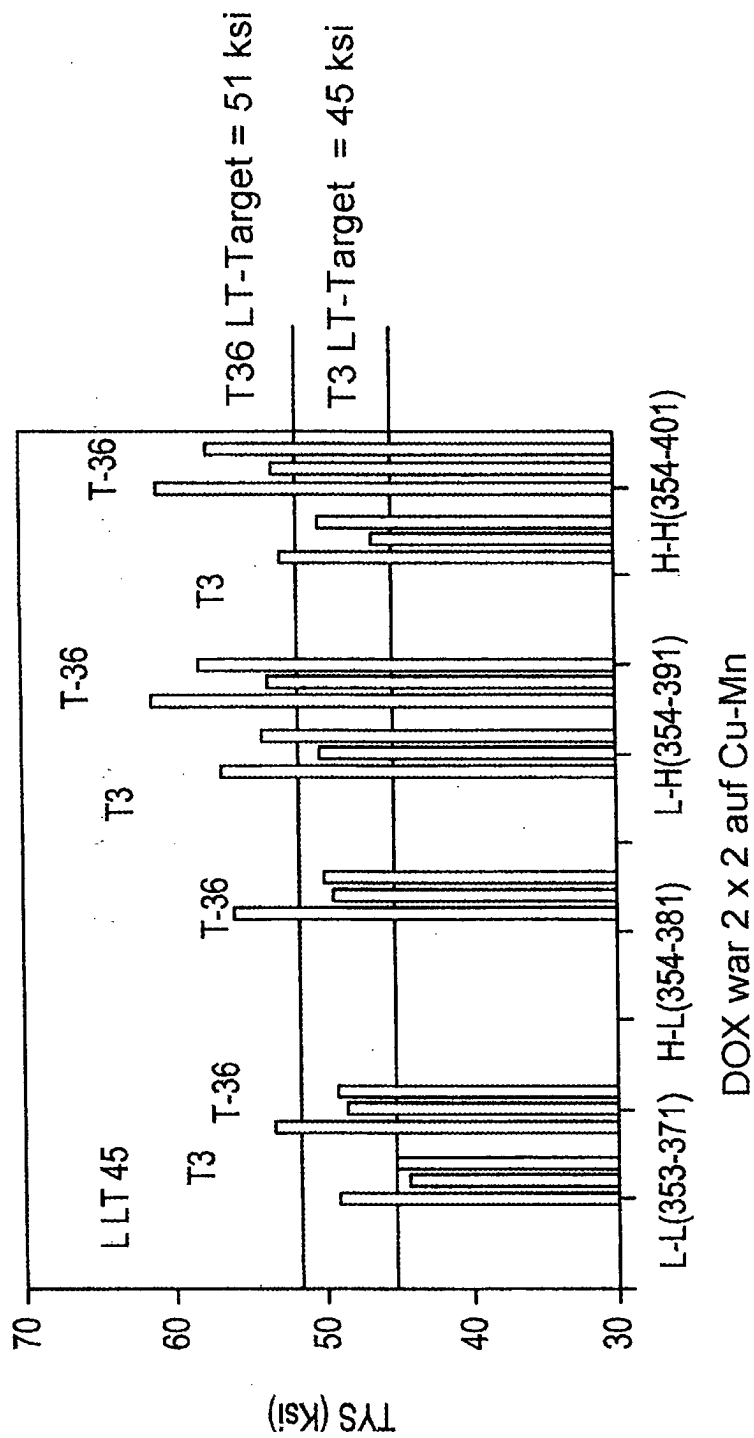


FIG. 23

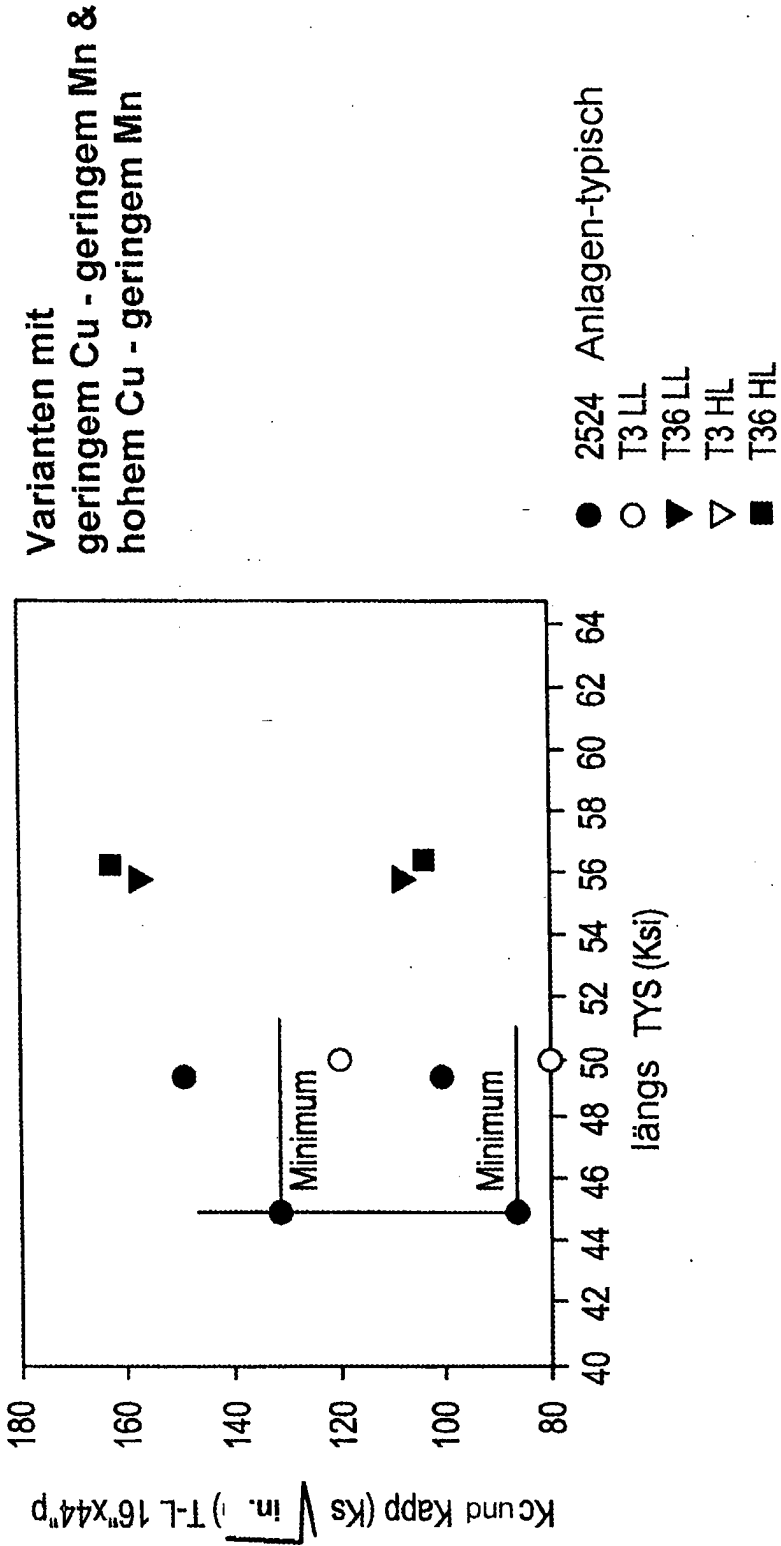


FIG. 24

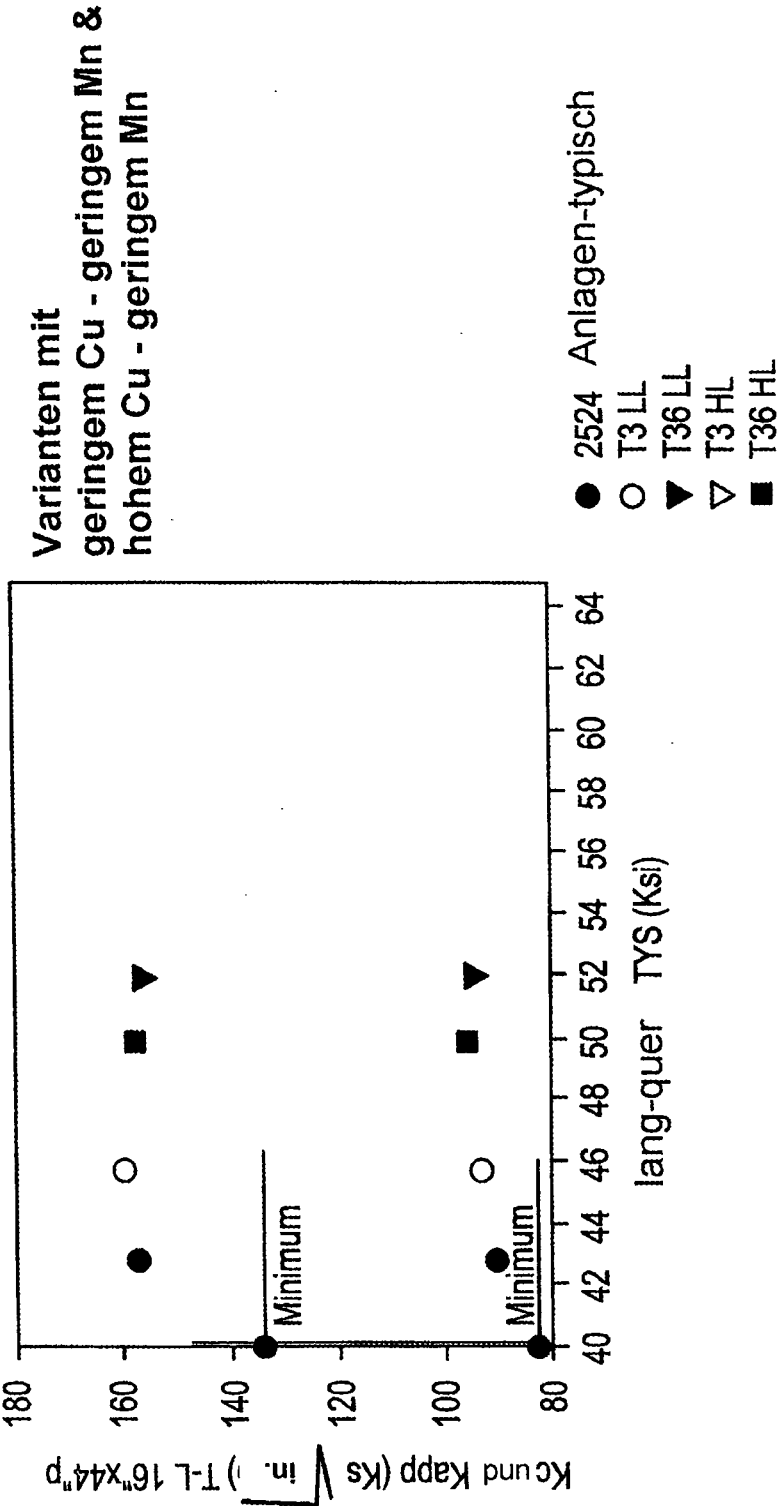


FIG. 25

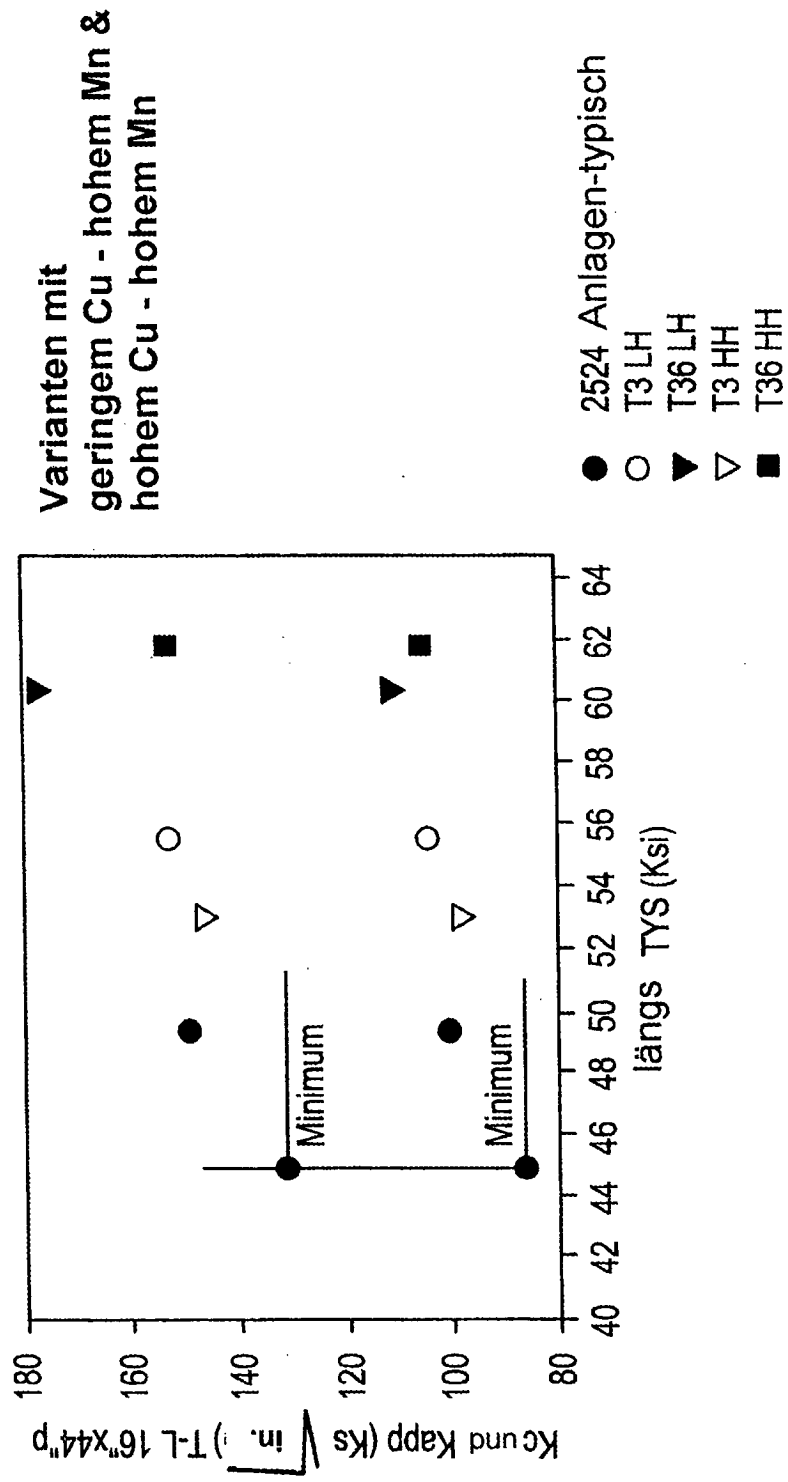
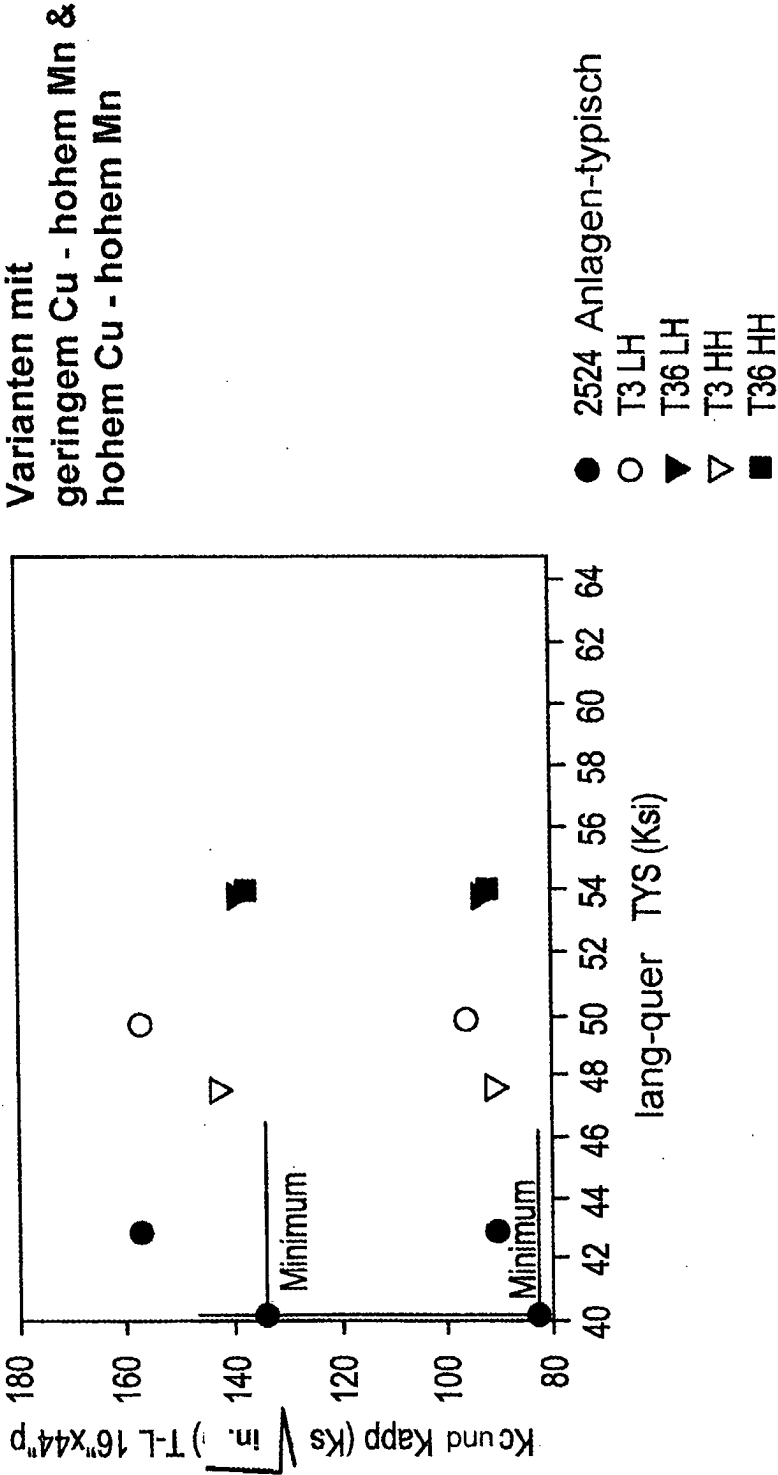
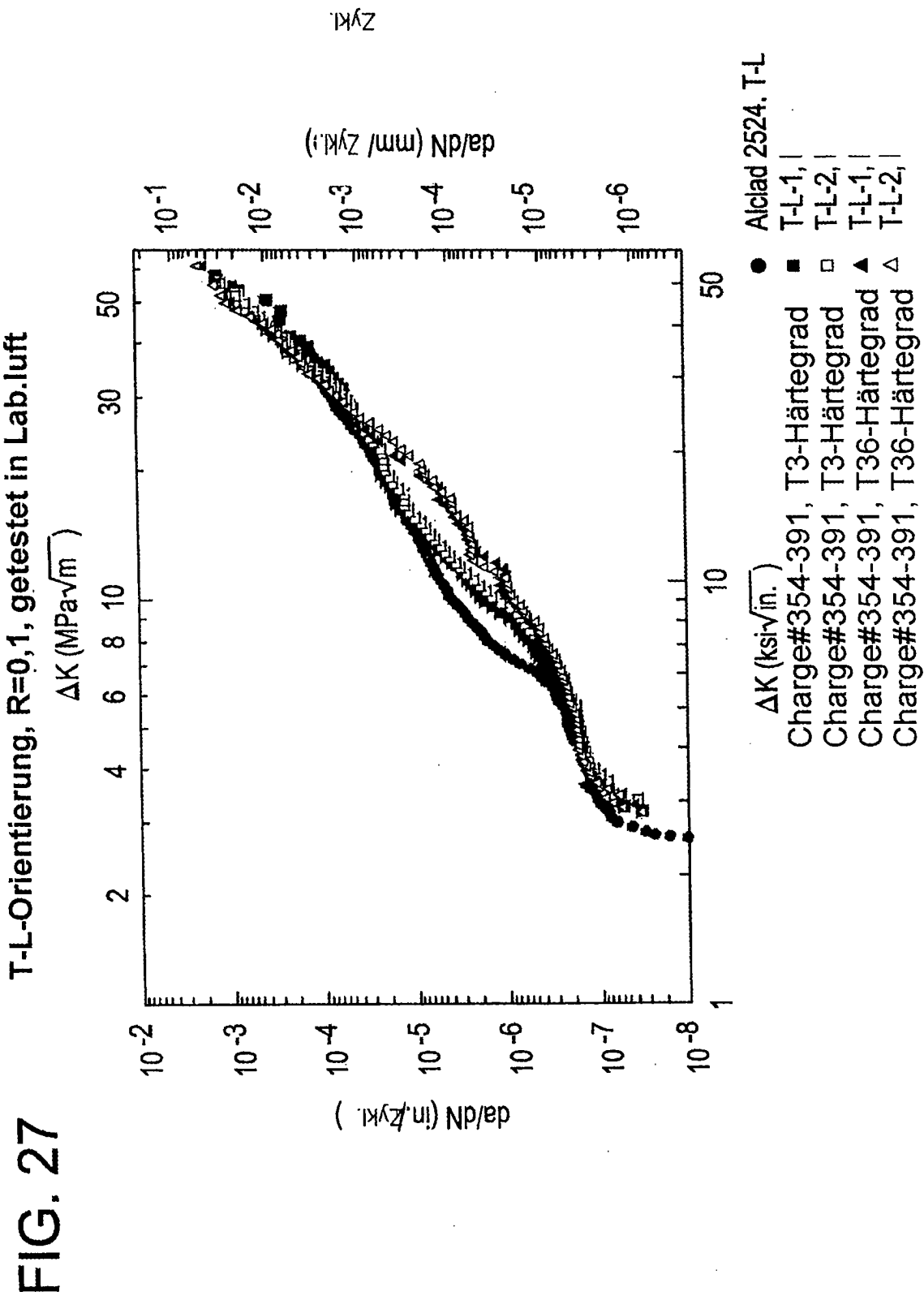


FIG. 26





Ermüdung mit offenem Loch: LT-Orientierung, R=0,1, Wechselspiel: 30 Hz

FIG. 28

