



(19)
Bundesrepublik Deutschland
Deutsches Patent- und Markenamt

(10) **DE 600 09 620 T2 2005.03.31**

(12) **Übersetzung der europäischen Patentschrift**

(97) **EP 1 083 242 B1**

(21) Deutsches Aktenzeichen: **600 09 620.3**

(96) Europäisches Aktenzeichen: **00 118 420.9**

(96) Europäischer Anmeldetag: **24.08.2000**

(97) Erstveröffentlichung durch das EPA: **14.03.2001**

(97) Veröffentlichungstag

der Patenterteilung beim EPA: **07.04.2004**

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

(51) Int Cl.⁷: **C22C 38/58**
C22C 38/14, C21D 8/00

(30) Unionspriorität:
25271099 07.09.1999 JP

(73) Patentinhaber:
JFE Steel Corp., Tokio/Tokyo, JP

(74) Vertreter:
Henkel, Feiler & Hänzel, 81675 München

(84) Benannte Vertragsstaaten:
DE, GB, LU

(72) Erfinder:
Kimura, Tatsumi, Mizushima, Okayama 712-8074, JP; Kawabata Fumimaru, Mizushima, Okayama 712-8074, JP; Amano, Keniti, Mizushima, Okayama 712-8074, JP

(54) Bezeichnung: **Herstellungsverfahren hochfester H-Stahlprofile**

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**HINTERGRUND DER ERFINDUNG****1. Gebiet der Erfindung**

[0001] Die vorliegende Erfindung betrifft ein Verfahren zur Herstellung gewalzter Stahlprodukte mit H-Profil (H-Profile), die eine geringe qualitative Variation innerhalb jedes Produkts aufweisen und auch geringe qualitative Variationen zwischen Produkten aufweisen, wobei jedes Stahlprodukt hohe Festigkeit und hohe Zähigkeit besitzt.

2. Beschreibung des Standes der Technik

[0002] H-Profile werden auf verschiedenen gewerblichen Gebieten, beispielsweise im Bauwesen, bei Meereshbauten, im Schiffsbau, bei Lagertanks, bei Tiefbau- und Hochbaumaschinen, verwendet. Lange Zeit versuchten die Leute ihr Bestes, die Eigenschaften von H-Profilen zu verbessern, um höhere Festigkeit und höhere Zähigkeit zu erhalten. Insbesondere bestand in den letzten Jahren Bedarf an einem H-Profil, das so gefertigt wurde, dass dessen verschiedene Eigenschaften längs der Dickenrichtung gleichförmig sind und dass die Eigenschaften des H-Profils von einem Produkt zum anderen die gleichen sind.

[0003] Ferner wurde mit der Entwicklung von Konstruktionstechniken für hohe Gebäude berichtet, dass viel Konstruktionsgestaltungen Schwingungsenergie, die durch die Verformung eines Gebäudes während eines großen Erdbebens verursacht wird, absorbieren können, wodurch ein Zusammenbrechen des Gebäudes verhindert wird (s. beispielsweise Iron and Steel, 1988, Nr. 6, S. 11-21). Gemäß diesen Konstruktionsgestaltungen kann das Gerüst (die Rahmenstruktur) eines Gebäudes während eines Erdbebens auf vorbestimmte Weise zusammenbrechen, wodurch aufgrund der Plastizität der das Gerüst bildenden Materialien verhindert wird, dass das Gebäude selbst zusammenbricht.

[0004] Bei den obigen Konstruktionsgestaltungen wird angenommen, dass sich das Gerüst eines Gebäudes während eines Erdbebens auf eine vorbestimmte Weise, die durch dessen Planer geplant wurde, verhält. Das heißt, es ist notwendig, dass der Bauplaner die Streckgrenze der Stahlmaterialien, die die einzelnen Stützen und Träger des Gebäudes bilden, kennt. Aus diesem Grund ist es absolut wichtig, dass ein Stahlprodukt, beispielsweise ein H-Profil, das zur Bildung der einzelnen Stützen und Träger verwendet wird, Eigenschaften besitzt, die in jeder Stütze und jedem Träger gleichförmig sind und die auch von einem Produkt zum anderen gleichförmig sind. Mit anderen Worten, treten schwerwiegende Probleme auf, wenn ein H-Profil Eigenschaften besitzt, die im Produkt selbst nicht gleichförmig sind, und wenn die Eigenschaften eines Produkts von dem eines anderen verschieden sind.

[0005] Jedoch sollten im Hinblick auf einige Stahlprodukte, die im Tiefbau, Hochbau und Schiffsbau verwendet werden, diese Stahlprodukte eine hohe Festigkeit und eine hohe Zähigkeit besitzen. Daher werden diese Stahlprodukte üblicherweise durch ein gesteuertes Walz- und gesteuertes Kühlverfahren hergestellt, das als Thermo Mechanical Controlled Process (TMCP-Verfahren) bekannt ist.

[0006] Wenn jedoch ein Stahlprodukt mit einer Dicke von etwa 40 mm unter Verwendung des TMCP-Verfahrens gefertigt wird, ist während des nach der Walzbehandlung durchgeführten Kühlprozesses die Abkühlrate von Ort zu Ort in der Dickenrichtung eines gegebenen Stahlprodukts unterschiedlich und auch von einem Stahlprodukt zu einem anderen verschieden. Infolgedessen ist die Struktur eines schließlich erhaltenen Stahlprodukts nicht an jeder Stelle im Produkt gleichförmig und die Mikrostruktur eines Stahlprodukts von der eines anderen verschieden. Die Materialqualität jedes gegebenen Stahlprodukts ist von Ort zu Ort in der Dickenrichtung des Produkts verschieden und die Materialqualität eines Stahlprodukts ist von der eines anderen verschieden.

[0007] Ferner wird, wenn die Härtebarkeit jedes Stahlprodukts erhöht werden soll, der Schweißrissempfindlichkeitsindex, der ein Index der Schweißbarkeit ist (im folgenden einfach als P_{cm} bezeichnet), ungünstigerweise erhöht. Das heißt, es besteht das Problem, dass die Zähigkeit jeder durch Schweißwärme beeinflussten Zone (im folgenden einfach als "HAZ" bezeichnet) verschlechtert wird.

[0008] In der Vergangenheit wurden Stähle, die eine hohe Zugfestigkeit von über 570 MPa besitzen, hauptsächlich durch ein Verfahren, das Wiedererhitzen, Abschrecken und Anlassen umfasst, hergestellt, wodurch eine fein angelassene Martensitstruktur erhalten wurde. Jedoch ist das Verfahren, das Wiedererhitzen, Ab-

schrecken und Anlassen umfasst, zu kostenaufwendig.

[0009] Um das obige Problem zu lösen, wurden verbesserte Stahlprodukte vorgeschlagen, die eine geringe qualitative Variation innerhalb von jedem Produkt und auch in einer Vielzahl von Stahlprodukten besitzen und die die Verschlechterung der Zähigkeit der HAZ hemmen können.

[0010] Es wurden auch mehrere verbesserte Verfahren zur Herstellung der Stahlprodukte vorgeschlagen. Diese Stahlprodukte und die Herstellungsverfahren sind in den ungeprüften veröffentlichten japanischen Patentanmeldungen Nr. 8-144019 (EP-A-730042), 9-310117 (EP-A-796921), 10-72620 offenbart. Die in diesen Veröffentlichungen offenbarten Techniken bilden alle Stahlstrukturen, die ungeachtet von Variationen von deren Abkühlraten Bainit als Hauptmikrostruktur enthalten.

[0011] Tatsächlich beruhen alle in den obigen Veröffentlichungen offenbarten Techniken auf einer neu ermittelten Tatsache, die besagt, dass das Auftreten einer qualitativen Variation von Stahlprodukten durch Mikrostrukturveränderungen aufgrund des Unterschieds der Abkühlrate von Ort zu Ort in einem Stahlteil, wenn dieses gekühlt wird, verursacht wird. Daher versuchten die im Vorhergehenden genannten Techniken, die im Vorhergehenden genannten Probleme zu lösen, indem sie eine verbesserte Stahlzusammensetzung herstellten, die zur Verhinderung einer Änderung der Mikrostruktur, ohne eine Veränderung der Abkühlrate berücksichtigen zu müssen, verwendbar ist. Es wurde berichtet, dass die im Vorhergehenden genannten Techniken darin bestehen, dass eine geeignete Menge von elementarem B zu Stahl mit äußerst niedrigem Kohlenstoffgehalt oder zu Stahl mit hohem Mn-Gehalt gegeben wird, damit eine Mikrostruktur erhalten werden kann, die Bainit als Hauptkomponente enthält, und wobei deren Zusammensetzung nicht von der Abkühlrate im Abkühlprozess abhängt, wobei Stahlprodukte mit geringer qualitativer Variation in jedem Stahlprodukt und auch zwischen verschiedenen Stahlprodukten erhalten werden. Ferner versuchen die im Vorhergehenden genannten Verfahren auch den C-Gehalt zu verringern, um P_{cm} zu verringern, wodurch die Schweißbarkeit jedes Stahlprodukts verbessert wird.

[0012] Jedoch betreffen die Techniken, die in der ungeprüften veröffentlichten japanischen Patentanmeldung Nr. 8-144019, 9-310117 und 10-72620 offenbart sind, hauptsächlich H-Profile mit einer Flanschdicke von mehr als 50 mm und dicke Stahlplatten mit einer Dicke von 50 mm oder mehr, was nahelegt, dass eine Wärmebehandlung nach dem Walzen notwendig ist. Tatsächlich sind die im Vorhergehenden genannten Techniken zur Verwendung bei der Herstellung von H-Profilen mit einer dünneren Flanschdicke geeignet. Wenn jedoch eine Verbesserung der Produktivität und Wirtschaftlichkeit bei der Stahlherstellung gewünscht wird, müssen diese Techniken noch weiter verbessert werden, um die Zusammensetzung jedes Stahlprodukts zu verbessern und einige relevante Herstellungsverfahren zu verbessern, wodurch es möglich wird, dass jedes Stahlprodukt hohe Festigkeit und hohe Zähigkeit erhält. Aufgrund dieser weiteren Verbesserung ist es möglich, dass H-Profile, die die im Vorhergehenden beschriebene dünne Größe besitzen, eine feine Stahlstruktur durch eine Walzbehandlung erhalten, d.h. aus einer Walzverfeinerung der Struktur Vorteile erhalten.

[0013] Ferner offenbart die US-A-4 521 258 ein geschmiedetes Nb-Ti-Produkt, das einem Vorerhitzen (1000 – 1900 °C), Walzen bei nicht mehr als 900 °C mit einer Reduktion von nicht weniger als 60 % und Fertigwalzen innerhalb von 640 – 850 °C unterzogen wurde.

[0014] In den letzten Jahren wurden als erdbebenfestes Material H-Profile mit der im vorhergehenden beschriebenen dünnen Größe zunehmend verwendet. Das heißt, es wurde bis zum jetzigen Zeitpunkt gefordert, dass H-Profile mit der oben beschriebenen dünnen Größe noch höhere Festigkeit und noch höhere Zähigkeit aufweisen sollten und mit niedrigeren Kosten hergestellt werden.

ZUSAMMENFASSUNG DER ERFINDUNG

[0015] Aufgabe dieser Erfindung ist die Bereitstellung eines verbesserten Verfahrens zur Herstellung des verbesserten gewalzten H-Profils mit hoher Produktivität und hoher Festigkeit, das unter Verwendung von Legierungskomponenten, die billiger als herkömmliche sind, hergestellt werden kann, so dass das Stahlprodukt mit niedrigeren Kosten hergestellt werden kann.

[0016] Das heißt, Ausführungsformen dieser Erfindung ergeben gewalzte H-Profile mit hoher Produktivität und hoher Festigkeit, die eine Zugfestigkeit von 500 bis 700 MPa aufweisen und umfassen: 0,014 bis 0,05 Gew.-% C, 0,1 bis 1,0 Gew.-% Si, 1,0 bis 1,8 Gew.-% Mn, 0,030 Gew.-% oder weniger P, 0,020 Gew.-% oder weniger S, 0,1 Gew.-% oder weniger Al, 0,0003 bis 0,0040 Gew.-% B, 0,006 Gew.-% oder weniger N, 0,03 bis 0,1 Gew.-% Nb, 0,005 bis 0,04 Gew.-% Ti und zum Rest Fe und beiläufige Verunreinigungen. Ferner kann das

gewalzte H-Profil mit hoher Produktivität und hoher Festigkeit der Ausführungsformen dieser Erfindung ferner 0,0005 bis 0,0100 Gew.-% Ca umfassen und Flanschteile mit einer Dicke von 40 mm oder weniger aufweisen.

[0017] Ferner erfolgt durch die vorliegende Erfindung auch die Bereitstellung eines Verfahrens zur Herstellung des gewalzten H-Profils mit hoher Produktivität und hoher Festigkeit, das in Ausführungsformen eine Zugfestigkeit von 500 bis 700 MPa aufweist. Das Verfahren umfasst das Durchführen einer Wiedererhitzbehandlung und anschließend eines Herunterwalzens eines Voruniversalwalzens und eines Fertiguniversalwalzens von Rohstahlmaterialien, wodurch das H-Profil erhalten wird.

[0018] Die Rohstahlmaterialien können die obigen aufgelisteten Komponenten und zum Rest Fe und beiläufige Verunreinigungen enthalten. Die Temperatur des Wiedererhitzens beträgt 1150 bis 1320 °C. Bei dem Voruniversalwalzen beträgt die akkumulierte Reduktion bei einer Walztemperatur von 950 °C oder niedriger mindestens 5 %, wobei jedes Bearbeitungsband rasch umgekehrt wird. In Ausführungsformen beträgt die Walztemperatur beim Fertiguniversalwalzen 750 °C oder mehr. Bei dem Verfahren dieser Erfindung wird beim Voruniversalwalzen die Gesamtstopzeitdauer beim Umkehrvorgang auf 120 s oder weniger eingestellt, und die akkumulierte Reduktion bei einer Walztemperatur von 950 °C oder niedriger kann 50 % oder weniger betragen. Alternativ werden in Ausführungsformen die Produkte zwischen dem Voruniversalwalzen und dem Fertiguniversalwalzen und nach dem Fertiguniversalwalzen luftgekühlt.

KURZE BESCHREIBUNG DER ZEICHNUNGEN

[0019] Fig. 1 ist ein Diagramm, das die Beziehung zwischen der Zugfestigkeit (TS) und dem C-Gehalt zeigt, wobei die Wirkung, wenn nur Nb zugesetzt wird, die Wirkung, wenn nur Ti zugesetzt wird, und die Wirkung, wenn sowohl Nb als auch Ti zugesetzt werden, angegeben wird.

[0020] Fig. 2 ist ein Diagramm, das die Beziehung zwischen der Zähigkeit (vEo) und dem C-Gehalt zeigt, wobei die Wirkung, wenn nur Nb zugesetzt wird, die Wirkung, wenn nur Ti zugesetzt wird, und die Wirkung, wenn sowohl Nb als auch Ti zugesetzt werden, angegeben wird.

DETAILLIERTE BESCHREIBUNG BEVORZUGTER AUSFÜHRUNGSFORMEN

[0021] Die Erfinder dieser Erfindung führten wiederholt Untersuchungen im Hinblick auf die Zusammensetzung eines H-Profils und ein Verfahren zur Herstellung des Stahlprodukts durch.

(1) Um ein Material mit einem großen Bereich der Zugfestigkeit, der 500 bis 700 MPa beträgt, zu erhalten, sollte von einer Vielzahl von Verstärkungskomponenten, die Cr, Ni, Mo, V, Ti, Nb und Cu umfassen, die Zugabe von Cr, Ni, Mo, V und Cu auf eine möglichst geringe Menge gesteuert werden, während Ti und Nb beide zugegeben werden sollten.

(2) Bei einem Walzverfahren zur Behandlung der Rohmaterialkomponenten des obigen Materials (1) kann, wenn die folgenden Forderungen (a) und (b) beide gleichzeitig erfüllt werden, ein Stahlprodukt erhalten werden, das eine hauptsächlich Bainit umfassende Struktur und hohe Festigkeit und ausreichende Zähigkeit aufweist.

(a) Während des Voruniversalwalzens beträgt die akkumulierte Reduktion bei einer Temperatur von 950 °C oder weniger 5 % oder mehr.

(b) Die bei dem Fertiguniversalwalzen verwendete Temperatur beträgt mindestens 750 °C.

(3) Bei den obigen Walzverfahren kann, wenn die folgenden Forderungen (c) und (d) beide gleichzeitig erfüllt sind, die Produktivität der Herstellung des H-Profils weiter verbessert werden.

(c) Bei dem Voruniversalwalzen wird jedes Bearbeitungsband beim Durchlaufen rasch umgekehrt.

(d) Das Produkt wird zwischen dem Voruniversalwalzen und dem Fertiguniversalwalzen und nach dem Fertiguniversalwalzen luftgekühlt.

[0022] Tatsächlich wurde die vorliegende Erfindung auf der Basis der obigen Forderungen (1) bis (3) erreicht.

[0023] Gemäß der vorliegenden Erfindung erklärt die folgende detaillierte Beschreibung, warum verschiedene in dem H-Profil dieser Erfindung enthaltene Komponenten vorzugsweise innerhalb der im Vorhergehenden genannten Bereiche sind.

C: 0,014 bis 0,05 Gew.-%

[0024] Um das Reißen von Korngrenzen der wärmebeeinflussten Zone (HAZ) zu hemmen, sollte C im Stahlprodukt in einer Menge von mindestens 0,014 Gew.-% enthalten sein. Wenn C in einer Menge von größer als

0,05 Gew.-% enthalten ist, ist die Zähigkeit des Basismaterials verschlechtert, und ferner wird die Schweißrissempfindlichkeit groß, was daher zu einer verschlechterten Schweißbarkeit führt. Ferner ist wegen der Bildung von inselähnlichem Martensit die HAZ-Zähigkeit ebenfalls verschlechtert. Aus diesem Grund sollte C in dem Stahlprodukt in einer Menge innerhalb eines Bereichs von 0,014 bis 0,05 Gew.-% enthalten sein.

Si: 0,1 bis 1,0 Gew.-%

[0025] Si ist ein günstiges Element, das in Stahl eine feste Lösung bilden kann, wobei die Festigkeit von Stahlprodukten verbessert wird. In dieser Erfindung wird Si in einer Menge von 0,1 Gew.-% zugesetzt. Wenn der Si-Gehalt größer als 1,0 Gew.-% ist, ist die HAZ-Zähigkeit verschlechtert. Aus diesem Grund sollte der Si-Gehalt im Bereich von 0,1 bis 1,0 Gew.-% sein.

Mn: 1,0 bis 1,8 Gew.-%

[0026] Mn kann in einem Stahlprodukt mit niedrigem C-Gehalt enthalten sein, so dass stabil eine Bainitstruktur für ein Stahlprodukt erhalten wird. In dieser Erfindung wird Mn in einer Menge von 1,0 Gew.-% oder mehr zugesetzt. Wenn Mn in einer Menge von größer als 1,8 Gew.-% zugesetzt wird, wird die gewünschte Schweißbarkeit verschlechtert. Aus diesem Grund sollte der Mn-Gehalt im Bereich von 1,0 bis 1,8 Gew.-% sein.

P: 0,030 Gew.-% oder weniger

[0027] P bewirkt eine Segregation hinsichtlich γ -Korngrenzen, was zu einer Abnahme der Korngrenzenfestigkeit führt. Daher sollte die Zugabe von P vorzugsweise in einem äußerst geringen Bereich gesteuert werden. Insbesondere sollte im Hinblick auf die Notwendigkeit, die HAZ-Zähigkeit sicherzustellen, eine Obergrenze des P-Gehalts 0,030 Gew.-% betragen.

S: 0,020 Gew.-% oder weniger

[0028] S verringert die Duktilität bei hoher Temperatur eines Stahlprodukts, das Nb und Ti enthält, und es fördert Oberflächenrisse während kontinuierlicher Gießverfahren. Ferner bewirkt die Zugabe von S die Bildung von MnS und sie bewirkt auch eine Abnahme der Zähigkeit von Basismaterialien. Aus diesen Gründen beträgt die Obergrenze des S-Gehalts zweckmäßigerweise 0,020 Gew.-%, vorzugsweise 0,01 Gew.-%.

Al: 0,1 Gew.-% oder weniger

[0029] Al wird hauptsächlich als Desoxidationsmittel verwendet. Wenn jedoch Al in einer Menge von größer als 0,1 Gew.-% zugegeben wird, ist es nicht nur unmöglich, eine weitere hohe Desoxidierungswirkung zu erhalten, sondern ein derartiger übermäßiger Al-Gehalt bewirkt auch eine Verschlechterung der Zähigkeit von Basismaterialien und eine Verschlechterung der HAZ-Zähigkeit. Aus diesem Grund beträgt der Al-Gehalt vorzugsweise 0,1 Gew.-% oder weniger.

B: 0,0003 bis 0,0040 Gew.-%

[0030] B kann wirksam zur Verbesserung der Härtebarkeit eines Stahlmaterials verwendet werden, so dass stabil eine Bainitstruktur erhalten wird. Wenn jedoch der B-Gehalt weniger als 0,0003 Gew.-% beträgt, ist es schwierig, die gewünschte Wirkung zu erhalten. Wenn der B-Gehalt größer als 0,0040 Gew.-% ist, ist es unmöglich, eine weiter verbesserte Härtebarkeit zu erhalten. Auch bewirkt ein derart hoher B-Gehalt eine Verschlechterung der Zähigkeit von Basismaterialien und eine Verschlechterung der HAZ-Zähigkeit. Aus diesem Grund ist der B-Gehalt vorzugsweise im Bereich von 0,0003 bis 0,0040 Gew.-%.

N: 0,006 Gew.-% oder weniger

[0031] Wenn der N-Gehalt zu groß ist, bildet B BN, wodurch es unmöglich wird, eine ausreichende Menge von freiem B sicherzustellen. Aus diesem Grund beträgt der N-Gehalt vorzugsweise 0,006 Gew.-% oder weniger.

[0032] Ferner werden in dieser Erfindung Nb und Ti hauptsächlich als Verstärkungselemente verwendet. Nb und Ti können zur wirksamen Verbesserung der Festigkeit eines Stahlprodukts ohne unerwünschte Beeinflussung der Schweißbarkeit verwendet werden. Ferner können Nb und Ti im Vergleich zu anderen Verstärkungselementen bei einer extrem geringen Zugabe eine bessere Festigkeitsverbesserungswirkung ergeben. Infol-

gedessen sind Nb und Ti zur Verringerung der Kosten der Herstellung von Stahlprodukten günstige Verstärkungselemente.

[0033] Es wurden Versuche durchgeführt, um zu untersuchen, wie die Zugabe von sowohl Nb als auch Ti die Festigkeit und Zähigkeit von Stahlprodukten beeinflusst. Ein Verfahren zur Durchführung der Versuche wird im folgenden beschrieben.

[0034] Zunächst wurden 0,5 Gew.-% Si, 1,5 Gew.-% Mn, 0,015 Gew.-% P, 0,004 Gew.-% S, 0,03 Gew.-% Al, 0,0020 Gew.-% B, 0,003 Gew.-% N hergestellt, um sie als Basiskomponenten zu verwenden. Danach wurden 100 kg Stahlblöcke, die unterschiedliche Mengen von C, Nb, Ti, Ca enthielten, erschmolzen, wobei ein Stahlmaterial mit einer Dicke von 80 mm für einen Laborversuch produziert wurde. Das Stahlmaterial wurde dann auf eine Temperatur von 1250 °C wieder erhitzt und unter Bedingungen, bei denen die akkumulierte Reduktion bei 950 °C oder niedriger 20 betrug, warmgewalzt, wodurch ein Zwischenprodukt mit einer Dicke von 25 mm erhalten wurde. Das Stahlmaterial wurde dann luftgeköhlt und zur Verwendung bei Zugtests und Charpy-Tests in mehrere Stücke zerschnitten.

[0035] Fig. 1 und 2 sind Diagramme, die mehrere Wirkungen auf die Zugfestigkeit (TS) und die Zähigkeit (vEo) der einzelnen Stahlprodukte angeben. Diese Wirkungen umfassen Wirkungen, die durch die Zugabe von sowohl Nb als auch Ti, die Zugabe von nur Nb und die Zugabe von nur Ti erhältlich sind. In Fig. 1 und 2 bedeutet das Symbol O die Wirkung, wenn nur 0,015 Gew.-% Ti zugegeben wurde, das Symbol ■ die Wirkung, wenn nur 0,06 Gew.-% Nb zugegeben wurde und das Symbol • die Wirkung, wenn sowohl 0,015 Gew.-% Ti als auch 0,06 Gew.-% Nb zugegeben wurden, und das Symbol Δ die Wirkung, wenn sowohl 0,015 Gew.-% Ti als auch 0,06 Gew.-% Nb zusätzlich zu 0,003 Gew.-% Ca zugegeben wurden. Wenn jedoch der C-Gehalt weniger als 0,01 Gew.-% beträgt, treten Risse an den HAZ-Korngrenzen auf. Wenn der C-Gehalt größer als 0,05 Gew.-% ist, ist die Zähigkeit der Basismaterialien verschlechtert. Die HAZ-Härte wurde groß, und die Schweißbarkeit war niedrig.

[0036] Wie in Fig. 1 und 2 gezeigt ist, können, wenn sowohl Nb als auch Ti zugesetzt werden, TS und vEo zufriedenstellendere Werte im Vergleich mit dem Fall, dass nur Nb oder nur Ti zugesetzt wird, zeigen.

[0037] Daher werden in dieser Erfindung Nb und Ti als wirksame Komponenten zur Verbesserung der Festigkeit und Zähigkeit von Stahlprodukten verwendet, und deren Gehalte werden innerhalb der folgenden Bereiche festgesetzt.

Nb: 0,03 bis 0,1 Gew.-%

[0038] Nb verbessert die Festigkeit von Stahlprodukten durch Umwandlungsfestigung. Wenn jedoch die Menge von Nb weniger als 0,03 Gew.-% beträgt, ergibt die Zugabe von Nb eine geringere als eine vollständig zufriedenstellende Wirkung. Wenn der Nb-Gehalt größer als 0,1 Gew.-% ist, bewirkt ein derart übermäßiger Nb-Gehalt eine Verschlechterung der Zähigkeit von Basismaterialien und eine Verschlechterung der HAZ-Zähigkeit. Aus diesem Grund ist der Nb-Gehalt vorzugsweise im Bereich von 0,03 bis 0,1 Gew.-%.

Ti: 0,005 bis 0,04 Gew.-%

[0039] Ti besitzt die Funktion des Fixierens von N in Stahlmaterialien durch die Bildung von TiN, wodurch die Hemmung der Bildung von BN ermöglicht wird. Infolgedessen ist die Menge von freiem B erhöht, so dass es möglich wird, dass das freie B in ausreichender Weise eine gewünschte Verbesserungswirkung der Härtebarkeit ergibt. Ferner kann Ti, da es die weitere Funktion der Verringerung der Größe von γ -Teilchen hat, auch zur Verbesserung der Zähigkeit von Basismaterialien verwendet werden. Wenn der Ti-Gehalt jedoch weniger als 0,005 Gew.-% beträgt, kann eine derartig kleine Menge Ti kaum die gewünschte Wirkung ergeben. Wenn Ti in einer Menge von größer als 0,04 Gew.-% zugesetzt wird, wird die Wirkung, die einem derart großen Ti-Gehalt entspricht, nicht weiter verbessert. Aus diesem Grund liegt der Ti-Gehalt vorzugsweise im Bereich von 0,005 bis 0,04 Gew.-%.

[0040] Jedoch sollte im Hinblick auf die Notwendigkeit, N in Stahlmaterial zu fixieren, Ti vorzugsweise in einer Menge zugegeben werden, die das 3,4fache oder mehr der Menge von N ist.

[0041] Es gibt bekannte andere Elemente, die auch als Verstärkungskomponenten verwendet werden können, die Cr, Ni, Mo, V und Cu umfassen, jedoch erhöhen diese Elemente die Kosten der Herstellung des Stahlprodukts. Aus diesem Grund werden diese Elemente, wenn sie zugesetzt werden, vorzugsweise in Mengen

zugesetzt, die die folgenden Obergrenzen nicht übersteigen: Cr: 0,3 Gew.-%, Ni: 0,2 Gew.-%, Mo: 0,1 Gew.-%, V: 0,02 Gew.-% und Cu: 0,3 Gew.-%.

[0042] Zusätzlich zu den oben aufgelisteten bevorzugten Elementen kann Ca zugesetzt werden, um ein Verstopfen der Düsen einer kontinuierlichen Gießmaschine zu verhindern. Wenn jedoch Ca in einer Menge von weniger als 0,0005 Gew.-% zugesetzt wird, ist es schwierig, eine völlig zufriedenstellende Wirkung zu erhalten. Wenn Ca in einer Menge von größer als 0,0100 Gew.-% zugesetzt wird, ist es schwierig, eine ausreichende Reinheit der Stahlprodukte zu erhalten, und ferner nimmt die Zähigkeit der Produkte ab. Aus diesem Grund wird, wenn Ca zugesetzt wird, dieses vorzugsweise in einer Menge von 0,0005 bis 0,0100 Gew.-% zugesetzt.

[0043] Wie im Vorhergehenden beschrieben, werden gemäß dieser Erfindung innerhalb des Bereichs des C-Gehalts, der so gewählt wurde, dass HAZ-Korngrenzenreißen gehemmt und die HAZ-Zähigkeit verbessert wird, Mn, B, Nb und Ti zugesetzt, um sicherzustellen, dass die Härtebarkeit jedes Stahlprodukts ausreichend ist, die Stahlmikrostruktur hauptsächlich eine Bainitstruktur umfasst, so dass hohe Festigkeit für das Stahlprodukt erhalten werden kann. Folglich werden Cr, Ni, Mo, V und Cu nicht zugesetzt, oder jedes dieser Elemente kann in einer möglichst kleinen Menge zugesetzt werden, wodurch es möglich wird, Kosten für das Herstellungsverfahren zu verringern.

[0044] Ferner ist es durch Einstellen der obigen Komponenten derart, dass sie in den Bereich an der oben beschriebenen Zusammensetzung liegen, möglich, verschiedene Stahlprodukte mit Zugfestigkeiten, die in dem hohen Bereich von 500 bis 700 MPa liegen, herzustellen. Beispielsweise kann das Einstellen der Menge von Nb die Starttemperatur für die Bainitumwandlung ändern. Infolgedessen ist es möglich, die Festigkeit jedes Stahlprodukts auf eine gewünschte Höhe zu steuern.

[0045] Als nächstes wird das Herstellungsverfahren gemäß dieser Erfindung im folgenden detailliert beschrieben.

[0046] Eine Stahlschmelzmasse mit einer eingestellten Zusammensetzung wird durch ein kontinuierliches Gießverfahren oder ein Blockherstellungs/Teilverfahren zu Rohmaterialien zur Herstellung von Vorblöcken oder Trägervorblöcken geformt. Dann werden die Rohmaterialien in einem Breitflanschträgerwalzwerk warmgewalzt. Während des Warmwalzens werden die Rohmaterialien zunächst wiedererhitzt, dann einem Herunterwalzen und ferner einem Voruniversalwalzen unterzogen, wodurch Stahlprodukte mit Formen, die fast denjenigen der Endprodukte entsprechen, erhalten werden. Anschließend wird ein Fertiguniversalwalzen durchgeführt, um die Formen der Stahlprodukte weiter einzustellen.

[0047] Das Herunterwalzen ist ein Verfahren, das unter Verwendung eines Herunterwalzwerks zur Durchführung eines Umkehrmehrfachwalzens durchgeführt wird, um Vorrohmaterialien zur Herstellung von Bandstahl zu erhalten. Daher ist das Herunterwalzen äquivalent zu Walzen des Kalibertyps. Hierbei ist das Herunterwalzwerk ein zweistufiges Walzwerk, das Walzen mit jeweils einer Mehrzahl von Nuten umfasst, das jedoch nicht mit Zwischenwalzen oder Gegenwalzen ausgestattet ist. Im Hinblick auf die Walzwerklast und das Walzmoment werden die erhaltenen Rohmaterialien vorzugsweise auf eine hohe Temperatur von 1250 °C wiedererhitzt.

[0048] Das Voruniversalwalzen ist ein Verfahren, das durch ein Voruniversalwalzwerk unter Durchführung eines Umkehrmehrfachwalzens durchgeführt wird, so dass ein gewalztes Stahlmaterial mit einer Größe, die nahezu gleich der des Endstahlprodukts ist, erhalten wird. Das Voruniversalwalzwerk ist ein Walzwerk, das vertikale Walzen und horizontale Walzen umfasst.

[0049] In der Praxis werden die vertikalen Walzen zum Walzen der Flanschteile jedes H-Profils verwendet, während die horizontalen Walzen zum Walzen des Stegteils desselben verwendet werden, wobei die zwei Walzarten gleichzeitig durchgeführt werden. Dieses Verfahren ist das wichtigste Verfahren zum Walzen eines H-Profils. Durch Steuern des Walzverfahrens zu diesem Zeitpunkt kann die Qualität jedes Stahlprodukts in dieser Stufe nahezu festgelegt werden.

[0050] Das Fertiguniversalwalzen ist ein Verfahren, das einem Deckschichtdurchgangswalzen zum Walzen eines Stahlblechs, das üblicherweise ein Verfahren mit einem Durchgang zum Einstellen der Endform jedes Stahlprodukts ist, entspricht. In der Praxis ist das Fertiguniversalwalzwerk ähnlich dem obigen Voruniversalwalzwerk, das vertikale Walzen und horizontale Walzen umfasst. Da die Flanschteile jedes H-Profilmaterials leicht nach außen gekrümmt sind, bewirkt das Fertiguniversalwalzen das Begradigen gekrümmter Teile. Die Reduktion beträgt bei diesem Prozess etwa 5 % für jeden Durchgang.

[0051] Bei den obigen Walzprozessen muss die Temperatur zum Wiedererhitzen der Rohmaterialien im Bereich von 1150 bis 1320 °C sein. Wenn die Temperatur des Wiedererhitzens niedriger als 1150 °C ist, wird der Verformungswiderstand ungünstigerweise erhöht, wodurch es schwierig wird, eine gewünschte Bearbeitbarkeit sicherzustellen, die zum Formen eines Stahlmaterials zu einer gewünschten Konfiguration nötig ist. Wenn die Temperatur des Wiedererhitzens höher als 1320 °C ist, erfolgt ein erhöhter Zunderverlust, was zu einer unerwünschten Zunahme der Kosten des Wiedererhitzens pro Produkteinheit führt. Außerdem besteht auch die Möglichkeit, dass die ursprünglichen γ -Teilchen groß werden und dadurch die Zähigkeit des Stahlprodukts verschlechtert wird. Aus diesem Grund liegt die Temperatur zum Wiedererhitzen der Rohmaterialien vorzugsweise im Bereich von 1150 bis 1320 °C.

[0052] Bei dem Voruniversalwalzen wird aufgrund der Temperaturabnahme in der letzten Hälfte des Mehrfachwalzens die Walztemperatur niedrig, bis sie auf 950 °C fällt, was eine Temperatur ist, bei der nicht-rekristallisierte γ -Bereiche gebildet werden. Zu diesem Zeitpunkt wird die Walztemperatur auf die Oberflächentemperatur eines Teils, dessen Breite 1/4 der eines Flanschteils eines H-Profiles ist, eingestellt. Tatsächlich ist im Hinblick auf die Qualitätskontrolle eines H-Profiles das Voruniversalwalzen die wichtigste Behandlung, wenn der Bereich der Walztemperatur berücksichtigt werden muss. Wenn die Walztemperatur 950 °C oder niedriger ist und die akkumulierte Reduktionsmenge zu gering ist, wird es schwierig, eine gewünschte Mikrostruktur für den Stahl zu erhalten und dies führt daher zu verminderter Zähigkeit. Aus diesem Grund beträgt die akkumulierte Reduktionsmenge bei einer Temperatur von 950 °C oder niedriger 5 % oder mehr. Indessen kann die akkumulierte Reduktionsmenge bei einer Temperatur von 950 °C oder niedriger unter Verwendung der Gleichung $(A-B)/A \times 100$, wobei A den Walzenspalt zwischen Walzen vor einem Walzdurchgang bei einer Temperatur von 950 °C oder niedriger bedeutet und B den Walzenabstand zwischen Walzen beim Enddurchgang bedeutet, berechnet werden.

[0053] Tatsächlich ist eine größere akkumulierte Reduktionsmenge bei einer Temperatur von 950 °C oder niedriger zum Erreichen einer höheren Festigkeit und höherer Zähigkeit für die Basismaterialien wirksam. Daher ist eine derartige größere akkumulierte Reduktionsmenge günstig. Jedoch besteht im Hinblick auf bestimmte Walzgrößen die Möglichkeit, dass das Walzen aufgeschoben werden muss, bis die Temperatur 950 °C oder niedriger wird, welches die Temperatur ist, bei der nicht-rekristallisierte γ -Bereiche gebildet werden. Indessen wird, wenn das Walzen für einen zu langen Zeitraum aufgeschoben wird, die Produktivität niedrig. Ferner tritt, da an einem Ort, an dem das Walzen aufgeschoben wird, keine Einrichtung zum Beibehalten der Wärme vorhanden ist, wenn das Walzen für einen zu langen Zeitraum aufgeschoben wird, eine Temperaturdifferenz auf und sie wird zwischen dem Stegteil und den Flanschteilen aufgrund ihrer unterschiedlichen Dicke vergrößert. Üblicherweise besitzt, da der Stegteil eines H-Profiles dünn ist, der Stegteil eine niedrigere Temperatur als jeder Flanschteil. Wenn die Temperaturdifferenz zwischen dem Stegteil und den Flanschteilen vergrößert ist, wird eine Verformung des Stegteils wahrscheinlich, wodurch es schwierig wird, eine hohe Ausbeute bei dem Herstellungsverfahren zu erhalten. Aus diesem Grund ist es, um eine hohe Produktivität zu erhalten, erforderlich, dass, wenn das Voruniversalwalzen durchgeführt wird, das Walzen nicht aufgeschoben wird und der Umkehrvorgang innerhalb einer kurzen Zeitspanne durchgeführt wird. Während des Voruniversalwalzens wird die Gesamtstopzeitdauer des gewalzten Stahlmaterials beim Umkehrvorgang während des Walzens auf innerhalb von 120 s gesteuert. Entsprechend wird während des Voruniversalwalzens die akkumulierte Reduktionsmenge bei einer Temperatur von 950 °C oder niedriger, vorzugsweise auf 50 % oder niedriger eingestellt.

[0054] Das Fertiguniversalwalzen wird bei einer Temperatur von 750 °C oder höher durchgeführt. Wenn die Walztemperatur niedriger als 750 °C ist, wird die Oberflächenqualität von H-Profilen verschlechtert (beispielsweise treten Oberflächendefekte auf) und auch die Formqualität von Stahlprodukten verschlechtert (da der rechte Winkel nicht ausreichend exakt ist).

[0055] Ferner ist der während des Voruniversalwalzens und des Fertiguniversalwalzens durchgeführte Kühlprozess und der nach dem Fertiguniversalwalzen durchgeführte Kühlprozess vorzugsweise eine Luftkühlbehandlung. Außerdem kann zur Verhinderung der Vergrößerung der Temperaturdifferenz zwischen dem Stegteil und den Flanschteilen jedes H-Profiles eine Wasserkühlbehandlung zum Kühlen der Flanscbereiche durchgeführt werden, wobei dies als eine Stufe zwischen dem Voruniversalwalzen und dem Fertiguniversalwalzen dient. Alternativ kann die Wasserkühlbehandlung nach dem Fertiguniversalwalzen durchgeführt werden. Wenn jedoch das Wasserkühlsystem verwendet wird, ist es schwierig, gleichförmige Temperaturen auf der linken und rechten Seite jedes H-Profiles sicherzustellen. Infolgedessen treten eine Krümmung und Verwölbung in Walzrichtung auf, die Probleme beim Durchführen jedes Stahlprodukts durch ein Walzwerk verursachen, wodurch die gewünschte Produktivität verringert wird. Das heißt, wenn die Flanschteile jedes H-Profiles gekühlt werden, ist es wichtig, die Kühltemperatur zu steuern. Aus diesem Grund sind der zwischen dem Vorwalzen und dem Fertigwalzen durchgeführte Kühlprozess und der nach dem Fertigwalzen durchgeführte Kühlprozess vorzugs-

weise Luftkühlprozesse.

[0056] Obwohl die Größe des gemäß dem oben beschriebenen Verfahren hergestellten H-Profils nicht beschränkt ist, ist die Dicke der Flanschteile jedes H-Profils vorzugsweise auf 40 mm oder weniger festgelegt. Der Grund für diese bevorzugte Dicke wird im folgenden beschrieben.

[0057] Das heißt, wenn ein Stahlprodukt oder ein H-Profil einen Flansch mit einer Dicke von größer als 40 mm besitzt, ist nur wegen der Zunahme dieser Dicke die Gesamtreduktionsmenge beim Walzen verringert und die Kühlrate erniedrigt. Infolgedessen ist es notwendig, die Abnahme von dessen Festigkeit und die Abnahme von dessen Zähigkeit, die aufgrund der Verringerung der Gesamtreduktionsmenge und aufgrund der Verringerung der Kühlrate verursacht werden, zu kompensieren. Mit anderen Worten, ist es notwendig, entsprechende Komponenten einzuplanen und spezielle Walz- und Kühlprozesse in Betracht zu ziehen, die üblicherweise an bekannten Verfahren beteiligt sind.

Beispiele

[0058] Stahlmaterialien mit den in Tabelle 1 angegebenen Zusammensetzungen wurden unter verschiedenen Bedingungen, die in der folgenden Tabelle 2 angegeben sind, behandelt, wodurch verschiedene H-Profile hergestellt wurden. Die Produktivität kann durch zusammenfassendes Berücksichtigen der Zahl der Tonnen zum Walzen pro Stunde, der Walzgröße, des Zeitabstands zwischen jeweils zwei Walzdurchgängen zum Walzen von zwei Reihenstahlprodukten und der Zahl der Walzdurchgänge festgestellt werden.

[0059] Verschiedene H-Profile, die in dem oben beschriebenen Verfahren erhalten wurden, wurden durch Entnahme von JIS Nr. 4-Zugteststücken und JIS Nr. 4-Schlagteststücken von einem Teil, das 1/4 der Flanschbreite ausmacht, und einem Teil, das 1/4 der Flanschdicke ausmacht, wobei die Entnahmerichtung parallel der Walzrichtung ist, geprüft. Auf diese Weise wurden die mechanischen Eigenschaften jedes H-Profils untersucht.

[0060] Als nächstes wurde zur Bewertung der HAZ-Zähigkeit jedes H-Profils ein Reproduktionswärmezyklusteststück von einem Teil, das 1/4 der Flanschdicke ausmacht, entnommen, wodurch eine Wärmezyklusbehandlung zur Simulation der HAZ durchgeführt wurde. Danach wurde ein Charpy-Teststück entnommen, um die Charpy-Absorptionsenergie bei einer Temperatur von 0 °C zu ermitteln. Hierbei umfasst der Wärmezyklus

- (1) das Erhitzen eines Stahlprodukts auf eine Temperatur von 1400 °C,
- (2) das Kühlen des Stahlprodukts zur Verringerung von dessen Temperatur von 800 °C auf 500 °C innerhalb 300 s.

[0061] Dann wurde anschließend an (1) und (2) eine Wiedererhitzenbehandlung durchgeführt, bis das Stahlprodukt eine Temperatur von 700 °C, die unter dem A_{r1} -Punkt liegt, erreicht. Hierbei entspricht

- (1) einem Wärmezyklus, der bei einem Schweißabschnitt hinzugefügt wurde (im folgenden einfach als "BOND-Abschnitt" bezeichnet), wenn ein Schweißen mit einer Zusatzwärmemenge von 500 kJ/cm durchgeführt wird, und
- (2) einem Wärmezyklus, der bei einem wiedererhitzten BOND-Abschnitt hinzugefügt wurde, wenn ein Schweißen mit einer zusätzlichen Wärmemenge von 500 kJ/cm durchgeführt wurde.

[0062] Die in dem obigen Versuch erhaltenen Ergebnisse sind in der folgenden Tabelle 3 angegeben.

TABELLE 1

Stahl- pro- dukt	Zusammensetzung (Gew.-%)													Bemerkungen
	C	Si	Mn	P	S	Al	B	N	Nb	Ti	Ca	Andere	Ti/N	
A	0,015	0,43	1,33	0,015	0,003	0,031	0,0018	0,0040	0,078	0,015			3,8	Erfindungsge- mäßes Beispiel
B	0,030	0,53	1,50	0,015	0,003	0,030	0,0025	0,0040	0,052	0,014			3,6	Erfindungsge- mäßes Beispiel
C	0,045	0,52	1,55	0,011	0,004	0,033	0,0020	0,0033	0,049	0,012			3,6	Erfindungsge- mäßes Beispiel
D	0,038	0,52	1,59	0,008	0,002	0,038	0,0021	0,0030	0,051	0,015	0,0028		5,0	Erfindungsge- mäßes Beispiel
E	0,030	0,28	1,07	0,010	0,003	0,041	0,0015	0,0048	0,038	0,019			4,0	Erfindungsge- mäßes Beispiel
F	0,025	0,40	1,48	0,015	0,005	0,030	0,0021	0,0045	0,045	0,016		Cr: 0,29	3,6	Erfindungsge- mäßes Beispiel
G	0,046	0,33	1,52	0,010	0,003	0,048	0,0020	0,0050	0,050	0,022		Cu: 0,28	4,4	Erfindungsge- mäßes Beispiel
H	0,018	0,52	1,42	0,012	0,002	0,022	0,0023	0,0036	0,040	0,015		Mo: 0,08	4,2	Erfindungsge- mäßes Beispiel
I	0,026	0,43	1,53	0,018	0,005	0,032	0,0018	0,0031	0,043	0,015		Ni: 0,18, V: 0,02	4,8	Erfindungsge- mäßes Beispiel
J	0,033	0,22	1,44	0,009	0,002	0,030	0,0013	0,0055	0,035	0,024		Cr: 0,20, Ni: 0,15, Cu: 0,24	4,4	Erfindungsge- mäßes Beispiel
K	0,006	0,48	1,55	0,008	0,002	0,030	0,0020	0,0038	0,068	0,015			3,9	Vergleichs- beispiel
L	0,030	0,55	1,53	0,012	0,003	0,027	0,0023	0,0028	0,055				0	Vergleichs- beispiel

Stahl- pro- dukt	Zusammensetzung (Gew.-%)													Bemerkungen
	C	Si	Mn	P	S	Al	B	N	Nb	Ti	Ca	Andere	Ti/N	
M	0,024	0,51	1,58	0,010	0,004	0,028	0,0015	0,0041		0,015			3,7	Vergleichs- beispiel
N	0,031	0,51	1,55	0,012	0,006	0,031	0,0012	0,0078	0,083	0,008			1,0	Vergleichs- beispiel
O	0,025	0,41	1,50	0,012	0,003	0,035	0,0018	0,0050	0,12	0,020			4,0	Vergleichs- beispiel
P	0,063	0,55	1,51	0,010	0,003	0,040	0,0020	0,0038	0,059	0,014			3,7	Vergleichs- beispiel
Q	0,036	0,51	1,56	0,016	0,003	0,002	0,0026	0,0058	0,058	0,024	0,0038		4,1	Erfindungsge- mäßes Beispiel

TABELLE 2

Nr.	Stahl- pro- dukt	Größe des H-Profils				Temperatur des Wieder- erhitzens (°C)	Akku- mulierte Reduktion bei einer Tempera- tur von 900 °C oder niedriger (%)	Gesamtstop- zeitdauer des Umkehrvor- gangs während des Walzens (s)	Fertig- walz- tempera- tur (°C)	Kühlbe- dingun- gen	Bemerkungen
		Steg- höhe (mm)	Flansch- breite (mm)	Steg- dicke (mm)	Flansch- dicke (mm)						
1	A	305	305	25	25	1230	25	48	880	Luft	Erfindungsgemäß
2	B	305	305	25	25	1250	13	62	900	Luft	Erfindungsgemäß
3	B	305	305	25	25	1250	45	113	830	Luft	Erfindungsgemäß
4	C	250	250	14	14	1270	45	62	830	Luft	Erfindungsgemäß
5	C	305	305	30	30	1220	25	51	900	Luft	Erfindungsgemäß
6	D	305	305	25	25	1230	25	55	900	Luft	Erfindungsgemäß
7	D	305	305	18	18	1250	43	44	850	Luft	Erfindungsgemäß
8	D	305	305	30	30	1250	12	43	920	Luft	Erfindungsgemäß
9	E	600	300	12	20	1270	15	53	920	Luft	Erfindungsgemäß
10	F	900	300	16	28	1300	30	71	880	Luft	Erfindungsgemäß
11	G	450	200	9	14	1320	45	66	810	Luft	Erfindungsgemäß
12	H	600	300	12	20	1250	20	28	900	Luft	Erfindungsgemäß
13	I	305	305	25	25	1250	25	44	900	Luft	Erfindungsgemäß
14	J	305	305	30	30	1220	12	109	920	Luft	Erfindungsgemäß
15	K	305	305	25	25	1250	25	50	880	Luft	Vergleich
16	L	305	305	25	25	1230	25	39	900	Luft	Vergleich
17	M	305	305	25	25	1220	25	48	910	Luft	Vergleich
18	N	305	305	25	25	1250	13	55	900	Luft	Vergleich
19	O	305	305	25	25	1250	25	51	890	Luft	Vergleich
20	P	305	305	25	25	1250	60	250	760	Luft	Vergleich
21	Q	305	305	25	25	1280	25	55	900	Luft	Vergleich

TABELLE 3

Nr.	Y.S. (MPa)	T.S. (MPa)	YR (%)	VE _o (J)	BOND- Abschnitt vE _o (J)	Wiederer- hitzter BOND-Ab- schnitt vE _o (J)	Maxi- male Härte* (Hv)	Produk- tivität	Bemerkungen
1	533	670	80	221	306	228	268	hoch	Erfindungsge- mäßes Beispiel
2	486	623	78	265	311	250	281	hoch	Erfindungsge- mäßes Beispiel
3	509	621	82	315	311	216	281	mittel	Erfindungsge- mäßes Beispiel
4	489	639	77	398	300	289	286	hoch	Erfindungsge- mäßes Beispiel
5	461	633	73	200	300	166	286	hoch	Erfindungsge- mäßes Beispiel
6	498	622	80	306	257	222	279	hoch	Erfindungsge- mäßes Beispiel
7	506	631	80	344	257	246	279	hoch	Erfindungsge- mäßes Beispiel
8	453	618	73	213	257	162	279	hoch	Erfindungsge- mäßes Beispiel
9	509	640	80	189	229	150	276	hoch	Erfindungsge- mäßes Beispiel
10	440	640	69	336	306	187	277	hoch	Erfindungsge- mäßes Beispiel
11	530	662	80	443	268	136	285	hoch	Erfindungsge- mäßes Beispiel
12	438	563	78	286	339	150	268	hoch	Erfindungsge- mäßes Beispiel
13	447	588	76	423	352	258	275	hoch	Erfindungsge- mäßes Beispiel
14	530	689	77	209	227	131	280	mittel	Erfindungsge- mäßes Beispiel
15	536	630	85	254	15	156	243	hoch	Vergleichs- beispiel
16	416	516	81	40	70	88	290	hoch	Vergleichs- beispiel

Nr.	Y.S. (MPa)	T.S. (MPa)	YR (%)	VE ₀ (J)	BOND- Abschnitt vE ₀ (J)	Wiederer- hitzter BOND-Ab- schnitt vE ₀ (J)	Maxi- male Härte* (Hv)	Produk- tivität	Bemerkungen
17	331	426	78	228	276	290	286	hoch	Vergleichs- beispiel
18	348	493	71	400	316	278	294	hoch	Vergleichs- beispiel
19	598	698	86	21	7	13	280	hoch	Vergleichs- beispiel
20	500	628	80	153	73	93	343	niedrig	Vergleichs- beispiel
21	510	624	82	224	277	206	288	hoch	Erfindungsge- mäßes Beispiel

*Probenlänge des Tests der maximalen Härte = 20 mm

[0063] Aus Tabelle 3 ist klar, dass jedes der in erfindungsgemäßen Beispielen erhaltenen H-Profile eine gute Produktivität, eine hohe Zugfestigkeit, die 500 MPa oder mehr beträgt, eine hervorragende Zähigkeit des BOND-Abschnitts und eine hervorragende Zähigkeit des wiedererhitzten BOND-Abschnitts aufweist. Ferner wurde eine Untersuchung hinsichtlich der Härte jedes H-Profils in Richtung der Dicke von dessen Flanschteilen und dessen Stegteil durchgeführt. Infolgedessen wurde ermittelt, dass sich die Härte von einem Stahlprodukt nur in sehr kleiner Menge von der eines anderen unterscheidet, wodurch eine gleichförmige Härteverteilung gezeigt wird.

[0064] Im Gegensatz zu den Beispielen gemäß dieser Erfindung zeigen eine Mehrzahl von Vergleichsbeispielen (Stahl K und Stahl P), bei denen der C-Gehalt nicht im erfindungsgemäßen Bereich liegt, dass die Zähigkeit von BOND-Abschnitten niedrig ist und deren Härte äußerst stark höher ist. Das heißt, es verbleiben noch Probleme bezüglich der Zähigkeit und der Schweißbarkeit der HAZ. Ferner wurde im Hinblick auf Stahl L, der kein Ti enthält, Stahl M, der kein Nb enthält, und Stahl N, der eine große Menge N enthält, ermittelt, dass sowohl deren Festigkeit als auch deren Zähigkeit verschlechtert sind. Ferner sind bei dem Stahl O, der einen Nb-Gehalt über der Obergrenze aufweist, die Zähigkeit von sowohl dem Basismaterial als auch der HAZ verschlechtert.

[0065] Daher ist es mit dieser Erfindung möglich, mit äußerst niedrigen Kosten und mit äußerst hoher Produktivität gewalzte H-Profile mit im wesentlichen keinen Qualitätsvariationen oder sogar keinen Qualitätsvariationen innerhalb jedes Stahlprodukts und Materialqualitäten, die von einem Stahlprodukt zu einem anderen nicht wesentlich verschieden oder sogar überhaupt nicht verschieden sind, herzustellen, wodurch verbesserte H-Profile, die jeweils eine höhere Festigkeit und eine höhere Zähigkeit als herkömmliche H-Profile aufweisen und ferner eine hervorragende Schweißbarkeit besitzen, bereitgestellt werden.

Patentansprüche

1. Verfahren der Herstellung eines gewalzten H-Profils, das umfasst:

Wiedererhitzen eines geformten Rohstahlmaterials auf eine Temperatur von 1150 °C bis 1320 °C;
anschließendes Durchführen eines Herunterwalzens, Voruniversalwalzens und Fertigwalzens der geformten Rohmaterialien,

wobei das Rohstahlmaterial

C: 0,014 bis 0,05 Gew.-%,

Si: 0,1 bis 1,0 Gew.-%,

Mn: 1,0 bis 1,8 Gew.-%,

P: 0,030 Gew.-% oder weniger,

S: 0,020 Gew.-% oder weniger,

Al: 0,1 Gew.-% oder weniger,

B: 0,0003 bis 0,0040 Gew.-%,

N: 0,006 Gew.-% oder weniger,

Nb: 0,03 bis 0,1 Gew.-%,

Ti: 0,005 bis 0,04 Gew.-%,

und zum Rest Fe und beiläufige Verunreinigungen umfasst;
wobei bei dem Voruniversalwalzen die akkumulierte Reduktion bei einer Walztemperatur von 950 °C oder niedriger 5 % oder mehr beträgt, wobei jeder gewalzte Stahl rasch umgekehrt wird und die Gesamtstopzeitdauer beim Umkehrvorgang während des Walzens 120 s oder weniger beträgt; und
wobei bei dem Fertiguniversalwalzen die Walztemperatur mindestens 750 °C beträgt.

2. Verfahren der Herstellung des gewalzten H-Profils nach Anspruch 1, wobei bei dem Voruniversalwalzen die akkumulierte Reduktion bei einer Walztemperatur von 950 °C oder niedriger 50 % oder weniger beträgt.

3. Verfahren der Herstellung des gewalzten H-Profils nach einem der Ansprüche 1 oder 2, wobei die geformten Rohmaterialien zwischen dem Voruniversalwalzen und dem Fertiguniversalwalzen und nach dem Fertiguniversalwalzen luftgekühlt werden.

4. Verfahren der Herstellung des gewalzten H-Profils nach einem der Ansprüche 1, 2 oder 3, wobei das Rohstahlmaterial ferner 0,0005 bis 0,0100 Gew.-% Ca umfasst.

Es folgen 2 Blatt Zeichnungen

FIG. 1

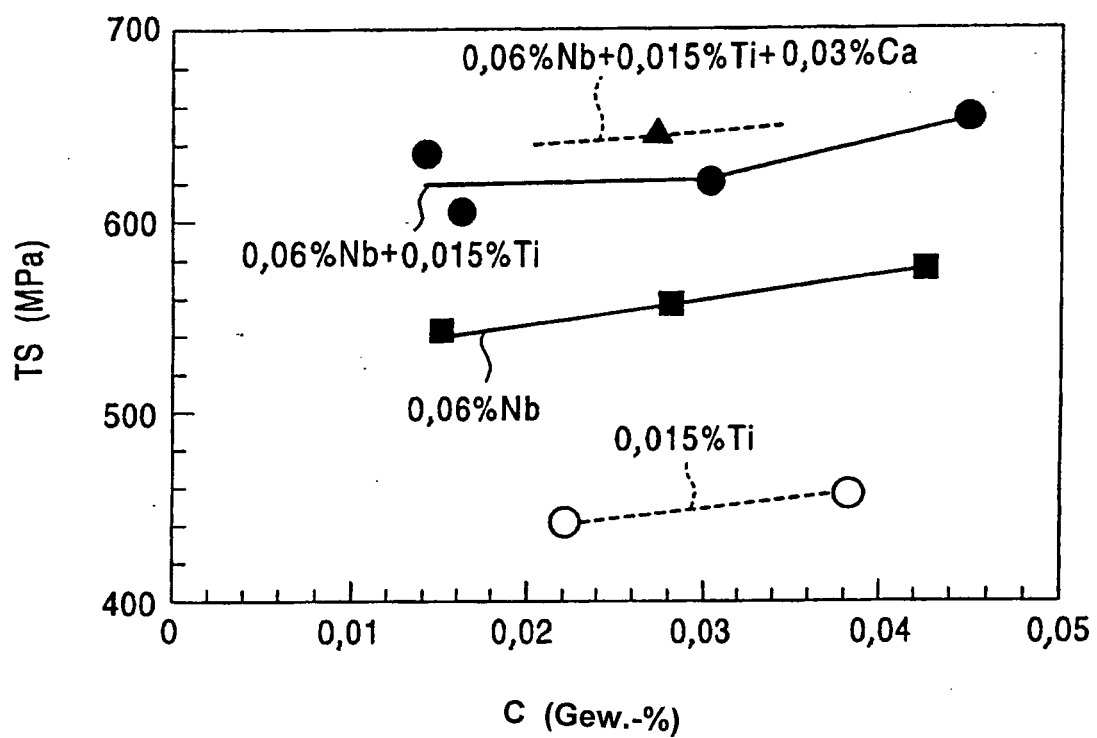


FIG. 2

