

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 特 許 公 報(B2)

(11) 特許番号

特許第4529901号
(P4529901)

(45) 発行日 平成22年8月25日(2010.8.25)

(24) 登録日 平成22年6月18日(2010.6.18)

| (51) Int.Cl. | | F I | |
|--------------|-----------------|---------|---------------|
| C 2 2 C | 38/00 (2006.01) | C 2 2 C | 38/00 3 O 1 Z |
| C 2 2 C | 38/54 (2006.01) | C 2 2 C | 38/54 |
| C 2 1 D | 8/10 (2006.01) | C 2 1 D | 8/10 B |
| C 2 1 D | 1/18 (2006.01) | C 2 1 D | 1/18 M |

請求項の数 11 (全 15 頁)

(21) 出願番号 特願2005-506406 (P2005-506406)
 (86) (22) 出願日 平成16年5月20日(2004.5.20)
 (86) 国際出願番号 PCT/JP2004/007228
 (87) 国際公開番号 W02004/104255
 (87) 国際公開日 平成16年12月2日(2004.12.2)
 審査請求日 平成17年10月26日(2005.10.26)
 (31) 優先権主張番号 特願2003-143764 (P2003-143764)
 (32) 優先日 平成15年5月21日(2003.5.21)
 (33) 優先権主張国 日本国(JP)

(73) 特許権者 000002118
 住友金属工業株式会社
 大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号
 (74) 代理人 100081352
 弁理士 広瀬 章一
 (72) 発明者 荒井 勇次
 大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号
 住友金属工業株式会社内
 (72) 発明者 近藤 邦夫
 大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号
 住友金属工業株式会社内
 審査官 佐藤 陽一

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 エアバッグシステム用鋼管とその製造方法

(57) 【特許請求の範囲】

【請求項1】

質量%で、C : 0.05 ~ 0.20%、Mn : 0.20%以上、Si : 0.1 ~ 1.0%、P : 0.025%以下、S : 0.010%以下、Cr : 0.05 ~ 1.0%、Al : 0.10%以下、下記式(1)および(2)を満たすMn若しくはMn及びTi、Mo : 0 ~ 0.50%、Ni : 0 ~ 1.5%、V : 0 ~ 0.2%、B : 0 ~ 0.005%、Cu : 0 ~ 0.5%、Nb : 0 ~ 0.1%、Ca : 0 ~ 0.01%、Mg : 0 ~ 0.01%、REM : 0 ~ 0.01%、残部がFeおよび不純物からなる鋼組成を有し、1000 MPa以上の引張強度を有し、 $vTrs_{100}$ が -40 以下であるエアバッグシステム用鋼管。

$$Ti \ 0.02\% \ \dots \dots \ (1)$$

$$0.4 \ Mn + 4.0 \times \ Ti \ 1.2 \ \dots \dots \ (2)$$

ただし、式(1)中の元素記号は、その元素の質量%を示す。

【請求項2】

前記鋼組成が、質量%で、Mo : 0.05 ~ 0.50%、Ni : 0.05 ~ 1.5%、V : 0.01 ~ 0.2%、B : 0.0003 ~ 0.005%のうち1種または2種以上を含有する請求項1に記載のエアバッグシステム用鋼管。

【請求項3】

前記鋼組成が、質量%で、Cu : 0.05 ~ 0.5%およびNb : 0.003 ~ 0.1%のうち1種または2種を含有する請求項1に記載のエアバッグシステム用鋼管。

【請求項 4】

前記鋼組成が、質量%で、Ca : 0.0003 ~ 0.01%、Mg : 0.0003 ~ 0.01% および REM : 0.0003 ~ 0.01% のうち1種または2種以上を含有する請求項 1 に記載のエアバッグシステム用鋼管。

【請求項 5】

粒度が 11 以上の鋼組織を有する、請求項 1 ~ 4 のいずれかに記載のエアバッグシステム用鋼管。

【請求項 6】

請求項 1 ~ 4 のいずれかに記載の鋼組成を有する鋼から製管とその後の冷間加工を含む方法により鋼管を成形し、その後、冷間加工した鋼管を A_c_1 変態点以上の温度に加熱を行ってから急冷を行い、次いで、 A_c_1 変態点以下の温度で焼戻しを行うことにより引張強度を 1000 MPa 以上とすることを特徴とするエアバッグシステム用鋼管の製造方法。

10

【請求項 7】

冷間加工した鋼管の加熱工程における加熱温度が A_c_3 変態点以上の温度である、請求項 6 に記載の方法。

【請求項 8】

加熱温度が 900 ~ 1000 の範囲である、請求項 7 に記載の方法。

【請求項 9】

前記加熱を昇温速度が 10 / 秒以上の急速加熱により行う、請求項 6 に記載の方法。

20

【請求項 10】

加熱を高周波誘導加熱により行う、請求項 9 に記載の方法。

【請求項 11】

急冷を少なくとも 850 ~ 500 の温度域が 20 / 秒以上の冷却速度となるように行う、請求項 6 ~ 10 のいずれかに記載の方法。

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0001】

本発明は、引張強度1000 MPa以上の高強度と高靱性を兼ね備えた、エアバッグシステム用に適した鋼管に関する。本発明はまたそのような鋼管の製造方法に関する。本発明は特に、薄肉鋼管について -40、さらには -80 で内圧バースト試験を行っても、脆性破面を呈さない程度の高強度と高靱性を持つエアバッグシステム用鋼管と、その製造方法に関する。

30

【背景技術】

【0002】

近年、自動車産業においては、車両の安全性を増大させる装置の導入が積極的に進められている。そのような装置の1例はエアバッグシステムであり、これは衝突時に乗員がハンドルやインストルメントパネルなどに衝突する前に、それらと乗員との間にガス等エアバッグを展開させ、乗員の運動エネルギーを吸収して傷害軽減を図るものである。

【0003】

従来のエアバッグシステムは、爆発性薬品を使用してエアバッグ展開用のガスを発生させるものである。しかし、エアバッグ展開速度の応答性とガス圧力の調整の要望から、鋼管にエアバッグ展開用の高圧ガスを充填した別の種類のエアバッグシステムが開発され、その適用が広がっている。

40

【0004】

後者の種類のエアバッグシステムは、一般にアキュムレータと呼ばれる鋼管内に展開用ガスを高圧に保持している。衝突時にはアキュムレータ内の用ガスが一気にエアバッグ内に噴出される。その結果、展開用の高圧ガスアキュムレータとして用いる鋼管には、極めて短時間に大きな歪速度で応力が負荷される。このため、従来の圧力シリンダーやラインパイプのような単なる構造物とは異なり、エアバッグシステムのアキュムレータとして使

50

用される鋼管には、高い寸法精度、加工性及び溶接性が要求され、さらには高強度と優れた耐バースト性も要求される。

【 0 0 0 5 】

アキュムレータに好適に用いられるエアバッグシステム用鋼管とその製造方法が、例えば、特開平10 - 140238号、特開平10 - 140249号、特開平10 - 140250号、特開平10 - 140283号、特開平10 - 212549号、特開2002 - 294339号、特開平11 - 19929号、特開2001 - 49343号、特開2002 - 194501号各公報に開示されている。

【 0 0 0 6 】

上記の各公報に記載の技術は、いずれも高強度高靱性エアバッグシステム用鋼管を意図するものの、引張強度として590 MPa 以上を目標としており、その実施例からも明らかにように、引張強度は高々947 MPa でしかないものであった。

10

【 0 0 0 7 】

上記各公報に記載の技術でも、既存のエアバッグシステムに対しては十分な性能が得られていた。しかし、自動車の軽量化指向が近年ますます強くなるに伴って、エアバッグシステムにも小型・軽量のものが要求されるようになってきた。従って、今日では、アキュムレータ圧力の更なる高圧化や鋼管の更なる薄肉化が求められている。

【発明の開示】

【発明が解決しようとする課題】

【 0 0 0 8 】

本発明は、高強度・高靱性のエアバッグシステム用(即ち、エアバッグシステムのアキュムレータ用)として使用するのに適した鋼管を提供する。この鋼管は、上記の現状で要求される各種特性を満たすことができる。本発明はまた、そのような鋼管の製造方法も提供する。

20

【課題を解決するための手段】

【 0 0 0 9 】

本発明者らは、高い引張強度を有し耐バースト性にも優れ、アキュムレータ圧力の高圧化、鋼管の薄肉化に十分対応できるエアバッグシステム用鋼管を提供するには、鋼管が下記特性を有することが必要であることを見出した。

【 0 0 1 0 】

(a) 1000 MPa以上の引張強度、および
(b) シャルピー衝撃試験において、少なくとも - 40 で100 %延性破面、好ましくは - 60 で100 %延性破面、さらに好ましくは - 80 で100 %延性破面、を示すような靱性。

30

【 0 0 1 1 】

また、安全性の面から「耐バースト性」が良好であることも重要であり、この良好な耐バースト性とは - 40 での静水圧による内圧バースト試験において、脆性破壊が発生せず、また亀裂が鋼管全長にわたって進展しないことにより実証される。このような耐バースト性が - 80 での内圧バースト試験でも示されることがさらに望ましい。

【 0 0 1 2 】

本発明によれば、少なくとも1000 MPaの高強度と、シャルピー衝撃試験で少なくとも - 40 で100 %延性破面となることで実証される高靱性を兼ね備えると同時に、上記の良好な耐バースト性も備える鋼管が、特定の鋼組成を選択することにより実用可能となる。

40

【 0 0 1 3 】

本発明の1形態において、エアバッグシステム用(エアバッグシステムのアキュムレータの形成用)に適した鋼管は、質量%で、C : 0.05 ~ 0.20%、Mn : $0.20\% \text{以上}$ 、Si : 0.1 ~ 1.0 %、P : 0.025 %以下、S : 0.010 %以下、Cr : 0.05 ~ 1.0 %、Al : 0.10 %以下、ならびに下記式(1) および(2) を満足する Mn 若しくは Mn 及び Ti 、残部が鉄および不純物からなる鋼組成を有する(式中、元素記号は、その元素の質量%を意味する)。

【 0 0 1 4 】

Ti 0.02% (1)

50

0.4 Mn + 40 × Ti 1.2 (2)

この鋼管は、1000 MPa以上の引張強度を有し、 $\sqrt{Trs100}$ が - 40 以下である。

【0015】

上記鋼組成は、Mo : 0.05 ~ 0.50 %、Ni : 0.05 ~ 1.5 %、V : 0.01 ~ 0.2 %、および B : 0.0003 ~ 0.005 % のうち 1 種または 2 種以上をさらに含有していてもよい。

この鋼組成は、Cu : 0.05 ~ 0.5 % および Nb : 0.003 ~ 0.1 % のうち 1 種または 2 種をさらに含有していてもよい。

【0016】

この鋼組成は、Ca : 0.0003 ~ 0.01 %、Mg : 0.0003 ~ 0.01 %、および REM : 0.0003 ~ 0.01 % のうち 1 種または 2 種以上をさらに含有していてもよい。

本発明の別の形態によれば、エアバッグシステム用の鋼管の製造方法は、上記鋼組成を有する鋼から、製管とその後の冷間加工を含む方法により所定寸法の鋼管を成形し、その後、冷間加工された鋼管を Ac_1 変態点以上の温度に加熱を行ってから急冷し、次いで Ac_1 変態点以下の温度で焼戻しすることを含む。

【0017】

この方法の好適態様では、冷間加工された鋼管を Ac_3 点以上、より好ましくは 900 ~ 1000 の範囲の温度に加熱する。この加熱は、昇温速度が 10 / 秒以上の急速加熱、例えば高周波誘導加熱、により行うことが好ましい。その後の急冷は、少なくとも 850 ~ 500 の温度域を 20 / 秒以上の冷却速度で行うことが好ましい。それにより、急冷後の粒度が 11 以上 (番号が大きいほど 粒度は微細) と細粒である組織を持つ鋼管を製造することができる。そのような鋼管は、- 80 の内圧バースト試験においても著しい亀裂進展が見られないという極めて優れた耐バースト性を示す。

【0018】

上に列挙した特許公報のいずれにも、上記(1) および(2) 式を満たした本発明に従った鋼組成を有し、かつ 1000 MPa 以上の高強度および - 40 で 100 % 延性破面という高靱性の両特性を満足するものは開示されていない。これらの特許公報に開示されている代表的な鋼の引張強度を (Mn + 40 × Ti) の数値との関係として、図 2 に示す。

【発明を実施するための最良の形態】

【0019】

以下に、本発明をより詳しく説明する。本明細書において鋼組成を示す「%」は特にことわりがない限り、「質量%」である。

(A) 鋼の化学組成

本発明の 1 形態によれば、エアバッグシステム用鋼管は、前述した特定の鋼組成を有し、この鋼組成が下記の式(1) および(2) を満たす Ti および Mn 含有量を有する：

Ti 0.02% (1)

0.4 Mn + 40 × Ti 1.2 (2)

Ti の含有量は 0 % でもよい。

【0020】

本発明に係る特定の鋼組成における各種元素の含有量の範囲を上述のように限定した理由は次の通りである。

C : 0.05 ~ 0.20 %

炭素 (C) は、安価に鋼の強度を高めるのに有効な元素である。その含有量が 0.05 % 未満では所望の 1000 MPa 以上の引張強度が得難く、一方 0.20 % を超えると加工性および溶接性が低下する。C 含有量の好ましい範囲は 0.08 ~ 0.20 % で、より好ましい範囲は 0.12 ~ 0.17 % である。

【0021】

Si : 0.1 ~ 1.0 %

ケイ素 (Si) は、脱酸作用を有するほか、鋼の焼入れ性を高めて強度を向上させる元素

である。Siのこれらの作用を考慮して、0.1 %以上の含有量とする。しかし、その含有量が1.0 %を超えると靱性が低下する。Si含有量の好ましい範囲は 0.2~0.5 %である。

【 0 0 2 2 】

P : 0.025%以下

リン (P) は、粒界偏析に起因する靱性低下をもたらす。特に、その含有量が0.025 %を超えると、靱性の低下が著しくなる。Pの含有量は0.020 %以下とするのが好ましく、0.015 %以下であれば一層好ましい。

【 0 0 2 3 】

S : 0.010%以下

イオウ (S) は、特に鋼管T方向、つまり鋼管の円周方向の靱性を低下させてしまう。特に、その含有量が0.010 %を超えると鋼管T方向の靱性低下が著しくなる。Sの含有量は0.005 %以下とするのが好ましく、0.003 %以下であれば一層好ましい。

【 0 0 2 4 】

Cr : 0.05~1.0 %

クロム (Cr) は、鋼の強度と靱性を高めるのに有効な元素である。その含有量が0.05%未満では、1000 MPaの強度を得難い。しかし、その含有量が1.0 %を超えると溶接部靱性の低下を招く。Cr含有量の好ましい範囲は 0.2~0.8 %、より好ましい範囲は 0.4~0.7 %である。

【 0 0 2 5 】

Al : 0.10%以下

アルミニウム (Al) は、脱酸作用を有し、靱性および加工性を高めるのに有効な元素である。しかし、0.10%を超えてAlを含有させると、地疵の発生が著しくなる。Al含有量は不純物レベルであってもよいので、その下限は特に定めないが、0.005 %以上とすることが好ましい。Al含有量の好ましい範囲は 0.005~0.05%である。本発明にいうAl含有量とは、酸可溶Al (いわゆる「sol.Al」)の含有量を指す。

【 0 0 2 6 】

かかる特定鋼組成を前提に、エアバッグシステム用鋼管としての靱性を確保しつつ、1000 MPa以上の強度を得るには、MnおよびTi含有量を前記の式(1) および式(2) を満たすように調整する。

【 0 0 2 7 】

Ti : 0 ~ 0.02%

チタン (Ti) は、本発明の鋼組成に添加してもしなくてもよい。添加するときは、(1) 式を満たすように0.02%以下とする。下限は、特に規定されず、不純物レベルの場合も包含される。

【 0 0 2 8 】

Tiは、添加すれば脱酸作用を有する元素である。さらにNとの親和力が強く、高温でTi窒化物として安定に存在する。従って、熱間圧延時の結晶粒成長を抑制し靱性向上に寄与する。このようなTiの作用を得るには、Tiは0.003 %以上の含有量とすることが好ましい。しかし、Tiの含有量が0.02%を超えると、却って靱性が低下する。従って、Tiを添加する場合の含有量は 0.003~0.02%とするのがよい。

【 0 0 2 9 】

Mn : 1.2%以下

マンガン (Mn) は、脱酸作用があり、また、鋼の焼入れ性を高めて強度と靱性を向上させるのに有効な元素であるので、最大1.2 %含有させることができる。その含有量が0.20%未満では十分な強度と靱性が得られないことがあるので、Mn含有量は0.20%以上とすることが好ましい。一方、Mn含有量が1.0 %を超えるとMnSの粗大化が生じて、熱間圧延時に展伸し、靱性が低下する場合がある。従って、Mnの含有量は、好ましくは0.20~1.0 %、より好ましくは 0.4~0.8 %である。

【 0 0 3 0 】

TiとMnの含有量は上記(2) 式を満たすように調整する。(Mn + 40 × Ti) の値が0.4 %未

10

20

30

40

50

満または1.2 %超になると、所望の高強度および/または高靱性を得ることができなくなる。(Mn+40×Ti)の値は好ましくは0.6 %以上、1.0 %以下である。

【0031】

鋼の強度、耐バースト性、および/または溶接性をさらに改善したい場合には、上記の成分に加え、場合により、Mo、Ni、Cu、V、Nb、B、Ca、MgおよびREMの1種または2種以上を後述する範囲で本発明に係る鋼管の鋼組成に添加することができる。

【0032】

Mo、Ni、B、V:

モリブデン (Mo)、ニッケル (Ni)、ボロン (B) およびバナジウム (V) はいずれも焼入れ性を高める作用を有するので、任意成分としてこれらの1種または2種以上を添加してもよい。

10

【0033】

Moにはさらに、固溶強化、析出強化により強度を高める作用もある。これらのMoの作用は不純物レベルの含有量であっても得られるが、より顕著にその効果を得るには、Moは0.05%以上の含有量とすることが好ましい。しかし、Moの含有量が0.50%を超えると、溶接部が硬化して靱性が低下する。従って、添加する場合のMoの含有量は0.05~0.50%とするのがよく、より好ましくは0.1~0.35%である。

【0034】

Niには更に靱性を高める作用もある。これらのNiの作用は不純物レベルの含有量であっても得られるが、より顕著にその効果を得るには、Niは0.05%以上の含有量とすることが好ましい。しかし、Niは高価な元素であり、特にその含有量が1.5%を超えると、コスト上昇が著しくなる。従って、添加する場合のNiの含有量は0.05~1.5%とするのがよく、より好ましくは0.1~1.0%である。

20

【0035】

Bの焼入れ性向上作用は不純物レベルの含有量であっても得られるが、より顕著にその効果を得るには、Bは0.0003%以上の含有量とすることが好ましい。しかし、Bの含有量が0.005%を超えると靱性が低下する。従って、添加する場合のBの含有量は0.0003~0.005%とするのがよい。B含有量のより好ましい範囲は0.0003~0.002%である。

【0036】

Vにはさらに、析出強化により強度を高める作用もある。このようなVの作用は0.01%以上含有させると効果を発揮するが、0.2%を超えると靱性が低下する。従って、添加する場合のVの含有量は0.01~0.2%とするのがよい。V含有量のより好ましい範囲は0.03~0.10%である。

30

【0037】

Cu、Nb:

銅 (Cu) およびニオブ (Nb) はいずれも靱性を高める作用を有するので、これらの1種または2種を任意成分として含有させてもよい。

【0038】

Cuの靱性向上作用は不純物レベルの含有量であっても得られるが、より顕著にその効果を得るには、Cuの含有量は0.05%以上とすることが好ましく、より好ましくは0.1%とする。しかし、Cuは鋼の熱間加工性を低下させるので、Cuを含有させる場合にはNiも含有させて、熱間加工性を確保するのがよい。なお、Cuの含有量が0.5%を超えると、Niと複合添加させても良好な熱間加工性を確保できない場合がある。従って、添加する場合のCuの含有量は0.05~0.5%とするのがよい。

40

【0039】

Nbの靱性向上作用も不純物レベルの含有量であっても得られるが、より顕著にその効果を得るには、Nb含有量は0.003%以上とすることが好ましく、より好ましくは0.005%以上とする。しかし、Nbの含有量が0.1%を超えると、却って靱性が低下する。従って、添加する場合のNbの含有量は0.003~0.1%とするのがよい。より好ましいNb含有量の範囲は0.003~0.03%、さら一層好ましい範囲は0.005~0.02%である。

50

【 0 0 4 0 】

Ca、Mg、REM:

高強度エアバッグシステム用鋼管に、更に一層良好な耐バースト性を確保させたい場合には、更にカルシウム (Ca)、マグネシウム (Mg) および希土類金属元素 (REM) の 1 種または 2 種以上を任意成分として含有させてもよい。

【 0 0 4 1 】

これらの元素は、いずれも靱性の異方性を改善して鋼管の T 方向靱性を高め、これによって耐バースト性を一層高める作用を有する。この効果は不純物レベルの含有量であっても得られるが、より顕著にその効果を得るには、いずれの元素も 0.0003% 以上の含有量とすることが好ましい。しかし、いずれの元素も 0.01% を超えて含有させると、介在物がクラスター状になって地疵の問題が発生する。従って、これらの元素を添加する場合の含有量は、それぞれ 0.0003 ~ 0.01% とするのがよく、より好ましくは 0.0005 ~ 0.003 % である。

10

(B) 製管

本発明においてエアバッグシステム用鋼管を得るには、上記のように化学組成を調整した鋼を素材として、継目無鋼管または溶接管を製造する。信頼性の観点からは継目無鋼管が好ましい。継目無鋼管や溶接管の製管法は特に限定するものではない。

(C) 冷間加工

上記のようにして製造された継目無鋼管または溶接管は、鋼管に所定の寸法精度、表面性状を付与するように選択した条件下で冷間加工される。冷間加工は、所定の寸法精度と表面性状が得られさえすれば、その方法は問わない。有用な冷間加工の例としては、冷間抽伸および冷間圧延が挙げられる。冷間加工の加工度も特に規定しなくてよいが、加工度は減面率で 3 % 以上とするのが好ましい。冷間加工の加工力を低減する意味で、冷間加工前に中間の軟化熱処理を加えてもよい。

20

(D) 熱処理

上記(C)の冷間加工の後、鋼管には所要の引張強度を確保するとともに、T方向靱性を高めて耐バースト性をも確保するための熱処理が施される。鋼管に引張強度で 1000 MPa 以上の高強度と、耐バースト性とを具備させるためには、 Ac_1 変態点以上の温度に加熱してから急冷し、次いで、 Ac_1 変態点以下の温度で焼戻しを行う。

【 0 0 4 2 】

急冷前の加熱温度が Ac_1 変態点未満では、良好な T 方向靱性、従って良好な耐バースト性を確保させることができない。上記の加熱温度はオーステナイト域である Ac_3 変態点以上の温度とすることが好ましい。

30

【 0 0 4 3 】

高温長時間の加熱は鋼管表面に生成するスケールが多くなり、寸法精度と表面性状が低下して、耐バースト性が低下することにつながるため、上記加熱は、所定の加熱温度に急速加熱した後、短時間保持するものが好ましい。この急速加熱は 10 / 秒以上の昇温速度で行うことが好ましい。そのような急速加熱は、例えば、高周波誘導加熱や直接通電加熱により達成できるが、加熱手段は特に限定されるものではない。好ましい加熱手段は高周波誘導加熱である。

40

【 0 0 4 4 】

特に、このような短時間加熱の場合、好ましい加熱温度は 900 ~ 1000 の範囲内であり、最も好ましくは 900 ~ 960 の範囲内である。加熱温度が 900 より低いと、短時間加熱中に完全にオーステナイト化することができず、正常な組織が得られないことがある。加熱温度が 1000 を超えると、粒径が粗大化して、靱性が低下することがある。

【 0 0 4 5 】

Ac_1 変態点以上の温度に加熱する際の加熱雰囲気は、表面スケールの発生を抑制する観点からなるべく酸素ポテンシャルの低い環境であることが望ましく、還元性雰囲気であれば更に好ましい。

【 0 0 4 6 】

50

Ac₁ 変態点以上、好ましくはAc₃ 変態点以上、の温度に加熱した後の冷却は、所望の1000 MPa以上の引張強度を安定かつ確実に得るために、急冷（具体的には850～500 の温度域において平均で5 /秒以上の冷却速度）とする。好ましくは、この冷却速度は20 /秒以上とする。このような急冷は水焼入れ等により実現可能である。

【0047】

高周波誘導加熱により 900～1000 の温度に急速加熱した後、850～500 の温度域における冷却速度が20 /秒以上の急冷を行うことにより、粒の粗大化が防止され、焼入れ後の粒度（旧オーステナイト粒の粒度、JIS G0551 に記載されているBechet-Beaujard 法により測定される）が粒度番号11以上の細粒であることで特徴づけられる緻密な焼入れ組織を安定して実現することができる。そのような組織を持つ本発明の鋼管は、特に良好な靱性を示し、-80 での内圧バースト試験においても著しい亀裂進展のない優れた耐バースト性を示す。

10

【0048】

急冷されて常温近傍まで冷却された鋼管は、所望の1000 MPa以上の引張強度と耐バースト性を付与するためにAc₁ 変態点以下の温度で焼戻しする。この焼戻しでは粒度は変化しない。焼戻しの温度がAc₁ 変態点を超えると、上記特性を安定かつ確実に得ることが困難になる。この焼戻しは、450～700 の温度域に10分以上保持することにより行うことが好ましい。焼戻しの後、適宜ストレートナ等で曲がりを矯正してもよい。

【0049】

かくして、本発明によれば、引張強度が1000 MPa以上、シャルピー衝撃試験で-40 以上、好ましくは-60 以上、さらに好ましくは-80 以上、で100 %延性破面を示し、-40 、好ましくは-80 での内圧バースト試験において著しい亀裂進展を示さない、高靱性を備えたエアバッグシステム用鋼管が実現可能となる。従って、本発明により、アキュムレータ圧力の高圧化、鋼管の薄肉化に十分対応できる高強度エアバッグシステム用鋼管を提供することができる。

20

【実施例】

【0050】

以下、実施例により本発明の作用効果をさらに詳しく説明する。これらの実施例はいかなる意味でも、制限ではなく、例示であると考えべきものである。以下の実施例で使用した鋼のAc₁ 変態点は700～760 の範囲であり、Ac₃ 変態点は820～880 の範囲であった。

30

【0051】

（実施例1）

表1に示す化学成分を有する鋼ビレットを用い、1250 に加熱した後、通常のマンネスマンピアサ-マンドレルミル方式による穿孔と圧延により、外径70 mmで肉厚4.1 mmの公称寸法に熱間製管して、継目無鋼管を製造した。次いで、前記の継目無鋼管を冷間で抽伸加工して外径60.33 mmで肉厚3.35 mmに仕上げた。この鋼管を、次に通常のウォーキングビーム炉で920 に10分間加熱して（昇温速度は0.3 /秒）、水焼入れを行った後、通常のウォーキングビーム炉（雰囲気：大気）でAc₁ 変態点以下の温度で焼戻しを施した。このようにして、各鋼組成ごとに、焼戻し条件を変化させることによって引張強度を変化させた3種類ずつのエアバッグシステム用鋼管を製造した。水焼入れは850～500 の温度域での冷却速度が20 以上となるように行った。

40

【0052】

各鋼管から一定長さを切出し、それを室温で管の長さ方向に切断して展開した。展開した管からそのT方向から採取したJIS Z 2002に規定の幅が2.5 mmのVノッチシャルピー試験片を用いて、シャルピー衝撃試験を行った。同じくT方向から採取したJIS Z 2201に規定の11号試験片を用いて、JIS Z 2241に規定の金属材料引張試験方法に準じて引張試験を行った。このとき得られた延性破面率100 %を確保できる下限温度（以下、vTrs₁₀₀ とする）と、引張強度との関係を表2および図1に示す。

【0053】

50

また、各鋼管から切出した250 mm長さの鋼管を用いてバースト試験を行った。この250 mm長さの鋼管の両端を溶接して閉鎖し、 -40 の液体により加えた内圧を増大させて管をバーストさせた。耐バースト性は、バーストさせた管のどちらかの端部まで進展した亀裂の有無により評価した。その結果も表2に示す。

【0054】

表2および図1から分かる通り、Mn含有量が高く、 $(Mn+40Ti)$ の値が式(2)の範囲を越えた鋼では、強度を1000 MPa以上にしようとする、 $vTrs_{100}$ が -40 より高くなる。そのため、鋼Aの鋼管a、b、cでは -40 で静水圧によるバースト試験において脆性亀裂が進展し、エアバッグシステム用鋼管として不相当であった。鋼Bの鋼管d、e、fでは、 $vTrs_{100}$ -40 を満たそうとすれば、強度を1000 MPa以上にすることができなかつた。一方、Mnを低減して $(Mn+40Ti)$ の値が式(2)の範囲を下側にはずれた鋼Eでは、均一な焼入れ組織が得られず、焼戻し温度を調整しても1000 MPa以上の強度が得られないばかりか、鋼Bの鋼管d、e、fの強度レベルにも達しなかつた。

10

【0055】

引張強度の上昇に伴って $vTrs_{100}$ が上昇する傾向が見られた。鋼種Aでは、引張強度1000 MPaを越えたが、 $vTrs_{100}$ は -40 を大きく越えた。しかし、鋼組成が特定鋼組成の範囲内であって、前述の式(1)および(2)を満足する鋼種CおよびDの鋼管g~lにおいては、引張強度1000 MPa以上の領域で、 $vTrs_{100}$ が -40 を満足した。

【0056】

(実施例2)

表3に示す化学組成を有する鋼ビレットを用い、1250 に加熱した後、通常のマンネスマンピアサ-マンドレルミル方式による穿孔と熱間圧延によって、外径70 mm、肉厚4.1 mmに仕上げた継目無鋼管を得た。この鋼管を通常の方法で冷間抽伸加工(冷間引抜き加工)して、外径60.33 mm、肉厚3.35 mmに仕上げた。

20

【0057】

表3における鋼1~22は、成分が本発明で規定する条件を満たす鋼で、鋼23~27は、成分のいずれかが本発明で規定する条件から外れた鋼である。

冷間抽伸加工により仕上げた鋼管を、実施例1と同様に、通常のウォーキングビーム炉で920 に加熱し、その温度に10分間保持した後、水焼入れを行い、その後、通常のウォーキングビーム炉で焼戻しのため Ac_1 点以下の温度で30分の加熱を行った。

30

【0058】

熱処理した各鋼管について引張試験、シャルピー衝撃試験及びバースト試験の各試験を行った。

シャルピー衝撃試験は、実施例1と同様にして、室温で展開した鋼管の周方向(T方向)から採取したJIS Z 2202に規定の幅が2.5 mmのVノッチシャルピー試験片を用いて行い、 $vTrs_{100}$ によって靱性を評価した。

【0059】

引張試験は、シャルピー試験片と同様に採取したJIS Z 2201に規定の11号試験片を用いて、JIS Z 2241に規定の金属材料引張試験方法に準じて行った。

内圧バースト試験では、各鋼管から250 mm長さの鋼管を5本ずつ切り出し、各250 mm長さの鋼管の両端を溶接して閉鎖し、液体によって内圧をかけて -40 でバーストさせた時の亀裂の進展度合いを観察した。5本の試験において、どちらかの端部まで亀裂が進展した鋼管の本数で耐バースト性を評価した。

40

上記各試験の結果を表4に示す。

【0060】

(実施例3)

熱処理条件を変更した以外は、実施例2と同様にして、表3に示す組成を有する継目無鋼管を製造した。

【0061】

本実施例では、実施例2に記載したようにして穿孔、熱間圧延および冷間中心加工を行

50

って仕上げた鋼管を、高周波誘導加熱装置を用いて約20 /秒の加熱速度で920 まで加熱した。管の温度が920 に達した後、高周波誘導加熱を5秒間保持した。その後、実施例2と同様に水焼入れし、次いで通常のウォーキングビーム炉で焼戻しのための30分の加熱を行った。

【0062】

各鋼管について、鋼の 粒度をJIS G0551 Bechet-Beaujard 法により調べた。また、引張強度と $vTrs$ は実施例2と同様に測定した。内圧バースト試験は、実施例1と同様の方法で、但し-40 ではなく、-80 の温度で実施し、バーストさせた鋼管におけるどちらかの端部まで進展した亀裂の有無により評価した。これらの結果も表4に併せて示す。

【0063】

表4から、本発明に従った鋼組成を有する鋼No. 1~22では、実施例2のように炉加熱によって焼入れを行った場合でも、引張強度が1000 MPa以上で、T方向のシャルピー試験における $vTrs_{100}$ は-40 以下で、-40 のバースト試験においても端部まで亀裂が進展することはなかった。また、実施例3のように高周波誘導加熱による急速加熱と短時間保持により焼入れを行うと、焼入れ組織は 粒度が11.0以上の細粒となり、一般に引張強度がさらに向上し、 $vTrs$ が-90 以下となることで示されるように、靱性もさらに向上した。その結果、-80 でのバースト試験において亀裂進展が見られなくなった。

【0064】

鋼組成がMo、Ni、V、Bを含む場合は、そうでない場合に比べて、焼入れ性が良好なため、均質な焼入れ焼戻し組織が得やすく、強度と靱性バランスが優れているため靱性の低下なしに強度をさらに高くすることが出来た。

【0065】

鋼組成がCu、Nb、Ca、Mg、REM を含む場合は、そうでない場合に比べて、 $vTrs_{100}$ がより低温であり、さらに靱性が良好となった。

鋼番号23は、Mn含有量が本発明の範囲より高く、式(2)を満足せず、靱性が低下したため、実施例2の炉加熱焼入れでの $vTrs_{100}$ が-35 であり耐バースト性も低下した。

【0066】

鋼番号24は、 $(Mn+40Ti)$ の値が式(2)を上限側ではずれており、靱性が低下したため、実施例2の炉加熱焼入れでの $vTrs$ が-20 であり、耐バースト性も低下した。

鋼番号25は $(Mn+40Ti)$ の値が式(2)を下限側ではずれており、焼戻し温度の調整によっても引張強度1000 MPaを得ることが出来なかった。

【0067】

鋼番号26は、Cr含有量が本発明の範囲より高く、溶接部靱性が低下したため、実施例2の炉加熱焼入れでの $vTrs$ が-20 であり、耐バースト性が低下した。

試験番号27では、Cr含有量が本発明の範囲より低く、焼入れ性が低下したため、不均一な組織になってしまい、焼戻し温度の調整によっても1000 MPaを得ることができず、また耐バースト性も満足しなかった。

【0068】

以上の比較例の鋼では、実施例3のように高周波誘導加熱により焼入れを行っても、 $vTrs$ が-80 以下とはならず、-80 でのバースト試験では亀裂進展が見られた。

図2には、本発明と従来技術とを比較するため、本発明での実施例および前述の特許文献に示す公開公報の中で特定鋼組成の範囲を満足した実施例における式(2)における $(Mn+40Ti)$ の値と引張強度との関係を示した。図2から分かるように、式(2)を満足することにより強度1000 MPa超級まで高めることができる。

【0069】

以上に本発明を好適態様について説明したが、それらは単に例示に過ぎず、本発明を制限するものではない。本発明の範囲から逸脱せずに以上に説明した態様について各種の変更をなすことができることは当業者には当然理解されよう。

【0070】

10

20

30

40

【表 1】

| 鋼種 | 鋼 組 成 (質量%) | | | | | | | | | | | | Mn+40Ti |
|----|-------------|------|------|-------|-------|------|------|------|------|-------|-------|---------|---------|
| | C | Si | Mn | P | S | Cr | Mo | Cu | Ni | Nb | Ti | sol. Al | |
| A | 0.11 | 0.30 | 1.62 | 0.015 | 0.002 | 0.82 | — | — | — | — | 0.042 | 0.031 | 3.3* |
| B | 0.13 | 0.31 | 1.42 | 0.013 | 0.002 | 0.61 | 0.31 | 0.31 | 0.25 | 0.021 | 0.031 | 0.031 | 2.66* |
| C | 0.16 | 0.31 | 0.74 | 0.015 | 0.002 | 0.61 | 0.31 | 0.30 | 0.24 | 0.021 | 0.011 | 0.031 | 1.18 |
| D | 0.15 | 0.30 | 0.50 | 0.014 | 0.002 | 0.61 | 0.31 | 0.31 | 0.25 | 0.021 | 0.007 | 0.032 | 0.78 |
| E | 0.11 | 0.30 | 0.18 | 0.012 | 0.002 | 0.62 | — | — | 0.07 | 0.008 | 0.005 | 0.031 | 0.38* |

*本発明の範囲外

10

【 0 0 7 1 】

【表 2】

| 鋼種 | 鋼管 No. | TS (MPa) | vTrs100 (°C) | -40°Cバースト試験での脆性亀裂進展 |
|----|--------|----------|--------------|---------------------|
| A | a | 1085 | -15 | 有り |
| | b | 1054 | -20 | 有り |
| | c | 1005 | -35 | 有り |
| B | d | 930 | -40 | 無し |
| | e | 862 | -55 | 無し |
| | f | 775 | -60 | 無し |
| C | g | 1075 | -40 | 無し |
| | h | 1035 | -55 | 無し |
| | i | 1007 | -65 | 無し |
| D | j | 1102 | -80 | 無し |
| | k | 1054 | -100 | 無し |
| | l | 1008 | -110 | 無し |
| E | m | 800 | -65 | 無し |
| | n | 762 | -75 | 無し |
| | o | 684 | -80 | 無し |

20

30

40

【 0 0 7 2 】

【 表 3 】

| 鋼 No. | 鋼 組 成 (質量%) | | | | | | | | | | | | | | | | Mn+40Ti |
|-------|-------------|------|------|-------|-------|-------|-------|-------|------|------|------|--------|------|-------|--------|--------|---------|
| | C | Si | Mn | P | S | Cr | Ti | Al | Mo | Ni | V | B | Cu | Nb | Ca | Mg | |
| 1 | 0.15 | 0.31 | 0.81 | 0.008 | 0.001 | 0.60 | 0.008 | 0.035 | - | - | - | - | - | - | - | - | 1.13 |
| 2 | 0.15 | 0.30 | 0.55 | 0.015 | 0.002 | 0.56 | 0.001 | 0.035 | 0.29 | - | - | - | - | - | - | - | 0.59 |
| 3 | 0.14 | 0.31 | 0.45 | 0.015 | 0.002 | 0.52 | 0.002 | 0.029 | - | 0.22 | - | - | - | - | - | - | 0.53 |
| 4 | 0.16 | 0.29 | 0.53 | 0.011 | 0.003 | 0.64 | 0.009 | 0.032 | - | - | 0.05 | - | - | - | - | - | 0.89 |
| 5 | 0.16 | 0.34 | 0.41 | 0.012 | 0.003 | 0.61 | 0.011 | 0.033 | - | - | - | 0.0011 | - | - | - | - | 0.85 |
| 6 | 0.09 | 0.31 | 0.47 | 0.009 | 0.002 | 0.60 | 0.013 | 0.033 | 0.32 | 0.25 | - | - | - | - | - | - | 0.99 |
| 7 | 0.12 | 0.35 | 0.44 | 0.011 | 0.004 | 0.12 | 0.012 | 0.028 | 0.31 | 0.24 | 0.03 | - | - | - | - | - | 0.92 |
| 8 | 0.15 | 0.32 | 0.45 | 0.008 | 0.003 | 0.56 | 0.011 | 0.033 | 0.17 | - | - | 0.0021 | - | - | - | - | 0.89 |
| 9 | 0.16 | 0.35 | 0.45 | 0.009 | 0.003 | 0.58 | 0.013 | 0.025 | - | - | - | - | 0.33 | - | - | - | 0.97 |
| 10 | 0.13 | 0.27 | 0.43 | 0.012 | 0.003 | 0.55 | 0.011 | 0.022 | - | - | - | - | - | 0.018 | - | - | 0.87 |
| 11 | 0.14 | 0.33 | 0.51 | 0.012 | 0.003 | 0.21 | 0.009 | 0.035 | 0.33 | - | - | - | 0.31 | - | - | - | 0.87 |
| 12 | 0.15 | 0.30 | 0.50 | 0.008 | 0.001 | 0.60 | 0.011 | 0.035 | 0.32 | 0.24 | - | - | 0.32 | 0.025 | - | - | 0.94 |
| 13 | 0.15 | 0.30 | 0.51 | 0.015 | 0.002 | 0.62 | 0.008 | 0.029 | - | - | - | - | - | - | 0.0023 | - | 0.83 |
| 14 | 0.14 | 0.32 | 0.44 | 0.013 | 0.002 | 0.66 | 0.009 | 0.032 | - | - | - | - | - | - | - | 0.0008 | 0.80 |
| 15 | 0.16 | 0.29 | 0.55 | 0.012 | 0.003 | 0.64 | 0.011 | 0.033 | - | - | - | - | - | - | - | - | 0.99 |
| 16 | 0.14 | 0.33 | 0.49 | 0.011 | 0.003 | 0.33 | 0.011 | 0.022 | - | - | - | - | - | - | 0.0015 | 0.0012 | 0.93 |
| 17 | 0.16 | 0.34 | 0.52 | 0.012 | 0.003 | 0.59 | 0.013 | 0.033 | 0.31 | - | - | - | - | - | 0.0021 | - | 1.04 |
| 18 | 0.09 | 0.36 | 0.47 | 0.009 | 0.002 | 0.60 | 0.012 | 0.028 | 0.15 | - | 0.05 | 0.0022 | - | - | - | - | 0.95 |
| 19 | 0.16 | 0.36 | 0.51 | 0.011 | 0.004 | 0.60 | 0.011 | 0.033 | 0.29 | - | - | - | 0.23 | 0.010 | 0.0022 | - | 0.95 |
| 20 | 0.15 | 0.32 | 0.45 | 0.008 | 0.003 | 0.56 | 0.013 | 0.025 | - | - | - | - | 0.25 | 0.021 | 0.0021 | 0.0011 | 0.97 |
| 21 | 0.16 | 0.33 | 0.43 | 0.009 | 0.003 | 0.58 | 0.011 | 0.022 | 0.30 | 0.25 | - | - | 0.30 | 0.022 | 0.0023 | - | 0.87 |
| 22 | 0.14 | 0.34 | 0.45 | 0.015 | 0.003 | 0.63 | 0.013 | 0.025 | 0.30 | 0.31 | 0.04 | - | 0.18 | 0.008 | 0.0012 | 0.0008 | 0.97 |
| 23 | 0.15 | 0.31 | 1.51 | 0.008 | 0.001 | 0.60 | 0.009 | 0.035 | - | - | - | - | 0.31 | 0.019 | - | - | 1.87* |
| 24 | 0.16 | 0.30 | 0.62 | 0.015 | 0.002 | 0.56 | 0.019 | 0.035 | 0.29 | - | - | - | - | - | - | - | 1.38* |
| 25 | 0.12 | 0.31 | 0.23 | 0.008 | 0.001 | 0.56 | 0.004 | 0.035 | - | - | - | - | - | - | - | - | 0.39* |
| 26 | 0.15 | 0.30 | 0.70 | 0.015 | 0.002 | 1.54* | 0.011 | 0.035 | - | - | 0.02 | - | - | - | - | - | 1.14 |
| 27 | 0.15 | 0.30 | 0.65 | 0.015 | 0.002 | -* | 0.011 | 0.035 | 0.29 | - | - | - | - | 0.021 | - | - | 1.09 |

*本発明の範囲外

【 0 0 7 3 】

10

20

30

40

【表 4】

| 鋼 No. | 実施例 2 : 炉加熱焼入れ (920℃×10分) | | | 実施例 3 : 高周波誘導加熱焼入れ (920℃×5秒) | | | | 備 考 |
|----------|------------------------------|----------------|-------------------------------|---------------------------------|--------------|----------------|-------------------------------|-------------|
| | T S (MPa) | vTrs100 (℃) | -40℃での バース性能 ¹⁾ | γ 粒度 | T S (MPa) | vTrs100 (℃) | -80℃での バース性能 ²⁾ | |
| 1 | 1011 | -40 | 0 | 11.0 | 1023 | -90 | 無し | 発 明 例 |
| 2 | 1011 | -40 | 0 | 12.0 | 1050 | -100 | 無し | |
| 3 | 1005 | -40 | 0 | 11.5 | 1021 | -100 | 無し | |
| 4 | 1012 | -40 | 0 | 12.0 | 1025 | -100 | 無し | |
| 5 | 1008 | -45 | 0 | 12.0 | 1026 | -100 | 無し | |
| 6 | 1025 | -65 | 0 | 11.5 | 1035 | -110 | 無し | |
| 7 | 1033 | -65 | 0 | 12.0 | 1045 | -110 | 無し | |
| 8 | 1015 | -45 | 0 | 12.0 | 1021 | -100 | 無し | |
| 9 | 1022 | -50 | 0 | 11.5 | 1037 | -90 | 無し | |
| 10 | 1015 | -70 | 0 | 12.0 | 1023 | -100 | 無し | |
| 11 | 1053 | -70 | 0 | 11.5 | 1017 | -110 | 無し | |
| 12 | 1073 | -80 | 0 | 12.5 | 1112 | -120 | 無し | |
| 13 | 1015 | -50 | 0 | 11.0 | 1010 | -100 | 無し | |
| 14 | 1013 | -45 | 0 | 11.0 | 1012 | -90 | 無し | |
| 15 | 1011 | -45 | 0 | 11.0 | 1019 | -90 | 無し | |
| 16 | 1021 | -50 | 0 | 11.5 | 1030 | -90 | 無し | |
| 17 | 1053 | -50 | 0 | 11.5 | 1070 | -90 | 無し | |
| 18 | 1056 | -70 | 0 | 11.5 | 1086 | -90 | 無し | |
| 19 | 1071 | -100 | 0 | 12.0 | 1120 | -120 | 無し | |
| 20 | 1087 | -80 | 0 | 12.5 | 1134 | -110 | 無し | |
| 21 | 1131 | -80 | 0 | 12.5 | 1162 | -90 | 無し | |
| 22 | 1150 | -80 | 0 | 12.5 | 1170 | -90 | 無し | |
| 23 | 1023 | -15 | 4 | | | | | 比 較 例 |
| 24 | 1008 | -20 | 3 | | | | | |
| 25 | 840 | -40 | 0 | | | | | |
| 26 | 1005 | -20 | 3 | | | | | |
| 27 | 765 | -35 | 1 | | | | | |

¹⁾ 試験した 5 本の鋼管のうち、いずれかの端部まで亀裂が進展した鋼管の本数、

²⁾ 試験した鋼管のいずれかの端部までの亀裂進展の有無。

【図面の簡単な説明】

【 0 0 7 4 】

【図 1】鋼管の周方向の引張強度とvTrs₁₀₀ との関係を示すグラフ。

【図 2】図 2 は、本発明および上記特許公報の実施例に開示された鋼の (Mn + 40 × Ti) の数値と鋼管の周方向の引張強度との関係を示すグラフ。

10

20

30

40

【 図 1 】

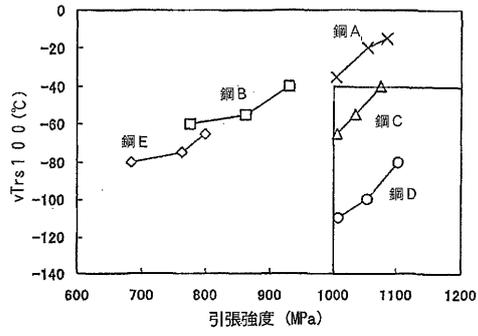


Fig. 1

【 図 2 】

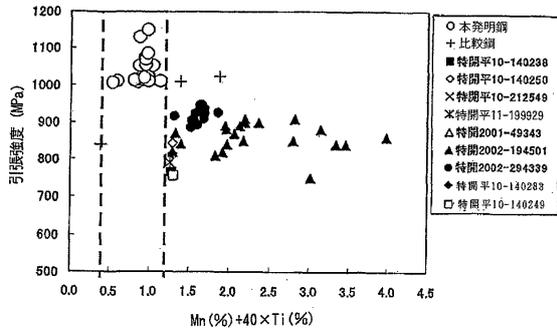


Fig. 2

フロントページの続き

(56)参考文献 米国特許出願公開第2002/0033591 (US, A1)

(58)調査した分野(Int.Cl., DB名)

C22C 38/00-38/60

C21D 8/00- 8/10