

[19]中华人民共和国专利局

[51]Int.Cl<sup>6</sup>



# [12] 发明专利申请公开说明书

C21D 8/02  
C21D 8/10 C22C 38/16  
C22C 38/20 C22C 38/12

[21] 申请号 95196660.X

[43]公开日 1997年12月24日

[11] 公开号 CN 1168700A

[22]申请日 95.12.1

[30]优先权

[32]94.12.6 [33]US[31]08/349,857

[86]国际申请 PCT/US95/15724 95.12.1

[87]国际公布 WO96/17964 英 96.6.13

[85]进入国家阶段日期 97.6.6

[71]申请人 埃克森研究工程公司

地址 美国新泽西

[72]发明人 J·库 M·J·卢顿

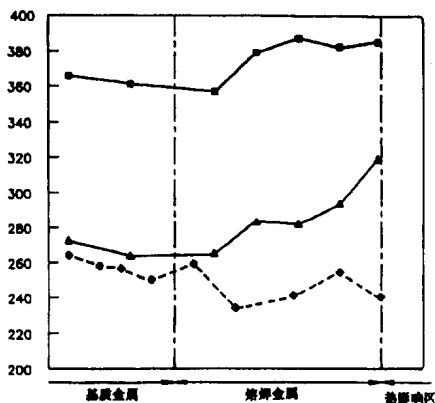
[74]专利代理机构 中国国际贸易促进委员会专利商标  
事务所  
代理人 王杰

权利要求书 3 页 说明书 13 页 附图页数 6 页

[54]发明名称 具有优良韧性和焊接性的超高强度二次硬化钢

[57]摘要

按照下列方法制造高强度钢，对钢组合物进行第一次轧制，再加热到 1100℃ 以上，在奥氏体重结晶温度以上，在低于奥氏体重结晶温度时对其二次轧制，再将其从高于 Ar<sub>3</sub> 的温度水冷到 400℃ 以下，然后在低于 Ac<sub>1</sub> 转变点时使之回火。



# 权 利 要 求 书

---

1.生产屈服强度至少约 120ksi 的高强度低合金钢的方法，其中包括：

( a ) 将钢坯加热到足以基本上溶解全部钒的碳氮化物和铌的碳氮化物的温度，

( b ) 在奥氏体重结晶的第一温度范围内，以一或多个道次压缩此坯以便形成板，

( c ) 在低于奥氏体重结晶温度而高于 Ar3 转变温度的第二温度范围内，以一或多个道次进一步压缩此板，

( d ) 将此进一步压缩的板从高于 Ar3 的温度水冷到  $\leq 400\text{ }^{\circ}\text{C}$  的温度，

其中该钢含总浓度  $\geq 0.1\%$  (重量) 的铌和钒。

2.权利要求 1 的方法，其中步骤 ( a ) 的温度为约  $1100 - 1250\text{ }^{\circ}\text{C}$ 。

3.权利要求 1 的方法，其中步骤 ( b ) 的压缩比为约  $30 - 70\%$ ，而步骤 ( c ) 的压缩比为约  $40 - 70\%$ 。

4.权利要求 1 的方法，其中该水冷的板在不高于 Acl 转变点的温度下，以足以使  $\epsilon - \text{Cu}$  和 V、Nb 和 Mo 的碳化物或碳氮化物析出的时间回火。

5.权利要求 4 的方法，其中该回火步骤在  $400 - 700\text{ }^{\circ}\text{C}$  的温度范围内进行。

6.权利要求 1 的方法，其中该水冷步骤以至少约  $20\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{秒}$  的速度进行。

7.权利要求 1 的方法，其中将该板制成干线管并扩张约至  $1 - 3\%$ 。

8.权利要求 1 的方法，其中该钢的化学成分 (重量%) 为：

C:0.03-0.12%

Si:0.01-0.50%

Mn:0.40-2.0%

Cu:0.50-2.0%

Ni:0.50-2.0%

Nb:0.03-0.12%

V:0.03-0.15%

Mo:0.20-0.80%

Ti:0.005-0.03%

Al:0.01-0.05%

$P_{cm} \leq 0.35$

和余量的 Fe。

9.权利要求 8 的方法，其中该钢含 0.3-1.0 % 的 Cr。

10.权利要求 8 的方法，其中 V 和 Nb 浓度各  $\geq 0.04\%$ 。

11. 其屈服强度至少约为 120ksi、主要包含马氏体/贝氏体相的高强度低合金钢，在所述的相中含有  $\epsilon$ -Cu 和 V、Nb 和 Mo 的碳化物、氮化物或碳氮化物的析出物，而且在该钢中 V + Nb 的浓度  $\geq 0.1\%$  (重量)。

12.权利要求 11 的钢，其中呈厚度至少约 10mm 的板状。

13.权利要求 11 的钢，其中附加量的 V 和 Nb 处于固溶态。

14.权利要求 13 的钢，其中 V 和 Nb 的浓度各  $\geq 0.4\%$  (重量)。

15.权利要求 11 的钢，其中化学成份 (% 重量) 为：

0.03-0.12% 的 C

0.01-0.50% 的 Si

0.40-2.0 % 的 Mn

0.50-2.0% 的 Cu

0.50-2.0% 的 Ni

0.03-0.12% 的 Nb

0.03-0.15% 的 V

0.20-0.80 % 的 Mo

0.005-0.03 % 的 Ti

0.01-0.05% 的 Al

$P_{cm} \leq 0.35$ ，及

余量的 Fe。

16.权利要求 15 的钢，它含 0.3-1.0%的 Cr。

17.权利要求 14 的钢，其中焊后的 HAZ 强度至少为基体金属强度的 95 %。

18.权利要求 14 的钢，其中焊后的 HAZ 强度至少为基体金属强度的 98 %。

# 说 明 书

## 具有优良韧性和焊接性的超高强度二次硬化钢

本发明涉及具有优越的焊接性、热影响区 ( HAZ ) 强度和和低温韧性的超高强度干线管用钢板。更准确地是, 本发明涉及具有二次硬化的高强度低合金干线管用钢, 其中的 HAZ 强度基本上与该管线其余部分的强度相同, 并且涉及制造用作该干线管生产原料的板材的方法。

近年来, 市售的干线管的最高屈服强度为约 80ksi。虽然一直实验性地生产着更高强度的钢, 比如最高达 100ksi 的钢, 但在此钢可安全地用作干线管之前, 尚有一些问题留待解决。这类问题中的一个是用硼作该钢的组分。尽管硼可增强材料的强度, 但含硼的钢难以处理, 从而导致产品的不一致性及增加了对应力腐蚀裂纹的敏感性。

另一与高强度钢即, 屈服强度大于约 80ksi 的钢相关的问题是 HAZ 在焊后变软。该 HAZ 在焊接引起的热周期期间经受了局部的相变或退火, 结果导致了该 HAZ 与基体金属相比表现出明显的、高达约 15% 或更多的软化。

因此, 本发明的目的在于生产一种低合金超高强度的用于干线管的钢, 它具有至少 10mm, 较好是 15mm, 更好是 20mm 的厚度、具有至少约 120ksi 的屈服强度和至少约 130ksi 的抗拉强度而同时保持一致的产品质量、基本上消除了或是至少减少了在焊接引起的热周期期间 HAZ 中的强度损失并且具有足够的室温和低温韧性。

本发明的另一目的在于向生产者提供一种对各种回火参数, 如时间和温度都有独特的二次硬化敏感性的钢。

按照本发明, 达到了钢的化学成份和加工技术间的平衡, 从而得以制成具有  $\geq 100\text{ksi}$ , 较好是  $\geq 110\text{ksi}$ , 而更好是  $\geq 120\text{ksi}$  的规定的最小屈服强度 ( SMYS ) 的钢, 用此钢可制造干线管, 而且该钢在焊后使 HAZ 的强度保持在与该干线管的其余部位大致相同的水平上。还有, 这种超高强度低合金钢不含硼, 即硼含量小于 5ppm, 更好是小于 1ppm, 而

最好是根本不加硼，而且该线管产品质量保持恒定，并对应力腐蚀裂纹不过份地敏感。

该较佳的钢产品具有基本上均匀的，主要由细晶粒回火马氏体和贝氏体组成的显微组织，该钢可因  $\epsilon$ -铜和钒、铌和钼的碳化物或氮化物或碳氮化物的析出而被二次硬化。这些析出物尤其是 V 通过防止在被加热至不超过 Acl 转变点的温度的区域中出现消除位错，或通过在被加热至高于 Acl 转变点的温度的区域中的沉淀硬化，或通过二者而将 HAZ 软化减为最小。

本发明的钢板是通过常用方法生产，具有以下化学成份的钢坯制成的（%（重量））：

0.03-0.12%，较好是 0.05-0.09 % 的 C

0.10-0.50% 的 Si

0.40-2.0% 的 Mn

0.50-2.0% 的 Cu，较好是 0.6-1.5% 的 Cu，

0.50-2.0% 的 Ni

0.03-0.12%，更好是 0.04 - 0.08% 的 Nb

0.03-0.15%，更好是 0.04-0.08% 的 V

0.20-0.80%，更好是 0.3-0.6% 的 Mo

对含 H 的环境而言最好是 0.30-1.0 % 的 Cr

0.005-0.03% 的 Ti

0.01-0.05% 的 Al

$P_{cm} \leq 0.35$

V 和 Nb 之和  $\geq 0.1$  %，

余量的 Fe 及伴随而来的杂质。

另外，将公知的杂质 N、P 和 S 减至最少，即使如后文所述，为提供抑制晶粒生长的氮化钛颗粒需要氮时也是如此。较好地是，N 浓度为约 0.001-0.01%，S 不大于 0.01%，P 不大于 0.01%。在此化学成份中，该钢是无 B 的，即没有被加入的 B，而且 B 的浓度  $< 5\text{ppm}$ ，更可取的是  $\leq 1\text{ppm}$ 。

图 1 是该钢板的抗拉强度（ksi 纵轴）与回火温度（横轴， $^{\circ}\text{C}$ ）间

的关系曲线。该图还图解地揭示了与  $\epsilon$ -铜和 Mo、V 和 Nb 的碳化物和碳氮化物析出相关的硬化/强化的附加效果。

图 2 是揭示作为合金 A2 的淬火板的粒状贝氏体显微组织的明场透射电子显微镜的显微照片。

图 3 是揭示作为合金 A1 的淬火板的板状马氏体显微组织的明场透射电子显微镜的显微照片。

图 4 是得自经过淬火，和于 600 °C 回火 30 分钟的合金 A2 的明场透射电子显微镜的显微照片。该淬火位错在回火后基本上被保持，这标志着该显微组织的明显的稳定性。

图 5 是得自淬过火和于 600 °C 回火 30 分钟的合金 A1 的高效大倍数的析出物的暗场透射电子显微镜的显微照片，它揭示了复杂的混合析出。最粗的球状颗粒被鉴定为  $\epsilon$ -铜，而较细的颗粒是 (V、Nb)(C、N) 型的析出物。细针是 (Mo、V、Nb)(C、N) 型的析出物，而且这些针状物装饰和止住了一些位错。

图 6 是该钢在 3 千焦耳/mm 热输入时的显微硬度 (纵轴，维氏硬度 VHN 值) 与焊点、热影响区 (HAZ) 范围 (横轴) 的关系曲线。方块线为 A1，三角线为 A2。为了对比，还绘制了低强度市售干线管用钢、X100 的典型的显微硬度数据 (虚线)。

该钢坯是这样加工的：将钢坯加热到足以溶解大致是全部，更好是全部的钒的碳氮化物和铌的碳氮化物，优选是范围为 1100 - 1250 的温度；首先以一个或几个道次将该坯热轧至 30 - 70 % 的压缩比，以形成板，其温度规范是使奥氏体重结晶的温度；以一或多个道次二次热轧至 40 - 70 % 的压缩比，其温度规范为比第一次的温度略低，而且在此温度下奥氏体不重结晶，并且该温度高于 Ar3 转变点；通过至少为 20 °C/秒，更好是约 30 °C/秒的速度水淬使该轧制板从不低于 Ar3 转变点的温度急冷到不高于 400 °C 的温度而硬化；然后以不高于 Ac1 转变点的温度，以足以析出  $\epsilon$ -铜以及 V、Nb 和 Mo 的碳化物或氮化物或碳氮化物中的至少一种或多种的时间使此硬化了的轧制板回火。

超高强度钢必然要有多种性能，而且这些性质是通过元素和热加工方法的组合而产生的，比如，稍许改变该钢的化学成份则会导致产品特

性的很大改变。各种合金元素的作用及本发明对其浓度的较佳的限制说明于下:

碳在所有的钢和焊点中都提供基体的强度,而且无论是什么样的显微组织均是如此,而且它还主要通过形成小的  $\text{Nb}(\text{C}、\text{N})/\text{V}(\text{C}、\text{N})$  和  $\text{Mo}_2\text{C}$  颗粒或析出物,如果它们足够细小而且数量足够多,来提供沉淀强化。此外,在热轧过程中,  $\text{Nb}(\text{C}、\text{N})$  的析出还起着阻碍重结晶和抑制晶粒生长的作用,从而提供了使奥氏体晶粒细化的手段并导致强度和低温韧性的改善。碳还有助于淬透性,即通过使钢冷却而形成更硬、更强的显微组织的能力。若碳含量小于 0.03%,则将得不到这些强化效果。若碳含量大于 0.12%,则该钢将对现场焊接冷裂敏感,而且该钢板及其焊点 HAZ 中的韧性下降。

锰在钢和焊点中是基体强化剂,而且它对淬透性还有很强的影响。为达到必需的高强度,需要最少量为 0.4% 的 Mn。像 C 一样,它对板材和焊点的韧性有害,而且还引起现场焊接冷裂,因此 Mn 的上限为 2.0%。为防止连铸干线管用钢的严重的中心线偏析,该限度也是必要的,该偏析是引起氢致破裂 (HIC) 的一个因素。

出于脱氧的目的总是要加硅的,而且在这种作用方面,需要至少 0.1% 的 Si。它还有强的铁素体固溶强化作用。大量的 Si 对 HAZ 韧性产生不利影响,当 Si 的量大于 0.5% 时,HAZ 韧性被降低到不能接受的程度。

为促使该钢经过轧制的显微组织的晶粒细化而加 Nb,这改善了强度和韧性。在热轧过程中析出钒的碳氮化物起到了阻碍重结晶和抑制晶粒生长的作用,从而提供了使奥氏体晶粒细化的手段。它还通过形成  $\text{Nb}(\text{C}、\text{N})$  析出物而对回火提供了附加强化。但过多的 Nb 对焊接性和 HAZ 韧性是有害的,所以将其最大值定为 0.12%。

当少量加钛时,它对形成细的  $\text{TiN}$  颗粒是有用的,该颗粒对轧制组织中的晶粒度细化有很大贡献,并起到该钢 HAZ 中的晶粒粗化抑制剂的作用。这样便提高了韧性。加钛时的量要使得  $\text{Ti}/\text{N}$  为 3.4,以致使得游离氮与 Ti 结合而形成  $\text{TiN}$  颗粒。 $\text{Ti}/\text{N}$  为 3.4 还保证了在钢坯连铸时形成分散得很细的  $\text{TiN}$  颗粒。这些细颗粒在后续的重加热及热轧时起着抑制

奥氏体晶粒生长的作用。过量的 Ti 对该钢和焊点的韧性有害，因为形成了较粗的 Ti(C,N) 颗粒。小于 0.005 % 的 Ti 含量不能形成足够细的晶粒尺寸，而大于 0.03 % 的 Ti 则引起韧性的恶化。

加铜为的是在轧制后通过在钢基体中形成细的铜颗粒而对该回火的钢提供沉淀强化。铜对于耐腐蚀和耐 HIC 也是有益的。过多的铜将引起过份的沉淀硬化，从而使韧性变差。还有，较多的铜使此钢较易在热轧时表面开裂，所以规定了 Cu 的最大值为 2.0 %。

加 Ni 是为了抵消铜对热轧时形成表面裂纹的有害影响。它对该钢及其 HAZ 的韧性也是有益的。一般来说 Ni 是有益元素，但当加 Ni 量超过 2 % 时，则有促进硫化物应力裂纹的倾向。因此将 Ni 的最大量限为 2.0 %。

为了脱氧而向这些钢加 Al。为此至少需要 0.01 % 的 Al。Al 还在提供 HAZ 韧性方面起重要作用，这是因为它消除了粗晶 HAZ 区中的游离氮，在该区中焊接热使 TiN 部分溶解，从而释放出氮。若 Al 含量过多，即 0.05 % 以上，就有形成 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 型夹杂物的趋势，该夹杂物对该钢及其 HAZ 的韧性是有害的。

加钒为的是在退火时在该钢中及在焊后冷却时在其 HAZ 中形成细的 VC 颗粒而产生沉淀强化。当 V 溶于奥氏体中时，它对淬透性有很强的有益作用。因此 V 对保持高强度钢中的 HAZ 强度是有用的。由于过多的 V 易于引起现场焊接冷裂并且恶化钢及其 HAZ 的韧性，所以其最大限度被定为 0.15 %。

Mo 在直接淬火时提高钢的淬透性，从而产生强的基体显微组织，而且它还通过形成 Mo<sub>2</sub>C 和 NbMo 碳化物颗粒在回火时产生沉淀强化。过多的 Mo 易引起现场焊接冷裂，而且还对该钢及其 HAZ 的韧性有害，所以将 Mo 的最大含量定为 0.8 %。

Cr 也在直接淬火时提高淬透性。它改善耐腐蚀和耐 HIC 性能。尤其是，由于它在该钢表面上形成富 Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 的氧化膜所以对防止氢的侵入是可取的。低于 0.3 % 的 Cr 含量不能在该钢表面上形成稳定的 Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 膜。象 Mo 一样，过多的 Cr 有助于引起现场焊接冷裂，而且使该钢及其 HAZ 的韧性变差，所以将 Cr 的最大含量定为 1.0 %。

在炼钢过程中不能防止 N 进入和留在钢中。在此钢中，少量的 N 对形成防止热轧过程中的晶粒生长及借此使该轧制的钢及其 HAZ 的晶粒细化的细 TiN 颗粒是有益的。为提供必要的 TiN 的体积百分比，需要至少 0.001 % 的 N。但过多的 N 使该钢及其 HAZ 的韧性变差，故将 N 的最大含量定为 0.01 %。

虽然已生产出屈服强度为 120ksi 或更高的高强度钢，但因这些钢的碳当量相当高，即  $P_{cm}$  高于本文规定的 0.35，所以这些钢缺乏干线管所需的韧性和焊接性。

该热机械加工的第一目的是形成足够细小的回火马氏体和贝氏体的显微组织，该组织由于  $\epsilon$ -Cu、 $Mo_2C$ 、 $V(C, N)$  和  $Nb(C, N)$  的更细地分散的析出物而被二次硬化。该回火马氏体/贝氏体的细板条使该材料具有高强度和好的低温韧性。首先使加了热的奥氏体晶粒尺寸细化，如  $\leq 20 \mu m$ ，其次使之变形和展平，从而使整个该奥氏体晶粒的厚度尺寸变小，如  $\leq 8 - 10 \mu m$ ，第三对此展平的奥氏体晶粒填充以高密度位错和切变带。这就在完成热轧后的钢坯冷却时产生形成转变相的高密度潜在成核位点。第二目的在于在该钢坯冷至室温后保留足够的基本上为固溶态的 Cu、Mo、V 和 Nb，以便在回火处理时使这些 Cu、Mo、V 和 Nb 作为  $\epsilon$ -Cu、 $Mo_2C$ 、 $Nb(C, N)$  和  $V(C, N)$  析出。因此，该钢坯热轧前的重加热温度必须满足的要求是：Cu、V、Nb 和 Mo 的最大溶解度，同时防止该钢连铸时形成的 TiN 颗粒溶解，从而防止热轧前奥氏体晶粒粗化。为达到本发明的钢制品的此二目的，热轧前的重加热温度不应小于 1100 °C，又不大于 1250 °C。用于本发明范围内的任何钢制品的重加热温度或经实验，或用适宜模型进行计算而很易确定。

确定两个温度范围，重结晶范围和非重结晶范围间的界限的温度取决于轧前的加热温度。碳浓度、铌浓度和在该轧制过程中给定的压缩量。可通过实验或计算模型确定各种钢成份的这一温度。

这些热轧条件除使奥氏体晶粒尺寸变细外，还通过在奥氏体晶粒中形成变形带而增加位错密度，从而使轧后冷轧过程中变形奥氏体中的转变产物成核的潜在位点的密度最大化得以完成。若在重结晶温度范围内

的轧制压缩比下降，而在非重结晶温度范围内的轧制压缩比上升，则奥氏体晶粒的尺寸将不够细，结果导致粗大的奥氏体晶粒，从而降低了强度和韧性，并引起较高的应力腐蚀裂纹敏感性。另一方面，若在重结晶温度范围内的轧制压缩比上升，而在非重结晶温度范围内的轧制压缩比减小，则当该钢在完成轧制后被冷却时，奥氏体晶粒中的变形带和位错组织的形成将不足以使变形产物充分地细化。

终轧完成后，使该钢从不低于  $A_{r3}$  转变温度开始进行水淬至不多于  $400\text{ }^{\circ}\text{C}$  终止。因为空冷会使奥氏体转变成铁素体/珠光体的集聚体，从而使强度变差，所以不能采用空气冷却。此外，在空冷过程中，Cu 将析出过时效，从而使之实际上对回火沉淀强化不起作用。

在  $400\text{ }^{\circ}\text{C}$  以上的温度下结束的水冷则使得在该冷却过程中的转变硬化不足，从而降低了该钢板的强度。

然后使该经热轧和水冷的钢板经受回火处理，这是在不高于  $A_{c1}$  转变点的温度下进行的。进行此回火处理的目的在于改善该钢的韧性并使  $\epsilon\text{-Cu}$ 、 $\text{Mo}_2\text{C}$ 、 $\text{Nb}(\text{C}, \text{N})$  及  $\text{V}(\text{C}, \text{N})$  在整个显然组织中基本上均匀地充分析出以提高强度。因此，由于  $\epsilon\text{-Cu}$ 、 $\text{Mo}_2\text{C}$ 、 $\text{V}(\text{C}, \text{N})$  和  $\text{Nb}(\text{C}, \text{N})$  析出的综合作用而产生了二次强化。由于  $\epsilon\text{-Cu}$ 、 $\text{Mo}_2\text{C}$  产生的硬化的峰值出现于  $450\text{-}550\text{ }^{\circ}\text{C}$  的温度范围中，而因  $\text{V}(\text{C}, \text{N})/\text{Nb}(\text{C}, \text{N})$  产生的峰值硬化则出现于  $550\text{-}650\text{ }^{\circ}\text{C}$  的温度范围内。采用这些种类的析出物而完成的二次硬化提供了这样的硬化敏感性：受基体成份或显微组织的影响最小，从而使整个板均匀硬化。此外，宽的二次硬化响应的温度范围意味着该钢的强化对回火温度相比较而言不敏感。因此，要求该钢以至少 10 分，较好是至少 20 分，比如 30 分的时间，在大于约  $400\text{ }^{\circ}\text{C}$  而小于约  $700\text{ }^{\circ}\text{C}$ ，较好是在  $500\text{-}650\text{ }^{\circ}\text{C}$  的温度下退火。

用上述方法生产的钢板，尽管其碳浓度较低，但显示出在整个厚度方向上高度均匀的高强度、高韧性。此外，由于在焊接过程中存在额外形成的  $\text{V}(\text{C}, \text{N})$  和  $\text{Nb}(\text{C}, \text{N})$  而降低了热影响区软化的倾向。进而，钢对氢引起的裂纹的敏感性也显著地降低。

在焊接引起的热周期中，HAZ 有所发展，而且会从焊接融合线延

伸 2 - 5mm。在此区中，形成温度梯度如约 700 ℃ 到约 1400 ℃，该区围成一个区域，在其中，从低温到高温出现下列的软化现象：因高温回火反应而软化，因奥氏体化和慢冷而软化。在第一个这种区域中，存有 V 和 Nb 及其碳化物或氮化物，从而因保持高位错密度和亚组织而防止了软化，或基本上将软化减至最小；在第二个这种区域中，形成了另外的 V 和 Nb 的碳氮化物析出物，从而将软化减为最小。在焊接引起的热循环周期的净效果是：HAZ 基本上保有该干线管的其余部分的基体钢的全部强度。强度损失小于基体钢强度的约 10 %、较好时小于约 5 %，更好时强度损失为小于约 2 %。即，HAZ 焊后的强度至少为基体金属强度的约 90 %，较好时至少为基体金属强度的约 95 %，而更好时至少为基体金属强度的约 98 %。在 HAZ 中保留强度主要因为 V + Nb 浓度  $\geq 0.1\%$ ，而更好是因 V 和 Nb 在钢中各以  $\geq 0.4\%$  的浓度存在所致。

用公知的 U - O - E 法将钢板制成干线管，按此法：将钢板制成 U - 形，再形成 O - 形，将此 O 形扩张 1 - 3 %。这种成形及扩张以其带来的加工硬化作用使该干线管产生了最高的强度。

下面的实施例用于解释上述的发明。

将代表下列化学成份的每种合金的 500 磅炉料进行真空感应熔炼，铸成锭再铸成厚 100mm 的坯，再以后文所述的方式进一步进行热轧以获得性能特征。表 1 展示了合金 A1 和 A2 的化学成份（%，重量）。

表 1

	-----合金-----	
	<u>A1</u>	<u>A2</u>
C	0.089	0.056
Mn	1.91	1.26
P	0.006	0.006
S	0.004	0.004
Si	0.13	0.11
Mo	0.42	0.40
Cr	0.31	0.29
Cu	0.83	0.63
Ni	1.05	1.04
Nb	0.068	0.064
V	0.062	0.061
Ti	0.024	0.020
Al	0.018	0.019
N(ppm)	34	34
P <sub>cm</sub>	0.30	0.22

该铸成的锭在轧制之前必须经受适当的重加热，以便对显微组织产生合乎要求的影响。重加热的目的在于将 Mo、Nb 和 V 的碳化物和碳氮化物基本上溶在奥氏体中，以便这些元素在随后的钢的处理过程中，以更为合乎要求的形式即奥氏体中细的析出物，在该奥氏体转变产物淬火之前以及在回火和焊接时再析出。按本发明，重加热在 1100 - 1250 °C，更特别是 1240 °C（对合金 1）和 1160 °C（对合金 2）的温度范围内进行，每种合金各加热 2 小时。调整该合金的设计及热机械加工以便使强碳化物形成物，尤其是 Nb 和 V 符合以下平衡。

- 约 1/3 的这些元素在淬火前在奥氏体中析出。
- 在淬火后进行回火时，约 1/3 的这些元素在奥氏体转变产物中析出
- 约 1/3 的这些元素保持固溶态，以便在 HAZ 中有析出物来改进在该钢中见到的正常软化，该钢的屈服强度大于 80ksi。

与 100mm<sup>2</sup> 初始钢坯相关的加热—变形轧制方式示于表 2（对合金 A1）。合金 A2 的轧制方式与之相似，但重加热温度为 1160 °C。

表 2

开始厚度：100mm 重加热温度：1240 °C

道次	每道次后的厚度(mm)	温度(°C)
0	100	1240
1	85	1104
2	70	1082
3	57	1060
- - - - - 延迟(轧体卷边)(1) - - - - -		
4	47	899
5	38	877
6	32	852
7	25	827
8	20	799
- - - - - 水淬至室温 - - - - -		

(1) 由于试样小，所以其各侧都被冷却。

以 30 °C/秒的冷却速度将该钢从终轧温度急冷至室温。该冷却速度产生了合乎要求的淬火显微组织，它主要由贝氏体和/或马氏体，或更好是 100 % 的板状马氏体构成。

一般来说，由于时效，钢软化并失去其因淬火而产生的硬度和强度，而强度损失的程度是该钢特定化学成份的函数。在本发明的钢中，因  $\epsilon$ -Cu、VC、NbC 和 Mo<sub>2</sub>C 的组合析出的基本上消除了或明显改善了这种固有的强度/硬度损失。

在 400 - 700 °C 范围内的各种温度下进行 30 分钟回火，然后水淬或空冷，最好是水淬，而冷至室温。

在图 1 中对合金 A1 的作为反映钢强度的，由于析出物而带来的多重的二次硬化方式作了图解说明。该钢有很高的淬火硬度和强度，但如由连续的斜虚线示意性地所展示的那样，在没有二次硬化沉淀剂时，易在 400 - 700 °C 时效温度范围内变软。实线代表该钢的实测性能。该钢的抗拉强度对宽温度范围 400 - 650 °C 内的时效明显地是不敏感的。强化起因于在这种宽的时效范围内的各种温度规范下出现的和达到峰值的  $\epsilon$ -Cu、Mo<sub>2</sub>C、VC、NbC 析出，而且这种析出产生了累加的强度，从而弥补了没有强的碳化物形成物的普通碳素钢和低合金马氏体钢因时效而常见的强度损失。在低碳和 P<sub>cm</sub> 值的合金 A2 中，二次硬化工艺也显示出与合金 A1 相似的效力，但对于所有的处理条件而言强度水平较合金 A1 中的为低。

淬火显微组织的例子呈现在图 2 和 3 中，该图分别展示了这些合金中的占优势的粒状贝氏体和马氏体显微组织。因合金 A1 中的较高的合金化而产生较高的淬透性，形成了板状马氏体组织，而合金 A2 则以占优势的粒状贝氏体为特征。如图 4 所示，很明显，即使在 600 °C 回火后，这两种合金都显示出优良的显微组织稳定性，这是因为位错组织的恢复不充分及几乎没有晶胞/板状/晶粒生长。

由于在 500 - 650 °C 的范围内回火，所以首先看到  $\epsilon$ -Cu、球状和针状的 Mo<sub>2</sub>C 和 (Nb、V)C 型析出物形式的二次硬化析出。这类析出物的颗粒尺寸范围为 10 - 150 埃。为了突出这种析出物而有选择地摄取的高倍放大的透射电子显微照片给出该析出物的暗场图象，图

(5)。

室温的拉伸数据与室温及低温的韧性一起归纳在表 3 中。可知合金 A1 超过了本发明的最小的要求的抗拉强度，而 A2 合金则满足此要求。

按 ASTM 规格 E23 对纵向和横向试样进行室温和  $-40^{\circ}\text{C}$  的夏氏 V 形缺口冲击韧性试验。对于所有的回火条件而言，合金 A2 有较高的冲击韧性， $-40^{\circ}\text{C}$  时超过 20 焦耳。合金 A1 由于其超高强度，所以显示出的  $-40^{\circ}\text{C}$  时超过 100 焦耳的冲击韧性是优良的，最好时该钢  $-40^{\circ}\text{C}$  时的冲击韧性  $\geq 120$  焦耳。

得自实验室的板焊接实验的单焊缝的显微硬度数据被描绘在图 6 中，其中包括本发明的钢的数据和市售的低强度干线管用钢，X100 的可比的数据。该实验室的焊接以  $3\text{KJ/mm}$  的热输入进行，而跨越焊接 HAZ 的硬度分布图已被示出。按本发明所生产的钢显示出明显的抗 HAZ 软化的性能，与基体金属的硬度相比，只下降了约 2%。相反，在与 A1 钢相比，在基体金属强度和韧性低得多的市售的 X100 中，见到了在 HAZ 中的约 15% 的明显软化。由于当基体金属强度提高时，在 HAZ 中保持基体金属强度变得更为困难是公知的，所以本发明的这效果更为引入瞩目。在焊接热输入的范围约为  $1 - 5$  千焦耳/mm 时得到本发明高强度 HAZ。

表 3：典型的机械性能

钢 条件	抗拉性能			夏氏冲击性能 (2)	
	YSMPA (ksi)	UTSMPA (ksi)	EL (%)	vE <sub>20</sub> 焦耳 (英尺-磅)	vE <sub>40</sub> 焦耳 (尺寸-磅)
A1 淬火	904(130)	1205(173)	13	136(100)	108(80)
550 ℃ 回火 30 分钟	1058(152)	1090(156)	15	123(91)	100(74)
650 ℃ 回火 30 分钟	1030(148)	1038(149)	17	157(116)	118(87)
A2 淬火	904(130)	1205(173)	13	136(100)	108(80)
550 ℃ 回火 30 分钟	1058(152)	1090(156)	15	123(91)	100(74)
650 ℃ 回火 30 分钟	1030(148)	1038(149)	17	157(116)	118(87)

(1) 横向, 园试样 (ASTM, E8): YS - 0.2 % 条件的屈服强度; UTS - 临界抗拉强度; EL - 25.4mm 标准长度的延伸率

(2) 横向试样: vE<sub>20</sub> 为 20 ℃ 测试时的 V 形缺口功; vE<sub>40</sub> 为 40 ℃ 测试时的 V 形缺口功。

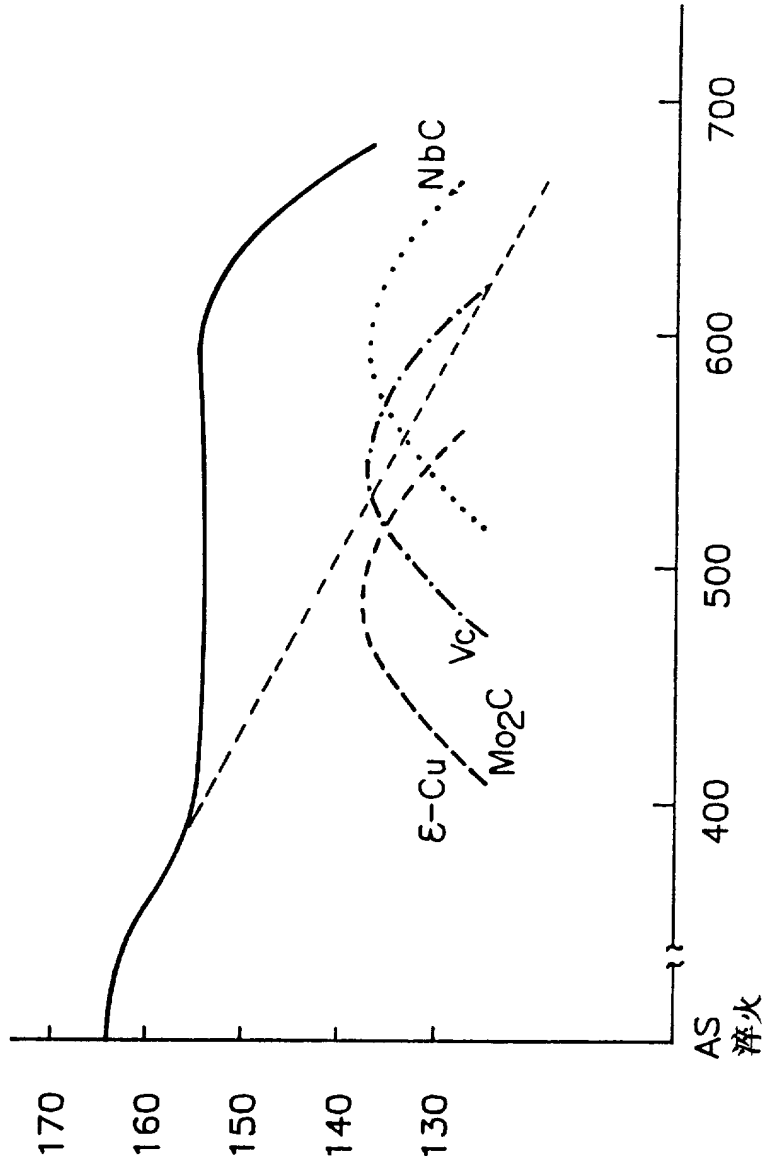


图 1



图 2

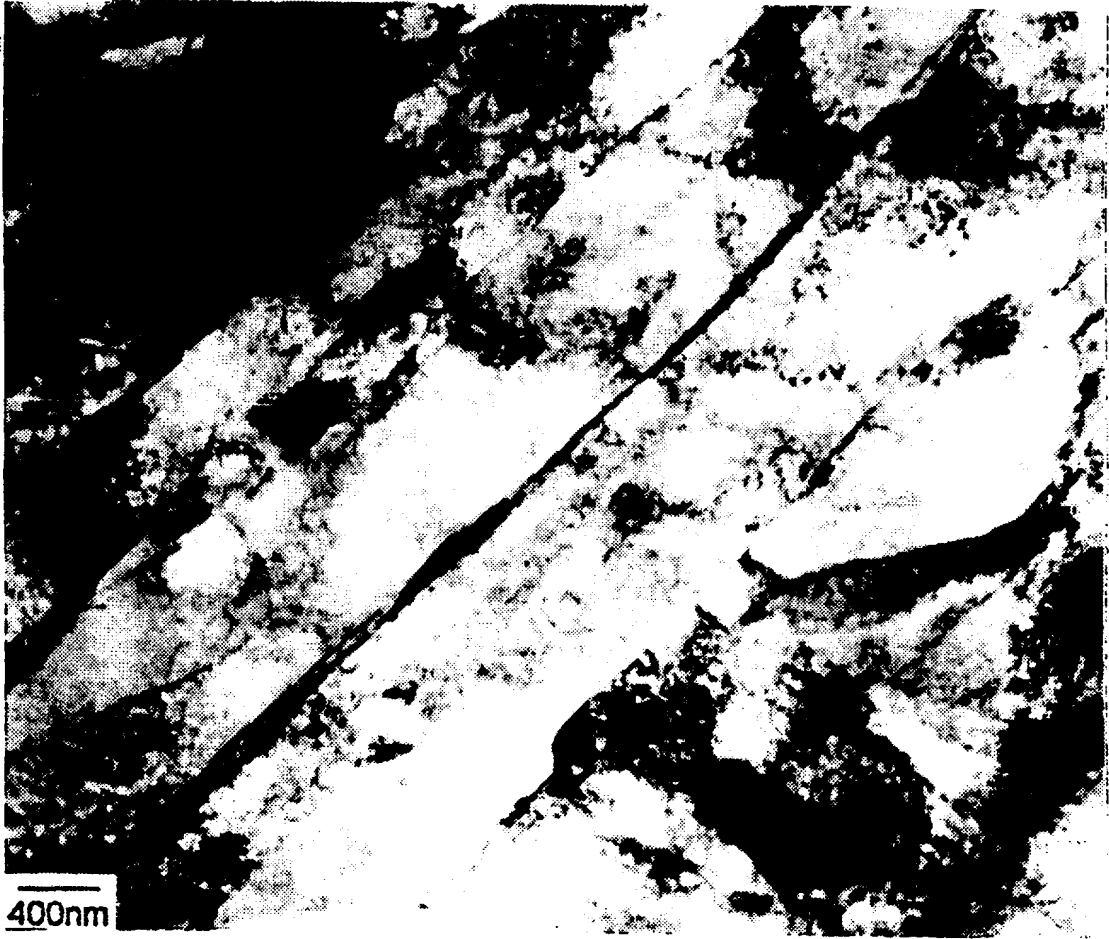


图 3

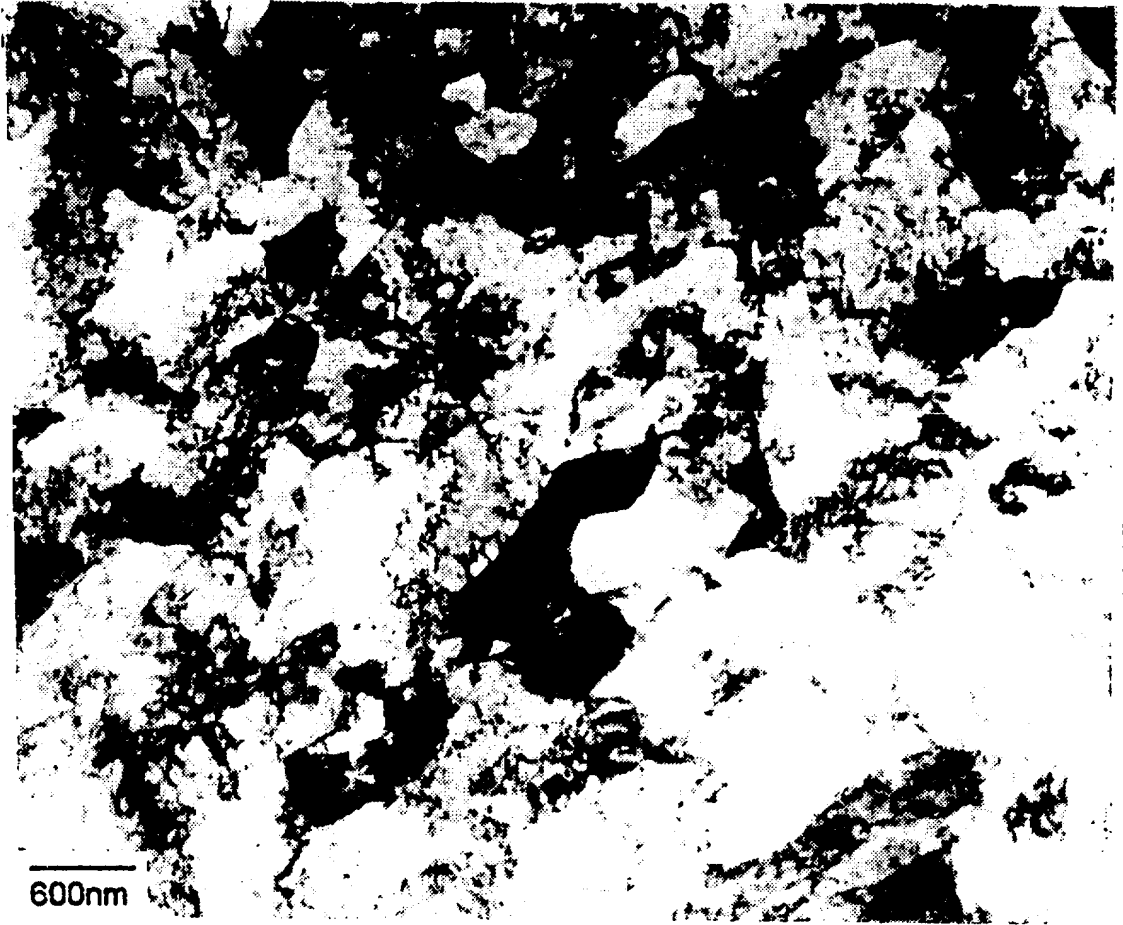


图4



图 5

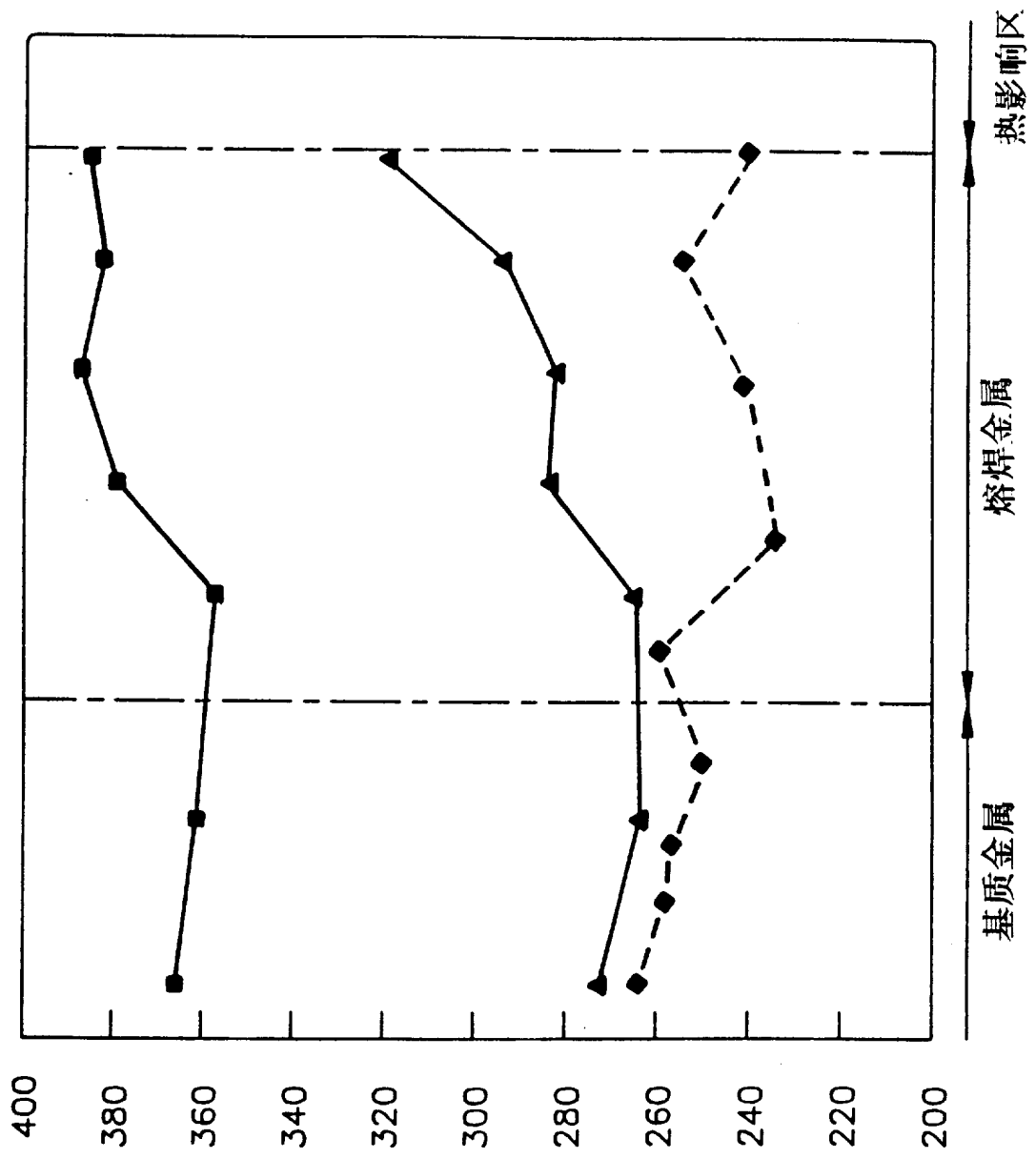


图 6