



国外 低合金钢、合金钢

2

1986

冶金部钢铁研究总院

前 言

为配合《七五》国家重点科技攻关课题，大力发展我国的低合金钢和合金钢，冶金部科技司、钢铁司组织钢铁研究总院拟在今后几年内，有针对性地、不定期编辑、出版《国外低合金钢、合金钢》情报资料，供有关单位和人员参考。

《国外低合金钢、合金钢》一九八六年第一集已于今年9月出版。它主要介绍工程机械用低合金钢、汽车双相钢、齿轮钢、模具钢和不锈钢。该集内容以品种开发为主，也涉及一些工艺和使用性能。

本集为一九八六年第二集，内容与第一集相仿，但对钢的工艺性能和使用性能作了更多的介绍。

由于编译者水平有限，时间仓促，错误和不当之处，请读者提出意见和批评，以便在随后的文集中加以改进。

编 者

1986.12

CA1074/310

目 录

一、高强度低合金钢

高强度微合金钢的强化机制.....	(1)
海洋工程用高强度钢.....	(9)
几种用于大线能量焊接的新钢种.....	(14)
日本现代结构钢的焊接性.....	(19)
海洋结构用钢的焊接性	
第一部分：试验工作和结果.....	(30)
海洋结构用钢的焊接性	
第二部分：讨论和结论.....	(37)
硬度当量能更准确地估算焊接性.....	(45)
低碳微合金化钢的热影响区韧性.....	(60)
耐大气腐蚀钢腐蚀量预测模型的研究.....	(57)
低温韧性良好的耐候钢.....	(62)
硼对含铜低合金钢组织和性能的影响.....	(63)
钢坯连铸机结晶器内复合微合金化对热轧船用钢 14Γ 2 性能的影响.....	(66)

二、汽车用薄板钢

汽车用高强度钢板的生产技术.....	(69)
车轮轮辋用高强度钢板的发展.....	(77)
新的冷成形Fe/Al/C双相钢.....	(84)
新日铁汽车用高强度薄钢板的冶金问题.....	(89)
汽车制造用高强热轧和冷轧钢板的加工性能和使用性能.....	(95)
形变热处理对微合金双相HSLA钢组织-性能关系的影响.....	(99)
在大轧制应变量下双相钢的行为.....	(103)

三、齿 轮 钢

含硼钢及其生产工艺.....	(105)
关于硼表面硬化钢的晶粒长大.....	(109)
低硼钢熔炼法.....	(115)
低合金钢碳氮共渗层的相组成和机械性能.....	(118)
复杂形状零件的淬透性计算方法.....	(121)

四、模 具 钢

锻模用钢的现状和今后的课题.....	(125)
--------------------	-------

汽车用塑料模具钢.....	(130)
精密塑料模具用钢.....	(133)
高硬度、高韧性冷作工具钢 QCM8的开发.....	(135)
新塑料模具钢“HPM系列”不同用途的选定.....	(138)
X40CrMoV51热作钢中的晶界碳化物析出.....	(141)
复合合金化对热作模具钢精细结构的影响.....	(145)

五、不 锈 钢

日本不锈钢新钢种的开发.....	(151)
不锈钢中铬的部分取代.....	(160)
高强度不锈钢(301LC)的开发——车辆用结构材料.....	(166)
极低温用高强度不锈钢.....	(173)
节约合金的微合金化耐蚀性钢 10X14Г14H4T.....	(178)
耐大气腐蚀性优良的 Fe-Cr钢.....	(181)
铬锰亚稳奥氏体钢的冷塑性变形.....	(186)
钟表零件用新型易切削不锈钢.....	(188)
不锈钢建筑材料.....	(189)
耐蚀奥氏体钢力学性能的改进.....	(191)
06X17AГ18型高氮钢的组织 and 性能特征.....	(193)
08X18T1耐蚀钢的化学组成和力学性能.....	(196)
耐锈性好的不锈钢光亮退火材.....	(199)

高强度微合金钢的强化机制

D.T.Gawne 等

在建筑、汽车、造船和包装工业中，高强度钢在减轻构件重量方面有许多和可能的应用。成本效益随最终产品而改变，但是，通常高强度钢可使工程部件厚度减薄，并使用户订购到较低吨位的产品，这样就更多地抵偿了部件附加的单位成本。高强度钢还能够对能量效率做出大的贡献，尤其是小汽车是能源消耗的大户，使小汽车节省燃料可以通过改进发动机运转效率或更有效的车辆壳体设计来达到。后者主要是降低空气动力学阻力和/或车辆的重量。使用高强度钢在保持同等压痕抗力和有效的动态弹性模量时，得以减薄机体厚度和减轻重量。高强度钢很快得到肯定并代用节省重量的其它材料（例如铝合金、结构聚合物），是因为节省每公斤重量得到低的成本和对现有制造方法以及设备的影响比较小。

对现有的大量生产的钢有许多不同的强

化方法。本文研究了固溶硬化、沉淀硬化、晶粒细化、部分退火和冷加工等强化机制。为了定量确定每种机制对强度的作用及其与显微组织组成的关系，在实验室条件下对各种各样生产的和试验的钢进行了试验研究。也评价了主要强化机制在技术上的有效性。

1. 试验程序

钢的成分和晶粒尺寸列于表1，研究了不同化学成分70种钢。通常，材料是以低碳软钢(0.05~0.1%C, 0.3~1%Mn)为基本成分的，再向钢中单一添加磷(磷化)、氮(氮化)、碳、锰、硅、钛、铌和钒。后者材料仅含有一种合金化元素添加物，只是有限数目的钢添加复合微合金化元素进行了试验：含有0.06~0.08%Nb和0.07~0.10%Ti的四种铌钛钢以及含有0.04~0.06%Nb和0.09~0.10%V的两种铌钒钢。

表 1

试验钢的成分和晶粒尺寸范围

	成分, 重量%													晶粒平均 长度 微米
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Al(固溶)	Cu	N	Nb	Sn	Ti	V	
平均	0.085	0.051	0.59	0.025	0.017	0.017	0.014	0.020	0.0050	0.072	0.006	0.107	0.103	7.4
最小	0.046	<0.01	0.25	<0.01	0.008	<0.01	<0.01	<0.01	0.0015	0.018	0.005	0.016	0.011	3.3
最大	0.220	1.050	1.40	0.287	0.033	0.045	0.063	0.065	0.0256	0.220	0.013	0.197	0.240	13.8

用上述钢通过各种工艺方法得到总数为170种成品材料。从工厂热轧带卷并在实验室冷轧和退火的材料，或者在实验室真空熔炼、随后全部在实验室进行加工到退火的薄钢板上制取试样。工厂热轧板坯于1250℃再加热，在900℃终轧，喷水冷却，在厚度为2.0毫米时于580℃卷取。将实验室熔炼钢模拟工厂热轧、再加热、终轧和以上述温度卷取，

在装有电动辊子的输出滚道上，以50K/秒的速度喷水冷却，并从580℃以0.4K/秒的速度冷却。全部热轧钢在实验室轧机上以60%压下率冷轧成厚度为0.8毫米的成品，冷轧时采用润滑油且每次用大压下量。在氩气保护下，加热温度为660~700℃，以0.5K/秒的速度加热，在48小时内从700℃冷却到150℃的条件下进行模拟分批退火。用辐射

炉对精选试样模拟连续退火处理,以12K/秒的加热速度加热到715~800℃之间,保温3分钟,以12K/秒的冷却速度冷却到315℃,保温5分钟,再以12K/秒的冷却速度冷却至室温。用标距长度和宽度分别为50和12.5毫米的试样,在Instron试验机上,横梁速度为40微米/秒进行了拉伸试验。拉伸试样是沿与轧制方向成0°、45°和90°切取的。利用如下方程式得到平均性能P:

$$P = \frac{1}{3} (P_0 + 2P_{45} + P_{90}) \quad (1)$$

式中下标指的是在切割试样方向与轧制方向之间的角度。

利用光学显微镜借助线切交法,在平行于轧制方向的厚度断面上,测量了晶粒尺寸。在飞利浦300型仪器上进行了透射电子显微镜研究。从平行于轧面的中间-厚度断面上用碳复型萃取沉淀物。

2. 结果和讨论

2.1 强化机制

每一种钢可以通过不同的机制来强化。例如在本论文后面提供的结果(图6)显示出具有拉伸强度为500兆牛顿/米²的一种冷加工软钢借助冷加工硬化达180兆牛顿/米²,依靠晶格摩擦、固溶硬化、晶界和质点弥散而余下的基准强度为320兆牛顿/米²。然而,在这种情况下占优势的组织-敏感机制是冷加工。同样地,其它材料将具有一种占优势的机制,承担基准以上的强度增量。而且这就形成所使用的分类系统的基础。固溶硬化钢包括磷化钢、氮化钢、锰钢和硅钢;沉淀硬化钢包括钛、铌和钒钢;晶粒细化钢包括碳-锰钢,不完全退火钢是在再结晶温度以下退火的钛、铌和钒钢;而冷加工材料是由压率高达70%冷轧的铝镇静软钢所组成。实际上,每种材料可用大于一种以上的机制进行强化,但是,相当近似地考虑硬化机制可以叠加,这样,屈服强度 σ_Y 可以由下式给出:

$$\sigma_Y = \sigma_0 + \sigma_s + \sigma_P + \sigma_z + \sigma_c \quad (2)$$

式中 σ_0 是晶格摩擦应力,而 σ_s 、 σ_P 、 σ_z 和 σ_c 是固溶硬化、沉淀物质点、晶界和位错而产生的相应的强度的增量。

2.1.1 固溶硬化

研究了磷、氮、锰、硅、碳和晶粒尺寸对一系列磷化、氮化、硅、碳-锰和沸腾钢(分批和连续退火的)强度的影响。碳大部分以渗碳体颗粒形式存在,而它是通过沉淀硬化和晶粒细化引起强化。对于额定的屈服强度 σ_Y (兆牛顿/米²)和拉伸强度 σ_T (兆牛顿/米²),根据钢的成分和晶粒尺寸,从数据统计分析可以得到如下公式:

$$\sigma_Y = 27 + 22d^{-1/2} + 165 \times \%C + 470 \times \%P + 3000 \times \%N + 60 \times \%Si - 665 \times \%S \quad (3)$$

$$\sigma_T = 150 + 16d^{-1/2} + 355 \times \%C + 600 \times \%P + 4505 \times \%N + 77 \times \%Si - 845 \times \%S \quad (4)$$

式中d表示晶粒交割长度(毫米),而元素浓度是重量百分数。两个方程式可以解释所观测变量的90%。

当晶粒尺寸数据从分析中省略时,从结果能够导出较近似的方程式。对于特定的工艺制度,当不知道晶粒尺寸并要预测元素总的强化效应时,这样的方程式实际上是有用的。这些方程式所得到的总的强化效应除元素的固溶硬化作用以及就碳来说有沉淀硬化效应外,是通过元素任意晶粒细化作用而产生强化增量的。这些方程式取决于控制晶粒尺寸的钢的成分,它仅适用于确定的工艺制度,因为工艺变化能够独立地改变晶粒尺寸。仅根据成分,下面方程式给出了在660和700℃之间分批退火钢的强度。

$$\sigma_Y = 246 + 512 \times \%C + 540 \times \%P + 3935 \times \%N + 68 \times \%Si - 2174 \times \%S \quad (5)$$

$$\sigma_T = 292 + 563 \times \%C + 678 \times \%P + 5183 \times \%N + 90 \times \%Si + 18 \times \%Mn - 1534 \times \%S \quad (6)$$

方程式(5)和(6)可以分别解释所观测变量的72%和83%。如上所述,元素的浓度影响到晶粒尺寸,而这种影响改变了方程式(5)

和(6)中的强化系数值(与方程式(3)和(4)的硬化系数相对应)。

关于钢中合金化元素的强化效应的最近工作的结果和在文献中所报道的数据列于表2。不同的工艺条件很可能是不同数据组之间差别的主要原因。例如, Wilson发现,在700℃退火的低碳钢中,冷却速度对K_y有显著的影响。从退火温度缓慢冷却到使碳向晶界偏析可得到K_y = 23兆牛顿/米²毫米^{1/2},而淬火导致K_y值仅为10兆牛顿/米²毫米^{1/2}。Wilson根据Li的关于从晶界传播位错的能力来控制屈服的理论解释了他的结果:在晶界上增加杂质含量(特别是碳)能稳定晶界的壁

架,而它充当位错的供体,因此,提高K_y值。在表2内(19.5、22和23兆牛顿/米²毫米^{1/2})分批退火钢的K_y值高于热轧钢的K_y值(15.4、18.1和21.6兆牛顿/米²毫米^{1/2})。这也可能是由于Li的机制,因为分批退火钢的冷却速度通常低于热轧带卷的冷却速度,由于退火炉的高热量极接近热轧带卷。在本工作中,例如,分批退火钢的平均冷却速度是0.18K/秒,而试验的热轧钢直到580℃为50K/秒,而后为0.4K/秒。退火温度、碳化物的分布、合金化元素浓度、元素间的交互作用和晶粒组织等会影响碳和其它元素在晶界的偏析,从而引起力学性能参数的变化。

表2 增加1%(重量)合金化元素的强化结果

元素		1%溶质产生的强化(排除晶粒尺寸效应)兆牛顿/米 ²					%1溶质产生的总的强化(包括晶粒尺寸效应)兆牛顿/米 ²					
		本工作	参8	参9	参10	参11	参12	本工作	参13	参14	参15	参16
C	屈服应力	165	0	—	—	—	—	512	382	—	—	—
	拉伸应力	355	525	—	—	—	—	563	460	441	—	—
P	屈服应力	470	371	—	—	680	—	540	400	—	—	—
	拉伸应力	600	865	—	—	—	—	673	630	930	—	—
N	屈服应力	2998	2779	—	—	5000	1540	3935	—	—	8600	—
	拉伸应力	4505	4014	—	—	—	—	5183	—	—	—	—
Si	屈服应力	60	82	—	—	84	83	68	—	—	—	55
	拉伸应力	77	148	—	—	—	—	90	—	98	—	110
Mn	屈服应力	0	34	—	—	32	43	0	—	—	—	22
	拉伸应力	0	68	—	—	—	—	18	—	64	—	45
S	屈服应力	-664	-216	—	—	—	—	-2174	—	—	—	—
	拉伸应力	-845	-340	—	—	—	—	-1534	—	—	—	—
K _y [*] , 兆牛 顿/米 ² 毫米 ^{1/2}	屈服应力	22	21.6	19.5	23	18.1	15.4	—	—	—	—	—
	拉伸应力	16	17.0	8.8	—	—	—	—	—	—	—	—
σ ₀ ^{**} 兆牛 顿/米 ²	屈服应力	27	51	—	—	70	105	246	247	—	—	—
	拉伸应力	150	232	—	—	—	—	292	294	270	—	—

*回归方程式中(见方程式(3)和(4))的d^{-1/2}系数 **回归方程式中(见方程式(3)~(6))的截距

碳有很强的细化晶粒作用,因为渗碳体颗粒形成再结晶的核心并钉扎晶界。因此,碳的强度系数有显著的变化,取决于晶粒尺寸是否从回归分析中忽略。例如从方程式(3)中的系数165增加到方程式(5)中的系数512(见表2)。汽车工业用的薄钢板中的碳含量通常受到焊接性能要求的限制,具有最大值为

0.12%。实际上,它允许碳含量增加达到或超过现用的超深冲钢板的0.05%,根据表2,将增加屈服强度直到25兆牛顿/米²。因此,增加碳含量所得到的强化是相当微小的。

表2数据表明,磷是钢中一个有效的强化剂,添加1%P屈服强度为500兆牛顿/米²。固溶硬化的热轧带卷的拉伸强度和相

应的退火薄钢板的拉伸强度之间的关系示于图1。沉淀硬化、晶粒细化和不完全退火钢的曲线出于图2。结果表明，在从热轧带卷到退火薄钢板工艺过程中，磷以及其它固溶硬化元素引起强度的损失很少，这是与添加了合金元素的沉淀硬化和晶粒细化钢相比较而言。这个效应使磷化钢具有超过一般类型钢的优点，为了生产一定强度的退火钢，

只要求较低的轧机负荷。从图1和图2也可以看出，在这方面连续退火是特别有效的。因为短的退火周期能得到细的晶粒组织。磷化钢的另外优点是在高强度水平下具有相当高的延性。然而，过分高的磷含量有害于产品性能，特别是磷含量超过0.1~0.2%时不合乎需要，因为它影响到钢的焊接性能和脆性，而它的准确极限取决于应用。例如，在汽车工业中点焊接性的研究指出，碳和磷的综合含量最大为0.16%。因此，用磷作为强化剂有一个极限，但是，在特殊产品的最高限度以下添加是提高屈服强度（直到50~100兆牛顿/米²）的一个有吸引力的方法。

氮是研究的所有元素（表2）中最强的强化剂，它使钢在退火状态下具有很好的成形性。通过平整轧制和冲压成型后的应变时效，强度得到进一步提高。然而，利用氮有一定的限制。首先，在炼钢中的变化无常的回收和随后工艺过程中氮的损失会导致成品产品中不稳定的氮含量。伴生的问题是保持高的氮含量有困难，尽管这一点可以通过在工艺过程控制中额外注意能够部分地减轻，也就是分批退火温度应保持在650℃以下。第二，应变时效过程能够引起损失。冲压部件的应变会随部位而有大的变化，这样将因应变时效而强化。此外，应变时效使屈服强度比拉伸强度提高很多，从而使屈服强度/拉伸强度的比值明显提高。这些因素又会减弱成品构件对破裂的抗力。

硅和锰都是相当弱的强化元素（表2）。在热轧钢中它们表现出很有效。可能因为在热轧时对奥氏体-铁素体相转变和所得到的晶粒组织和碳化物形态有影响。为了引起增加相当少的强度，需要高的硅和锰浓度，因此，在亚临界退火钢中这些元素不是可取的强化添加剂。

硫的作用是显著的，因为它是唯一降低退火钢强度的元素；Gladman等在热轧钢中

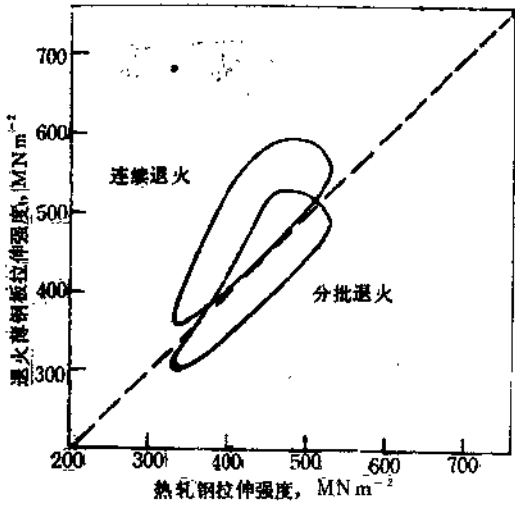


图1 固溶硬化的热轧钢和随后退火钢的拉伸强度之间的关系

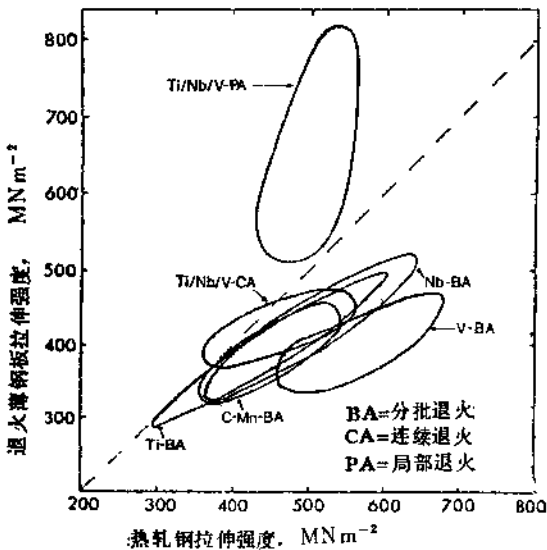


图2 沉淀硬化的热轧钢和随后退火钢的拉伸强度之间的关系

(表2)观测到了类似的效应。在所有钢中有一个锰超过硫的高的计量的过量,这是为了避免热脆,因此,硫含量的任何增加将引起固溶体中锰量的降低并相应地减弱固溶硬化。然而,表2指出,固溶体中的锰对强度几乎没有影响,因此,这一点似乎不能解释这个效应。根据这些数据有人认为,增加硫含量往往引起晶粒组织粗化(例如当晶粒尺寸在回归分析中忽略时,如方程式(3)和(5)及表2所示,硫的强化系数变为更大的负值)。硫对强度影响的物理基础还不清楚,但是一种可能的解释是:在试验的钢中硫含量从0.008%变化到0.033%(表1),这将增加硫化锰夹杂物的体积分数(由于锰的化学计量的过量而成正比例)。因此,减小硫化锰夹杂物颗粒间的距离。当板坯再加热时,硫化锰夹杂物将部分地被溶解,固溶体中多余的锰和硫或许在热轧时以细小弥散形式而沉淀。这种细小弥散的硫化锰可望细化热轧和退火状态下的晶粒组织。然而这种细化效应预计在高硫钢中是非常小的,因为它们的较小的颗粒间距促使在原有的硫化锰夹杂物相邻处再沉淀,而不是在它们之间形成细小的弥散。

2.1.2 沉淀硬化

作为沉淀硬化元素的钛、铌和钒通常单独和复合地被应用。钛形成粗大的氮化物和碳氮化物弥散以及细小的碳化物弥散—从Meyer等的的数据能够估算出后者的体积分数。铌和钒形成细小的碳氮化物沉淀弥散,可从Meyer、Mandry和Domelas以及Hudd等的的数据中估算碳氮化物的成分和体积分数。这些钢的沉淀弥散的例子示于图3(略)。

从方程式(2)和(3)可以得到沉淀硬化组分的实验值。方程式(2)可以重新整理并给出下式:

$$\sigma_p = \sigma_y - \sigma_0 - \sigma_s - \sigma_d - \sigma_t \quad (7)$$

将方程式(2)和(3)视为相等则得:

$$\sigma_0 = 27$$

$$\sigma_s = 165 \times \%C + 470 \times \%P + 3000 \times \%N + 60 \times \%Si - 665 \times \%S$$

$$\sigma_d = 22d^{-1/2}$$

研究的钢是完全再结晶的,因此位错硬化组分值实际上等于零:

$$\sigma_t = 0$$

将这些值代入方程式(7)并根据实验测得的屈服强度 σ_y (兆牛顿/米²)、晶粒尺寸 d (毫米)和化学成分(重量)算出钢的标称屈服强度(兆牛顿/米²)的沉淀硬化组分 $\sigma_{p, \text{expt}}$ 的实验值:

$$\sigma_{p, \text{expt}} = \sigma_y - 27 - 22d^{-1/2} - 165 \times \%C - 470 \times \%P - 3000 \times \%N - 60 \times \%Si + 665 \times \%S \quad (8)$$

从理论上按Orowan-Ashby方程式也能够得到 σ_p (兆牛顿/米²)值,对于铁素体钢则为:

$$\sigma_{p, \text{theor}} = (8.9f^{1/2}/x) \ln(1630x) \quad (9)$$

式中 x (微米)和 f 分别为平均三维的直径和颗粒的体积分数。 x^{-1} 是方程式(9)中 x 的强函数,因此,随着颗粒尺寸的减小和体积分数的增加沉淀硬化加强。从方程式(9)得出的铁素体钢的数量关系如图4所示。

利用实验测得的屈服强度和晶粒尺寸值,从方程式(8)计算出 $\sigma_{p, \text{expt}}$ 值。利用透射电镜测出平均沉淀物直径,并从方程式(9)常常可以得到 $\sigma_{p, \text{theor}}$ 。热轧和退火沉淀硬化钢的数据概括示于图5。图内表示出 σ_p 的理论值与实验值完全一致,因此证实了所采用的强化模型的正确性。

对于热轧钢,这种实验与理论的一致性与其他作者所得到的结果相类似。此外,硬化显示出仅取决于体积分数和只要沉淀物直径不变化,它就不受化学成分的影响(即不管它们是碳化钛或碳氮化铌或碳氮化钒),也不受合金元素是否单独或复合加入的影响。例如,就强度而言,钛或钒与铌相结合应用不会比在普通的铌钢中等量额外添加

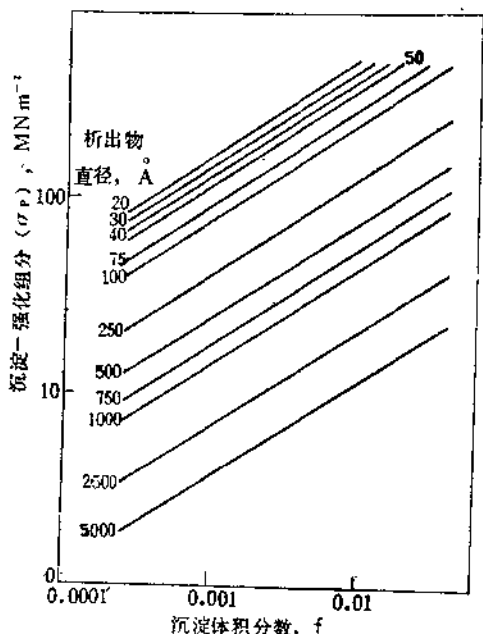


图4 沉淀硬化对钢的屈服强度的作用及其随沉淀物尺寸的变化

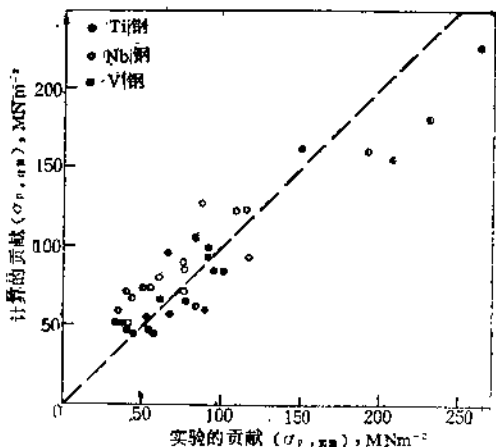


图5 钛、铌和钒钢实验测得的和理论计算的沉淀硬化作用的比较

铌带来的效益显著。然而,应当指出,由于其它原因复合添加微合金化元素会对高强度钢起有效的作用。例如,碳氮化铌在铁中的溶解度相对地低,要求高的固溶温度。铌在固溶体中的浓度,以致所得到的细小的碳氮化铌沉淀的体积分数和随后的强化作用是受到大

批生产板坯再加热温度的限制的。Irvine 提出,这个限制可以通过采用一种以上的沉淀元素来克服,因为这可能导致较大的固溶元素总浓度,这比只采用一种元素更有利于沉淀。他的结果表明,添加钒到铌钢中大大地增加热轧产品的强度和这一机制是一致的。

在整个工艺过程中,沉淀和晶粒细化的作用是变化的。例如,在热轧实验室熔炼的钛钢中,对于所测得的屈服强度为410兆牛顿/米²来说,沉淀物的作用为130兆牛顿/米²,晶粒组织的作用为200兆牛顿/米²。然而,在分批退火状态下,对于所测得的屈服强度为360兆牛顿/米²来说,由于颗粒粗化,沉淀硬化作用下降到60兆牛顿/米²,而晶粒组织保持为200兆牛顿/米²。应当指出,尽管沉淀硬化组低于晶粒组织,通过沉淀物的细化晶粒组织作用,沉淀物对强度间接地有决定性的影响。

热轧钢和随后退火钢的强度之间的关系如图2所示。分批退火的钛、铌、钒和碳-锰钢显示出相类似的行为,但是在退火状态下,分批退火钒钢充分地显示出较低的强度(对于给定的热轧钢强度而言)。这一点与碳氮化钒沉淀的粗化较碳化钛或碳氮化铌沉淀要快得多这一事实直接有关。因此,在工艺进行过程中,钒钢的强度下降得相当快。从而在低温(例如580℃)卷取后,热轧钢可以保持令人满意的强度水平,而长时间的分批退火之后的强度是低的。实际含义是:对高强度退火钢而言,钒是一个相当差的强化剂,对于退火状态下给定的强度水平来说,要求比较高的热轧钢强度,它导致高的轧机负荷。

热轧生产的钛和铌钢强度较实验室熔炼的相同钢的强度高50兆牛顿/米²。该钢的高强度水平主要被认为是由于钢中含有较高的锰含量引起的(~1%与0.3%相比较)。钛

和铌钢的沉淀很可能大部分在热轧过程奥氏体-铁素体转变时发生。高的锰含量降低转变温度,从而也降低沉淀温度,这样就会引起较细小的沉淀物弥散和较高的强度。因此,尽管单个锰不是一个有效的强化剂,而它与钛或铌结合在一起则表现出增效作用。

2.1.3 晶粒细化

强度的晶粒细化组分的相对重要性在碳-锰钢中是最重要的,这是因为碳-锰钢的相当低的沉淀硬化(渗碳体颗粒粗化的结果,其直径为0.6微米)和固溶硬化的作用。然而,通过钢的细化晶粒作用,渗碳体颗粒对强度起很大的间接影响,因此碳含量是重要的控制参数。

晶粒组织开始通过再结晶而变化,再结晶与因二次再结晶相类似的机制而形成的变形亚结构内位错晶胞的长大有关。因此预料最终的再结晶晶粒尺寸是位错晶胞尺寸的倍数。在约60%冷轧低碳钢中的这种晶胞尺寸随结晶学的取向而变化,但是在基体内,它通常在0.5~2.0微米范围内,而在显微区内则为0.2微米。在所研究的钢中,观测的最小晶粒尺寸稍大于0.3微米(表1),而在如上晶粒组织形成机制看来,这种尺寸大概是在这些材料中接近可能的最小晶粒尺寸。因此方程式(3)和(4)指出,在这些材料中仅通过晶粒细化达到的最大屈服强度和拉伸强度分别为450和500兆牛顿/米²。

2.2 平整轧制对性能的影响

在退火状态下,对所研究的材料进行了试验。由于带材外形和表面织构的原因以及为了避免在冲压零件中伸展变形的印痕,大批生产的钢通常要经约1%压下率的平整轧制。在实验室中进行了平整压下率对性能影响的有限的评价。

在试验轧机上进行约1%的平整轧制之后,五种氮化钢(退火态屈服强度为280兆牛顿/米²)的屈服强度下降50~75兆牛顿/米²,

四种磷化钢(退火态屈服强度为300兆牛顿/米²)下降40~65兆牛顿/米²,钛钢(退火态屈服强度为400兆牛顿/米²)下降65兆牛顿/米²。这些钢的n值相应的下降,在0.020到0.055范围内变化。一般,平整轧制时性能的变化认为是受诸如间隙原子含量、加工硬化速率和晶粒尺寸等因素的影响。但是,在这些试验钢之间没有检测出有重大差别。平均说来,经1%平整轧制后,高强度冷轧钢的屈服强度下降60兆牛顿/米²且n值下降0.035。对比铝镇静EDD软钢(退火态屈服强度为225兆牛顿/米²),经1%平整轧制后,屈服强度下降50兆牛顿/米²且n值下降0.03。

2.3 强化方法的比较

图6是依据所得到的数据绘制的综合图,主要机制对分批退火钢强度的影响示于图内。冷加工曲线指的是低碳软钢。钒作为强化剂不是有效的,因为碳氮化钒沉淀物快的粗化速率。钒还引起这样的缺点,对于中等强度的退火薄钢板来说,要求在热轧状态下

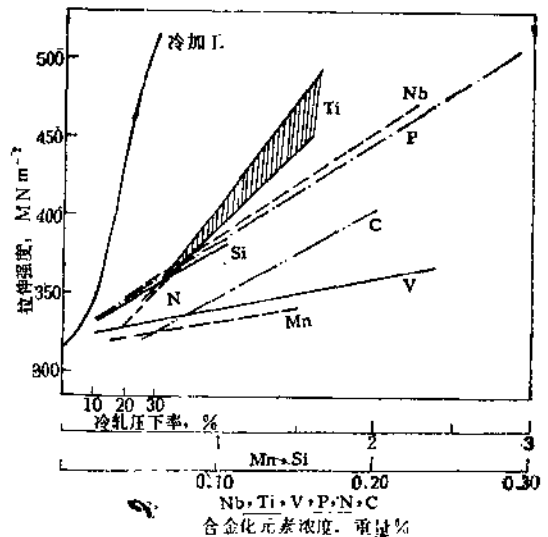


图6 合金化元素和冷轧压下率对钢的拉伸强度的影响(冷轧压下率为60%,在700℃经20小时分批退火),冷加工曲线为低碳软钢的

高的强度水平，从而要求高的轧机负荷（图2）。在这方面，钛、铌和碳-锰钢更有效（图2），而固溶硬化钢有最大的吸引力，因为在从热轧到退火状态的过程中强度降低很少（图1）。对于高强度钢产品来说，连续退火使沉淀物减小和晶粒粗化减弱，比分批退火有明显的优点。因为用含有微量添加合金元素的比较弱的热轧钢能够得到一定强度的退火的薄钢板（图1和2）。

对最高可达400~450兆牛顿/米²的拉伸强度而言，固溶硬化元素是有效的强化剂，因为它们使轧机负荷减小，延性变好，而不同于沉淀硬化剂，它们不受板坯再加热温度变化的影响。后者可能变得很重要，有可能在较低的板坯加热温度下，采用快速轧机。根据焊接性能和冲击性能，对于400~450兆牛顿/米²以上的拉伸强度，高的合金化元素浓度是不受欢迎的。根据应用情况通过复合强化模型能够制造较高的材料。当在高水平下需要最大的延性时，例如固溶硬化可以与沉淀硬化相结合。相反地，对于很高强度，低延性应用而言，沉淀硬化与冷加工相结合是相当便宜的强化机制。

通过适当的控制成分和工艺过程能够获得每种机制所需要产生的显微组织。为了得到一定强度水平，有许多相结合的方法。生产流程的选择将取决于产品的应用意图和要求的材料性能、总吨数、设备的利用率、生产成本和兼容性。在现有钢厂中确定一种新产品的工艺流程时，生产的兼容性是十分重要的。制造的产品应该尽可能地选用特定钢厂的现有设备和一般材料的通常操作。例如，高强度铜钢在冷压缩之后需要附加热处理，在这方面将是操作上的一个缺点。即使对于用现有制造方法生产的高强度钢，附加的工艺过程控制不可避免地是需要的。例如，在二次炼钢时添加合金化元素招致额外的热损失、轧制时不完全再结晶的累积造成较高

的热轧机负荷以及退火时较高的冷轧机负荷和较高的加热温度，以确保再结晶。

高强度钢的生产成本将高于软钢，加上高强度钢是一种同型装配产品，在代替软钢和降低产量的意义上，无疑将把价格提高到低碳软钢以上。

3. 结 论

1. 磷和氮是最有效的固溶硬化元素，并且在从热轧带卷到退火薄钢板的工艺过程中强度实际上没有降低。

2. 钒在退火钢中不是一个有效的硬化剂，由于碳氮化钒的快速粗化速率和从热轧带卷到退火的带钢的工艺过程强度有相当大的降低。

3. 钛和铌是有效的沉淀硬化剂，能够使分批退火钢得到高的强度水平。

4. 退火钢的沉淀硬化与Orowan-Ashby模型完全一致。硬化仅取决于体积分数和沉淀物直径，不受化学成分的影响，也不受沉淀硬化元素是否单独或与其它元素复合加入的影响。

5. 单个锰是一个弱的强化剂，但是它与钛或铌一起则有一个增益效应，它可使奥氏体-铁素体转变温度下降和沉淀温度降低。

6. 增加硫含量和降低退火钢的强度能够使晶粒组织粗化。这种效应的物理本质还不清楚，但是有人认为它可能与板坯再加热过程硫化锰的部分溶解和随后热轧时的再沉淀有关。

7. 1%平整轧制高强度冷轧钢的屈服强度和加工硬化指数分别降低60兆牛顿/米²和0.035。各种钢之间的这个效应在数量上没有重大的差别。

参考文献（略）

姜春阳译自《Materials Science and Technology》，1985，1，№3，183~190，

赵 量校

海洋工程用高强度钢

H. Baumgardt 等

石油和天然气等海底资源的利用将不断增加, 移动式钻井设备、平台、输油管道、中转油库(码头)和储存设备等都要求进行勘探和提供运输, 因此, 给钢材提供重要的市场。

1975年全世界一次能源产品中, 海洋部分约占15%, 1980年这个数字提高到22%左右。到1990年, 可望能达到30%, 以绝对产量计算, 1980年的百分数相当于 19.8×10^9 桶/天, 1990年百分数相当于 32×10^9 桶/天。

对钢材性能的要求

北海海洋工程占钢材销售量的很大比例, 建设一个大型平台需要钢材达40000吨。在北海, 海洋结构件的受力比在中东和墨西哥湾的大得多。因为北海水较深、海浪冲击剧烈, 水温低, 所以对钢材的要求较严。于是开发了符合要求的高质量钢种, 特别注意了强度和韧性、Z向性能和焊接性。

为了解决特殊的大型结构问题, 海洋工程要求材料具有高承载能力, 即高屈服强度和抗张强度, 使在有限的截面上能够承受大的力。

只有当结构能接受某些变形, 或者说必须防止因局部变形产生应力集中, 才能保证结构的操作适应性。此外, 在轧材中, 必须避免层状撕裂, 因为在轧材厚度方向会产生高的应力。因此, 要求材料具有良好的韧性, 而且各向异性要小。为了钢材能在现场加工, 良好的焊接性也是很重要的。

海洋结构用钢

作者所在公司已经研制出能满足上述要求的几个钢号, 现正在海洋工程中使用(见表1)。

表1 海洋结构用钢

钢种	最低屈服强度 N/mm ² 厚30mm	标准	钢号	合金化元素
结构钢	250	ASTM	A36	Mn
高强度正火钢	345	ASTM	A537	Mn
	345	DIN 17100	St53-3	Mn
	345	DIN 17102	StE 355FC36	MnNb
	345	BS 4360	50D	MnNb
	380	ASTM	A572	MnNbV
	430	BS 4360	55E	MnNbV
	450	DIN 17102	StE460FC47 CT	MnNiV/ MnCuNiV
高强度调质钢	114	ASTM	A678/B	Mn
	430	BS 4360	55F	MnNbV
	500	—	StE500, XABO500	CrMo/ NiMo
	550	MIL-S	HY80	NiCrMo
	690	—	StE690N-A- XTRA70/T1	CrMoZr/ NiCrMoB
	690	MIL-S	HY100	NiCrMo

在北海, 采用屈服强度大约 350N/mm^2 的高强度钢已经很长时间了。相反, 在其它海域, 钻井设备和采油平台都用一般强度的ASTM A36钢加工而成, 这种钢的屈服强度低, 大约为 250N/mm^2 。

高强度钢可以是碳-锰细晶组织钢或者通过添加微合金化元素铌进一步得到改善。很低的铌含量能起到有效的作用。这样, 既可以降低碳含量又可以保持强度或得到较高的屈服强度。通过添加钒、铜或镍能够明显地提高屈服强度。这类钢在正火条件下, 最低屈服强度能达到 $450\sim 500\text{N/mm}^2$ 。

控制钢性能的另一方法是控制轧制, 即使在零度以下, 也能获得 550N/mm^2 的屈服强度, 并兼有良好的韧性。控制轧制钢因碳当量低而具有特别优良的加工性能, 这种

钢的主要用途是制造大型钢管。水淬和回火对钢的力学性能有很大的影响。通过奥氏体化, 高压水淬和回火, 可以得到强化且刚韧的组织。为了使这种处理有效, 钢中必须含有铬、钼和镍。海洋结构件使用的水淬和回火钢, 最低屈服强度为 $400\sim 700\text{N/mm}^2$ 。

研制与生产状况

下面介绍最低屈服强度值分别为 355、460和 690N/mm^2 三种高强度钢的研制与生产。

屈服强度

在结构设计中, 采用钢种的最低屈服强度作为强度参数。高屈服强度允许在高的额定静态负荷下使用, 这对减少壁厚和重量及焊接工作量至关重要。

消除应力退火

焊接件经受消除应力退火后, 不应降低钢的性能, 希望在加工过程中, 屈服强度也保持不变。将这里所讨论的钢种 StE 355、StE 460和StE 690进行退火试验, 表明, 在 600°C 保持10小时消除应力退火, 屈服强度和缺口试样的冲击能都没有变化。

抗层状撕裂

当应力垂直作用在产品表面时 (图1, 略), 为了避免产生层状撕裂, 钢材必须具有良好的厚度方向的延性。在刚性 T型接头焊接和焊接结点收缩的情况下, 会产生这种类型的应力。

现在可以生产具有高韧性的各向同性钢材。Thyssen Niederrhein AG 所研究的对钢水进行钢包处理的 TN 方法是以喷吹作为脱硫剂的钙化合物为基础的, 并使用氩气做载流体。结果使钢水脱硫、脱氧并使成分均匀化。另一好的效果是控制残余硫化物的形状, 从而防止在热轧过程中产生长的或伸长的夹杂物, 这是生产各向同性钢材重要的先决条件。

图2示出TN方法改善厚度方向延性的

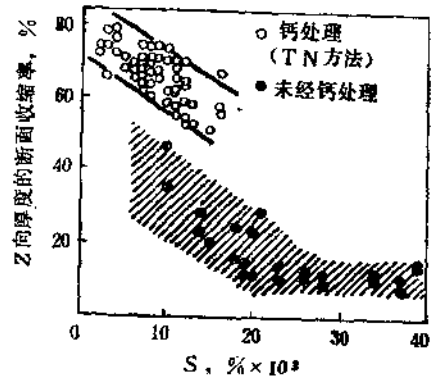


图2 硫含量对StE355钢厚度方向断面收缩率的影响

效果, 在图中所示厚度方向的抗张试验中测定的断面收缩率可用作变形能力的量度。

疲劳强度

海洋结构承受动态应力, 所以检测了厚度方向承受应力的TN处理钢的疲劳强度, 海洋结构的 T型焊接接头和弯管接头可能产生这种类型的应力。Wohler图 (图3, 略) 指出, 与普通冶炼钢的疲劳强度比较, 采用TN方法处理可改善45%。

这种处理对纵向和横向试验的疲劳行为无任何影响。

改善疲劳强度

在欧洲共同体的研究方案中, 许多研究都涉及到海洋结构的腐蚀疲劳问题。其中之一是改善疲劳强度, 尤其是改善高强度钢的焊接接头的疲劳强度。

在要求严格的情况下, 可以应用热的或机械的后处理, 例如, 使用钨极惰性气体保护焊 (TIG) 可以消除产生疲劳破裂源的缺口。

从焊接金属向母材金属的平滑过渡, 这种处理能使焊接接头的疲劳强度增加80% (图4)。图5 (略) 示出StE 355、StE 460和StE 690钢十字焊和对焊焊接接头焊后处理能提高高强度钢焊件抗疲劳破断的程度。

焊接性能

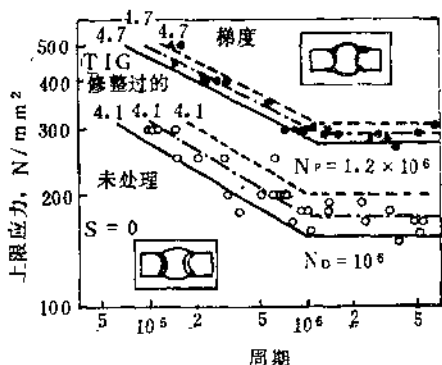


图4 TIG修整对StE 690钢焊接接头疲劳强度的影响

焊接性能是选择海洋结构用钢的决定性参数。该参数包括焊接接头的强度、韧性和开裂行为。对海洋结构的质量来说，设计和生产参数是同等重要的，下面是通用的技术条件：

a) 焊接金属及热影响区 (HAZ) 与母材应有相当的强度和韧性。

b) 焊接过程中，接头处出现的任何裂纹不得超过最终使用时允许的临界缺陷尺寸。

焊接接头的力学性能受焊接金属和母材金属化学成分的控制，也受焊接金属和热影响区 (HAZ) 显微组织的控制。在焊接接头中，得到与母材金属相当的抗张性能是可能的。然而，热影响区的韧性根据选用的焊接条件有不同程度的降低。热影响区的韧性随着冷却时间的增加而降低。因此，在焊接过程中必须限制热量输入 (即 800~500℃ 时的冷却时间 $t_{800\sim 500}$)。图6所示的 27 J 转变温度 (T_{27}) 已经用作 StE 355、StE 460 和 StE 690 钢焊接接头热影响区韧性的判据。为符合焊接结构的设计准则，可调整冷却时间 $t_{800\sim 500}$ 。

冷却时间 $t_{800\sim 500}$ 太短，在热影响区可能产生过度硬化。因此，必须加以限制，以便防止焊接过程中的冷裂以及在使用中的应力腐蚀开裂。例如，石油公司和鉴定委员会

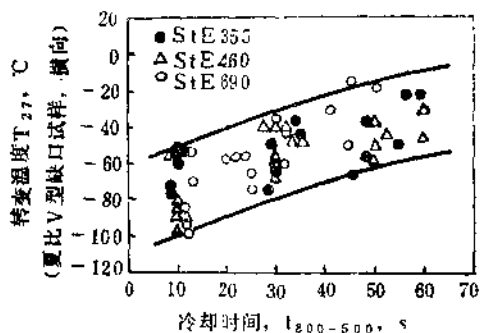


图6 焊接条件对高强度钢热影响区韧性的影响

允许海洋结构使用 StE 355 钢的最大硬度为 325Hv。为了防止冷裂纹，对大于某一厚度和强度的钢板一般要进行预热。

海洋工程的研究工作目的在于通过对钢的最佳分析，预防在热影响区产生高硬度，从而减少产生冷裂纹的危险性和限制预热的经费。图7示出在钢板上堆焊试验的结果，试验中测定的最大硬度作为预热温度的函数。在每一个试验中，研究了不同化学成分、最低屈服强度相应为 355 和 460 N/mm² 的两种钢 (见表2)。通过改变锰-碳含量比，使

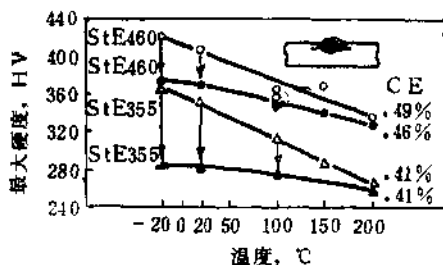


图7 预热温度对高强度钢HAZ最大硬度的影响

表2

钢号	板厚 mm	屈服 强度 N/mm ²	化学成分, wt%					
			C	Mn	Cu	Ni	Nb	V
StE 460	38	489	0.18	1.55	—	0.60	—	0.17
改型StE 460	54	484	0.12	1.50	0.55	0.66	0.03	0.03
StE 355	32	376	0.17	1.24	—	—	0.03	—
改型StE 355	34	369	0.07	1.87	—	—	0.04	—

能降低上面两种强度钢的硬度，这样，在焊接时只需较低的预热温度。这些改型的优质钢可供海洋平台使用。

焊接接头的消除应力退火

在焊接过程中产生的应力，尤其是高强度钢制造的厚壁结构件，要求进行消除应力退火。图8所示的试验结果表明，StE 355钢热影响区的缺口试棒的冲击能的转变温度比母材的约高20℃。但是，与焊接态的比较，580℃消除应力退火对母材和热影响区的韧性都不产生有害影响。

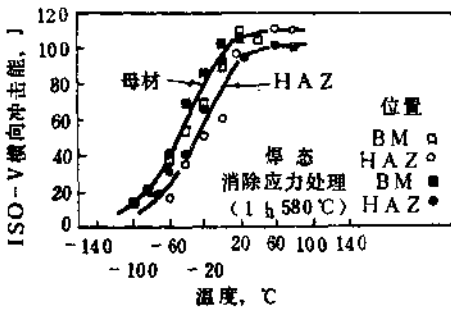


图8 消除应力退火对改型StE 355钢HAZ冲击能的影响

抗脆性断裂

在韧性的研究中，采用的缺口试棒冲击试验，只能根据标准条件下的冲击能把材料分类。图9表示不同屈服强度的三种钢的缺口试棒冲击能与温度的曲线。最低屈服强度的改型StE 355钢具有最高的韧性。但是，这种试验并不适于确定使用条件下材料和构件的特性。在小规模试验结果和构件材料特性之间建立可靠的关系是一项长期的研究课题。

对模拟大型构件的试样进行试验或用断裂力学可以解决上述问题。用在试验室试验的试样上测得的裂纹尖端张开位移(CTOD)的临界值作为裂纹尺寸的函数可以计算构件的极限应力。图10示出改型StE 355钢三点弯曲试验的结果。可以看到，裂纹尖端张开位移随温度下降而减少，虽然在低温

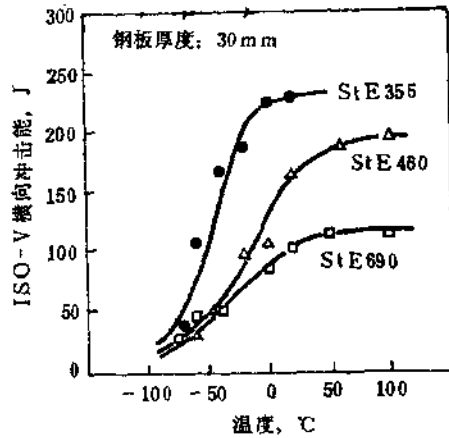


图9 几种高强度钢的冲击能

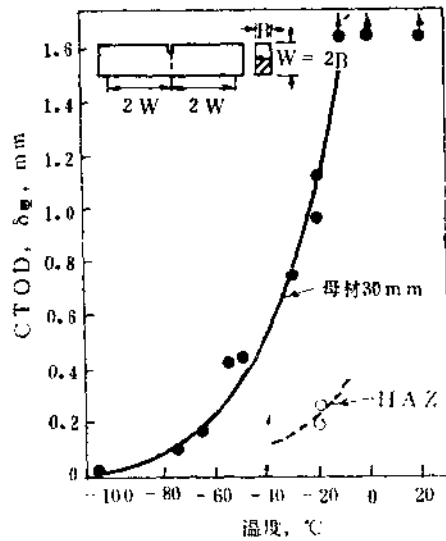


图10 改型StE 355钢(BS5762)的CTOD试验的结果

时，CTOD值仍然很高。正如人们所预想的，焊接接头HAZ的CTOD值比焊接金属的低。

一定要把裂纹扩展抗力和裂纹萌生抗力区分开。采用Pellini落锤试验和宽板试验来评定裂纹扩展抗力。

在落锤试验中，承受三点弯曲的板面上有溶敷的焊道，落锤时受到冲击。因此，在有缺口的焊道上形成脆性断裂。这种试验是在一定温度范围和极限温度内进行的。在极限温度以下，材料脆断不再受阻，此温度叫

做无塑性转变温度(NDT)。在这种脆性断裂试验中,下述海洋结构用钢表现出良好的性能:改型StE 355钢的NDT温度是-55℃,改型StE 460钢的NDT温度是-45℃,StE 690钢的NDT温度是-35℃。

为了研究焊接接头裂纹萌生时的行为,使用缺口拉伸试验试样,而全板厚的宽试样提供了最近似于使用状态下的行为。当然,这种试验的费用是很高的。图11示出缺陷尺寸对总应力、总应变和裂纹张开位移影响的研究结果。这里所讨论的缺陷就是贯穿钢板全厚度的缺口。在达到屈服强度以前,远离缺口发生断裂时,这种缺口长度可以被认为是临界缺陷尺寸。低于此临界尺寸时,试样只在远离材料的缺口处达到全塑性状态后发生断裂(全面屈服)改型StE 355钢在-20℃温度试验时,厚30mm埋弧焊焊缝的热影响区的临界缺口尺寸为20mm左右。尽管存在这样大的缺陷,还能观测到相当高的变形值。对于缺陷尺寸达到临界缺口长度(图11)

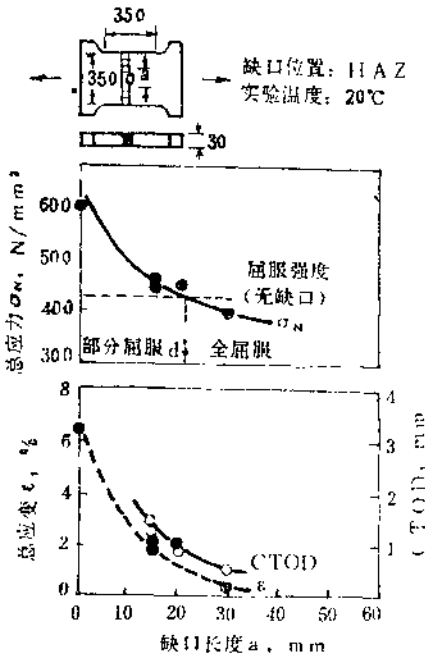


图11 改型StE 355 钢焊接接头的宽板试验

的试样,总应变超过1%。裂纹尖端张开位移值也表明钢材的高变形能力。

焊件的抗脆性断裂可能受加工过程的影响。为了确定加工过程对焊缝未熔区和补焊后消除未熔区的强度的影响,研究了改型StE355钢。为了模拟皮下缺陷,将窄金属带焊接在K槽的陡峭边上。对这种条件的钢材在用补焊消除皮下缺陷后,在-20℃进行宽板试验。图12中的结果表明,只有在高应力和拉长时才发生断裂,除缺陷贯穿整个试样宽度的试样外,力学性能和成形性都与无缺陷焊接接头的性能相似。

缺陷的类型	总应力 N/mm ²	总应变,%	屈服行为
无缺陷	>600	>6.5	部分屈服
表层下缺陷	>577	>5.0	部分屈服
补焊	>581	>5.9	部分屈服
表下层缺陷	>542	>4.5	部分屈服

图12 改型StE 355钢的有缺陷的焊接接头在-20℃时的宽板试验

应用

一些例子说明了开发海洋用钢的实际效益。在挪威Borgern西北大约180公里处有一个正在开发的石油和天然气矿床。在Statfjord A采油平台装备投产两年后,Statfjord B采油平台也在安装。估计这是世界上最大的采油平台(水深145米,总高度771米,重量达824000吨以上)。图13(略)是北海的Statfjord B平台的照片。