

国外机械技术资料

焊接冶金及材料

(一)

郑州机械科学研究所编译

第一机械工业部情报所

内容简介：本资料从近期国外期刊，专利选译汇编而成，共二十八篇。介绍低合金钢、不锈钢、铸铁和耐磨堆焊用的焊接材料以及焊缝金属性能的选定和自保护焊丝。在资料内还收集了西德钢号和焊接材料的标号识别及有关名词解释。

代 号： 74-7

工本费： 1.15 元

目 录

1	焊缝金属性质的选择和控制	1
2	高屈服强度、高韧性低温钢气体保护焊用实芯焊丝	47
3	铬钼合金钢气体保护焊用管状药芯焊丝	53
4	自保护电弧焊的发展及现状	55
5	自保护电弧焊实芯焊丝	61
6	全位置自动焊自保护药芯焊丝——附焊接材料全位置焊接适应性的试验方法	64
7	药芯焊丝或药芯涂料焊条的粉芯粘结剂—— CrO_3	71
8	高强度、抗腐蚀、耐磨 Cr—Ni—Mo 合金钢涂料焊条	73
9	高、低温机械性能优良、成本低廉的 Ni—Fe—Cr 碱性涂料焊条	77
10	高蠕变强度、塑性优良的超低碳奥氏体不锈钢涂料焊条	80
11	高强度奥氏体不锈钢涂料焊条的新渣系	85
12	非磁性稳定奥氏体钢涂料焊条	98
13	涂料焊条起弧性能的改进	100
14	利用金属氧化物涂层改进不锈钢气体保护焊工艺性质的方法	103
15	堆焊领域中的新材料	107
16	碳化钨硬质耐磨表面堆焊用药芯焊丝	114
17	高温耐磨堆焊用 Cr—C—W 低 Ni 钴基合金	121
18	含碳化钛镍基耐磨堆焊涂料焊条	122
19	表面耐磨堆焊硬质铁基合金	126
20	抗疲劳冲击负荷堆焊用涂料焊条或药芯焊丝	130
21	金属基体耐磨硬质表面制造法	134
22	耐磨钢的改进	135
23	球墨铸铁焊接法及其填充材料	136
24	层状石墨或球墨灰铸铁冷焊用填充材料——气体保护电弧焊焊丝及涂料焊条	138
25	球墨铸铁气焊法及其填充材料	141
26	铸铁热焊用涂料焊条	146
27	〔焊接技术参考数据及图表〕——世界各国钢号及焊接填充材料代号识别图解 ——(一)西德部分	148
28	〔焊接技术外文术语浅释〕——德文钢、铁(包括可焊性)及焊接材料名词术语	162

焊缝金属性质的选择和控制

引言

影响焊缝金属机械性能的因素主要有：化学成分、冷却速度、晶粒大小、焊缝质量（有无气孔缺陷）和受负荷时的应变速度等项。铁素体和马氏体钢的多层焊缝金属焊后状态的强度、塑性和韧性主要取决于它们的化学成分。但对于某一给定的成分而言，不同的焊接工艺会造成不同的冷却速度，结果也造成焊缝金属硬度和晶粒大小的差别，因此同一种材料使用不同的焊接工艺会获得不同的机械性能的结果。焊缝质量（有无缺陷）是影响机械性能的第四个因素；多气孔的焊缝金属必然会显著降低它的实际抗拉强度*①、断面收缩率和冲击值（其他各项机械性能可能不致受到太大的影响）。焊缝金属在受到负荷力（如抗拉试验）时的应变速率是影响机械性能的第五个因素。快速的应变速率倾向于增大弹性强度和塑性强度，但却降低塑性和冲击的吸收能力。虽然化学成分、冷却速率、晶粒大小、焊接质量和应变速度都会影响机械性能，而其中影响最大的因素则是化学成分。

在纯铁中加入合金元素，其抗拉强度就会提高，弹性极限、屈服强度和最大破断强度也都倾向于提高。

合金元素的加入量甚少时，实际破断应力趋向于增大得较快，但当合金元素加入量进一步增多时，则每单位合金元素加入量所引起的实际破断应力的增大率会逐渐地减缓下来。如果把合金元素加入量再提高时，则可能使这种强度的增大率降低到零。如果把包括碳、锰和硅在内的合金元素加入量进一步提高，甚至可能使实际破断强度减小，这种现象甚至在碳钢中还可能达到使实际破断强度仅仅等于弹性极限的程度。在这种情况下，一个光洁的抗拉试件可能不产生任何塑性变形而完全成为脆性破断，参见图1。

材料破断时的实际应力和弹性极限之间的差额在很大程度上决定着它在卡贝V形缺口冲击试验中所能吸收的冲击能量的大小。某些合金含量较高、屈服强度较高的焊缝金属其屈服强度虽然提高了，而其冲击能量值反而显著降低，实质上是由于它的实际破断应力未能随着弹性极限的提高而增大的缘故。因此，要想进一步提高焊缝金属的冲击韧性值，这就取决于我们是否能够进一步提高抗拉试验中的实际破断应力值。

如果我们对各种焊缝的化学成分不清楚，就不能对上述的抗拉和冲击结果提出详细的解释。有许多元素当加入到铁素体焊缝金属后能提高它的强度，但却降低它的冲击值。C、Mn、P、S、Si、Cu、Ni、Cr、Mo、V、W、Co、Al、Cb、Ti、Zr、N、O和其他元素（As、Sb、Pb、Sn、Zn、B）的加入量对这个现象都起重要作用。而上述的每一种元素能够过渡到焊缝金属中去的含量则又取决于所使用的焊接方法^[1]。

氧降低焊缝金属的韧性，还可能损害焊缝金属的强度，它是降低焊缝性能的主要因素。其它元素如N、Mn、P、S、Si、Al、Cb、Ti、Zr等也迅速降低焊缝的韧性，但程度上有所不同。碳超过某一最大值时也会迅速降低焊缝韧性。较高的Cr、Mo、V、W含量对焊缝韧性也是有害的。

焊缝的韧性之所以会随着屈服强度的提高而降低是由下列事实产生的，即加入的合金元

*① 实际破断强度(或应力) = 破断时的负荷力 / 拉伸试件在破断后测出的破断面积——译注。

素共同降低韧性的效果往往比它们增大（抗拉）强度的效果更大一些。因此，如果我们能够把危害强度和韧性的元素尽量减少或消除、同时又能最大限度地保留那些具有增大强度效果的因素，那么我们就可能获得一种强度和韧性都很优良的焊缝金属。

过去，许多的焊缝金属试验结果表明，它们的机械性能有很大的差别，屈伏强度既有低至 37,500 磅/吋² (27.4 公斤/毫米²) 的，也有高达 207,000 磅/吋² (151 公斤/毫米²) 的；室温冲击值有低至 2 呎-磅 (0.277 公斤-米) 的，也有高达 240 呎-磅 (~33 公斤-米) 的；冲击塑性至脆性破断的转变温度 (50% 劈裂面) 分散在大于 +200° F (93°C) 至小于 -200° F (-93°C) 的宽广范围内。

本文综述了过去 25 年的研究结果，主要目的是要阐明焊缝金属的机械性能为什么会有这样宽广的变化范围，钢焊缝金属的各项焊后状态的特性是如何形成的，这些特性互相之间有什么影响、人们怎样选择和控制这些特性。当人们把这些问题弄清楚以后，那么焊接行业就可能较好地运用适当的焊缝金属成分范围，和在特定的情况下运用适当的焊接工艺，以便达到各项机械性能的要求。

采用的试验步骤

为了研究“机械性能与成分的相互关系”，我们在 32 毫米厚的钢板上（坡口深度 25 毫米，长度~300 毫米）进行了 443 次多层焊试验。这些试验尽可能排除了影响因素，例如不使焊缝产生弧坑。各道焊缝施焊时采用了幅度等于 0 和等于两个焊丝直径的横向摆动。中间各层焊道的温度作了控制，当前一道焊缝温度还未降低到 250° F (121°C) 前就开始下一道焊道的施焊，使焊接输入热量保持正常。所有试件的取样、加工、机械试验和化学分析都是在同一试验室、以相同的形式由同一批工作人员进行的。

使用的焊接方法都属于熔化焊的形式，它们包括了：光焊条手工电弧焊，涂料焊条手工焊，阴极稳定氩气保护熔化极自动电弧焊，氩气加氧熔化极自动电弧焊，氦气保护熔化极自动电弧焊，CO₂ 保护药芯焊丝自动电弧焊，自保护药芯焊丝自动电弧焊，自动埋弧焊，还有在开室和闭室内进行的填加冷丝的钨极氩弧自动焊。这种钨极氩弧焊的结果不仅包括工业上通常使用的范围，而且还包括在密闭室内抽除空气注入干燥纯氩所进行的 122 个试验室系列的焊缝试验结果，之所以要采用这种电弧气氛是为了保证氧、氮和氢的污染减少到最小程度。

抗拉试验是按照 ASTM 标准以 750%/小时的恒定应变速率，使用 0.357 吋直径的直杆试棒进行的。抗拉试棒取自纵向全焊缝金属，其中心线取在坡口的中心宽度和中心深度上。每一个抗拉试件的试验都做了“负荷-应变”破断曲线的记录，记录下来的各项强度值有：弹性比例极限（即在应力-应变曲线的直线线段上取自相当于 0.01% 应变前置量的应力），上屈伏点（如果存在的话），下屈伏点（如果存在的话），0.2% 屈伏强度，0.5% 屈伏强度，最大抗拉强度（即最大负荷力除以试件原来的截面积的商），实际破断强度（即最后破断负荷力除以试件破断面的截面积所得之商）。记录下来的各项塑性值有：屈伏点延伸率（即在下屈伏点上应力不增大时的应变量），均匀延伸率（即抗拉负荷力达到最大时的应变量），总延伸率（即破断时标测长度内的应变量），以及断面收缩率。

卡贝 V 形缺口冲击试件的取样方式是：把试件的长轴横过焊缝，其缺口开在焊缝宽度的中心线上，缺口的整个长度通过焊缝的深度。冲击试验机的能量为 240 呎-磅。试验温度范围

通常是 +200° F 至 -200° F，但有少数情况采用了更低的试验温度。每一试件经过试验后都观察和记录了它们的冲击能、破断面外观，和侧面膨胀高度*②。

各向异性 (Anisotropy) 和可焊性

当我们选择一种焊缝金属来焊接任何特定的钢种时，我们应该使焊缝金属和母材金属在强度上、塑性和韧性上都取得合理的配合。钢类焊缝金属的塑性指数往往随着强度的提高而降低——参见图 2。钢部件很少具有“各向同性” (isotropic)，也就是说，在三维方向上它的各项性能是互不相等的。对于钢板而言，其最低实际破断应力、抗拉塑性和冲击值只有在整个厚度的方向上是相同的^[2]。钢的这种特性称为“各向异性”。

当“各向异性”的钢材用于承受高残余应力的焊件时，尤其当它们使用具有比母材更高的屈伏强度的焊缝金属进行多层焊接后，这种钢板往往会沿着含有夹渣的平面破断，如图 3 所示。这类的钢常常具有许多非金属夹渣含量不等的平面——见图 4。它的微观组织可能受到这些夹渣的影响，也可能不受影响。至于这些夹渣物的成分，则取决于质谱试验所取的位置而定，可能是由氧化铝、硅酸钙、硫化锰、氧化钛或其他非金属成分所组成——参见图 5。不论夹渣的成分是否具有某种意义，总之要从钢材中消除夹渣，这是毫无例外的原则。

图 3 所示的 2 吋厚碳素钢板施焊前的机械性能列于表 1。它的化学分析如下：0.26 C，0.78 Mn，0.004 P，0.028 S，0.25 Si，0.15 Cu，0.09 Ni，0.04 Cr，0.024 Mo，0.002 V，0.011 Co，<0.001 Ti，0.0062 As，0.0023 Sb，0.0042 Sn，0.0038 N，0.027 O₂，0.004 溶解 Al，及 0.0008 非溶解性 Al₂O₃ (均为重量百分率)。

表 1 图 3 所示钢板在 +80° F 时焊前的机械性能

抗拉及冲击性能	取 试 方 向			厚度方向的性能与纵向性能的比率
	纵 向	横 向	厚度方向	
弹性极限(磅/吋 ²)*③	41900	38900	44100	1.05
上屈伏强度(磅/吋 ²)	42100	—	44200	1.05
下屈伏强度(磅/吋 ²)	40100	—	42900	1.07
0.2%屈伏强度(磅/吋 ²)	40900	38900	43000	1.05
0.5%屈伏强度(磅/吋 ²)	40200	39700	45100	1.12
最大抗拉强度(磅/吋 ²)	74800	75000	61400	0.82
实际破断强度(磅/吋 ²)	141500	133800	65300	0.46
屈伏点延伸率(%)	0.76	0.35	0.30	0.39
均匀延伸率(%)	18.80	18.63	3.30	0.18
总延伸率(%)	32.87	32.28	3.52	0.11
断面收缩率(%)	58.70	54.60	7.42	0.13
冲击能(呎-磅)*③	29.2	27.4	9.1	0.31
劈裂面积(%)	79.0	69.0	90.0	1.14
侧面膨胀(吋)	0.022	0.030	0.013	0.59

*② 冲击试件的破断面外观和它的侧面膨胀高度是判别“塑性”、“脆性”和“混合(塑性+脆性)”破断的凭据之一。人们常常测出试件破断面上“劈裂面积”所占的百分率(CF)和侧面膨胀高度来表示破断属于何种性质。劈裂面积百分率越大、侧面膨胀高度愈小时，这种材料的脆性愈大。当 CF < 50% 时为“塑性破断”，CF = 50% 时为“混合破断”，CF > 50% 时为“脆性破断”。——[译注]

*③ 1 磅/吋² = 0.00073 公斤/毫米²
1 呎-磅 = 0.138 公斤-米。

当我们焊接“各向异性”的钢材的一个重要原则是应把焊缝金属的屈伏强度保持在等于母材屈伏强度 $\pm 10\%$ 的水平上。对于非合金、各向异性的碳钢而言，焊缝金属的屈伏强度宜小于母材的屈伏强度(30000~45000 磅/吋² = 22~31公斤/毫米²)。采用屈伏强度大致等于这个水平值的焊缝金属也是可以的。但从另一方面来看，如果为了避免钢板发生裂纹，而使用低屈伏强度的焊缝金属来焊接价格高昂的高强度钢，则又是没有技术性和经济性的优点的。

强度，韧性及成分模型

我们从 443 种不同成分的焊缝金属试件(焊后状态)的抗拉和冲击试验数据中归纳出两个如图 6 所示的模型，用来表明焊缝金属的强度和韧性对成分的改变所起的反应。

图 6 中的第一个模型涉及焊缝金属的屈伏强度。从这个模型可以看出：焊缝金属的基体是纯铁，它的 0.2% 屈伏强度为 37500 磅/吋² (~27.4 公斤/毫米²)，这是每一种焊缝金属的 0.2% 屈伏强度的一个基数(纯铁的 0.2% 屈伏强度系在室温下以 750%/小时的恒定应变速率而测定的——参见图 7)。在这个基数上增加的强度都可以认为是在纯铁中加入一种或多种合金元素(以单独的或联合的形式加入)所取得的结果。

要想只是通过加入更多更多的合金元素的方式来无限制地提高屈伏强度是不可能的。举例来说，铬的加入开始有提高屈伏强度的趋势，但当加入量逐渐增大时，屈伏强度反而会降低，如果把铬含量进一步加大时，对于屈伏强度就不再产生什么影响了。在碳钢中加铝也产生与此相似的趋势，只是铝的加入量有所不同罢了。其他合金元素的过量加入都有降低屈伏强度的倾向。在纯铁中加入某一单独的合金元素在开始时其屈伏强度可能与该元素的加入量成正比的直线函数而增大，或者以或快或慢的速率而增大。图 6 所示的模型，具有某种适当的数学表达形式，可以为遇到某些特定强度水平，要求选择最佳成分时，提供一种便利的依据。

图 6 中的第二个模型涉及“成分与韧性”的关系模型。这一模型接纳了这样的一个事实：即冲击能不能再增高到超过 240 [呎-磅] (约 33 公斤-米) 的水平(这是冲击试验机的最大能量)。在纯铁中加入一种或多种合金元素，既可能对于 240 [呎-磅] 的冲击能量值不产生影响，也可能会降低这个数值。后一种情况则是常见的，碳就是这样的一个例子。在一组焊缝金属中，当含碳量达到约 0.14% 时还不致降低它们的冲击能，但在另一组焊缝金属中，含碳量超过 0.054% 时却造成了冲击值的急剧下降。在这两组焊缝金属的情况下，当碳的加入量都进一步增大时，它们的冲击值都会随着含碳量的增大而成直线函数下降。

焊缝金属的抗拉性能

纯铁：

纯铁的焊缝金属在室温下表现出强度低、塑性高、冲击值大的特点。采用熔化极氩弧焊焊成的纯铁焊缝金属的抗拉性能列于图 7 的左边，这个结果是用每小时 750% 伸长率的恒定应变速率的抗拉试验得到的。它的实际破断应力为 142250 磅/吋² (103.8 公斤/毫米²)，等于它的(弹性)比例极限(37300 磅/吋² = 27.2 公斤/毫米²)的 3.81 倍。

在纯铁中加入个别的纯元素对于其强度的增进甚少。这在轧钢钢板中和在焊接状态下的焊缝金属中都已获得了证实。^{[3]~[11]} 铁素体晶粒的大小对于屈伏强度有显著的影响；它的晶粒愈粗大，其强度愈低；晶粒愈细致，其强度则较大。^[11] 含有贝氏体的合金焊缝金属的屈伏强度在室温和每分钟 0.006 吋(每小时 36% 伸长率)的应变速率试验条件下为 15000~33300 磅/吋² (10.95~24.3 公斤/毫米²)。^[11] 这些公布的数据表明：如果要求提高强度，就

有必要在纯铁中加入较复杂的合金系列。

非合金碳素钢：

光焊条电弧焊——过去用光焊条手工电弧焊接法形成的非合金碳素钢焊缝金属的屈伏强度约为 43000 磅/吋² (31.4 公斤/毫米²)，最大抗拉强度约为 57000 磅/吋² (41.6 公斤/毫米²)，总延伸率约为 6%。^{[12]~[14]} 这种焊缝金属如果用现代化的方法来制做和试验，在室温下也得到相似的结果 (参见图 8)：(弹性) 比例极限 (PL) = 47600 磅/吋² (35 公斤/毫米²)；0.2% 屈伏强度 (Y) = 48500 磅/吋² (35.5 公斤/毫米²)；最大抗拉强度 (U) = 62800 磅/吋² (45.8 公斤/毫米²)；实际破断应力 (T. F. S.) 73800 磅/吋² (53.8 公斤/毫米²)；延伸率 = 9.3%；断面收缩率 (A. R.) = 23.3%。

这种焊缝金属具有体心立方晶格金属的特性，^[15] 其弹性区抗拉强度随着温度向室温以下降低而增大，直到某一温度 (大约为 -80°F) 当试件达到它的实际破断应力值因而破断时为止——参见图 8。当温度上升超过室温时，它的 (弹性) 比例极限则会逐渐减小。在室温至 $+500^{\circ}\text{F}$ 之间，0.2% 的屈伏强度几乎不产生改变，但超过 $+600^{\circ}\text{F}$ 后，屈伏强度就会急剧下降。

在图 8 中，最小的公称抗拉破断强度首次出现在 $+200^{\circ}\text{F}$ 上。超过 200°F 后，抗拉破断强度就会增大，(虽然在 $+290$ 至 $+490^{\circ}\text{F}$ 之间在负荷上升之际可能会发生破断，这是由于在这个温度范围内试件受到了它的实际破断应力的限制的缘故。) 温度超过 $+490^{\circ}\text{F}$ 时，抗拉破断强度又会随着温度的升高而减小。

抗拉延伸率在 0°F 时有一个峰值，然后当温度超过 $+500^{\circ}\text{F}$ 又趋向于增大图 8。从这里可以看出有两个明显的脆性范围，其一在 -80°F 以下，另一个在 $+200^{\circ}\sim+500^{\circ}\text{F}$ 之间。

光焊丝碳钢焊缝金属通常都是有气孔的，这是由于碳和氧的化学反应，以及氮在铁中的溶解度随着温度而改变的结果。^{[16], [17]}

我们试验的这种光焊丝碳钢焊缝金属含有 0.03C, 0.18Mn, 0.04Si, 0.14N 和 0.15% O_2 。如果把氮当作一种增强元素、同时又把氧当作一种效果几乎可以抵消氮增强作用的“强度减弱剂”(strength detractor) 来看待，那么具有上列这个成分的焊缝金属的屈伏强度就符合于图 6 所示的强度模型。

涂料焊条电弧焊——非合金碳钢涂料焊条电弧焊焊缝金属在 1950 年代所达到的强度水平综合地列于图 9。在该图中几项抗拉性能系作为相对于焊缝金属的 0.2% 屈伏强度的变数而列出的 (即以 0.2% 屈伏强度作横座标，其他抗拉性能项目作纵座标而绘成曲线图的)。焊缝金属的平均 (弹性) 比例极限 (av. proportional limit) = $Y + 5000$ (Y = 屈伏强度)，它的最大抗拉强度 (U) 随着屈伏强度成直线形增大，可以用 $U = Y + 10900$ 磅/吋² (8 公斤/毫米²) 的公式来表示。实际破断应力 (T. F. S.) 也随着屈伏强度成直线形增大；无缺陷的焊缝金属的 T. F. S. = $2.5Y$ ；有气孔的焊缝金属的 T. F. S. = $1.75Y$ 。实际破断应力的个别最高值为 185200 磅/吋² (137 公斤/毫米²)。

由图 9 可以看出，各项抗拉塑性值总的趋势是随着屈伏强度的增大而减小。均匀延伸率 (uniform elongation values)*^④ 的数据分散度最小，“屈伏强度-均匀延伸率”曲线的斜率是负数，负荷达到最大时的平均均匀延伸率为 16%。总延伸率*^⑤ 的数据分散度较大，“屈伏

*^④ 均匀延伸率是抗拉试验中负荷达到最大时的延伸率——译注。

*^⑤ 总延伸率 = 屈伏点延伸率 + 均匀延伸率 = $\frac{L-L_0}{L_0} \times 100\%$ 。 L_0 = 抗拉试件原来的标测长度， L = 拉断后标测长度 (gauge length) 的伸长长度——译注。

强度-总延伸率”曲线的斜率也是负数，平均总延伸率为26.8%。断面收缩率的数据分散度更大，“屈伏强度-断面收缩率曲线”的斜率总趋势也是负数，平均断面收缩率为55.1%。

这些焊缝金属的成分范围是：0.05~0.10C，0.25~0.78Mn，0.008~0.015P，0.010~0.030S，0.06~0.60Si，0.006~0.043N，0.033~0.110%O（重量百分率）。

以上这些试验结果与先前发表的结果一致。^[18]

熔化极氩-氧保护电弧焊——在这一试验系列中使用的某些焊丝是镀铜的。有八个焊缝金属含有0.15~0.86%Cu。焊缝金属化学成分范围为0.081~0.19C，0.52~1.58Mn，0.32~0.94Si，0.0045~0.093%N。在氩气中加入2%和5%的氧，成为两种保护气体成分。结果焊缝金属的含氧量从0.013%增大到0.044%。磷、硫和镍的含量都很低，分别小于0.017%，0.024%和0.06%。

1965年进行的21个焊缝系列（包括试验配制成分和商业供应焊丝成分）的抗拉性能试验数据列于图10。（弹性）比例极限和最大抗拉强度都均匀地随着0.2%屈伏强度的增大而增大。实际破断应力的数据如同断面收缩率一样有宽广的分散带，（实际破断应力与断面收缩率有一定的关系）。无缺陷的焊缝金属的实际破断应力对屈伏强度的平均比率为2.56:1，而有气孔的焊缝金属的这项比率则为1.73:1。

当0.2%屈伏强度增大超过63500磅/吋²（46公斤/毫米²）后，所有各项塑性指数都连续下降。均匀延伸率的分散度很小，总延伸率的分散度则相当大，断面收缩率的分散度就更大图10。

阴极表面稳弧层、熔化极氩弧焊——1953年进行了一系列试验，从实验室冶炼的几种成分的实心焊丝焊制了34个焊缝金属。实心焊丝表面上镀有薄层金属氧化物：CaO，MnO，和TiO₂（即标题所称的“阴极表面稳弧层”）。把焊丝拔到最后尺寸后镀上这层物质，用来稳定氩弧阴极，使焊丝可以在正接（或正极性）条件下施焊。^{[19]，[20]}

焊缝金属化学成分范围为：0.019~0.25C，0.49~1.96Mn，0.02~1.01Si，0.003~0.018N，0.014~0.030%O。

抗拉试验数据综合地列于图1。（弹性）比例极限和最大抗拉强度随着0.2%屈伏强度从44375磅/吋²（32公斤/毫米²）增大到79800磅/吋²（58公斤/毫米²），而且均匀地、或直线形地增大，带有很少的分散度。实际破断应力随着0.2%屈伏强度的增大而上升，直到屈伏强度约等于55000磅/吋²（~40公斤/毫米²）为止。当屈伏强度为57000磅/吋²（41.5公斤/毫米²）时，实际破断强度达到最大值186000磅/吋²（143公斤/毫米²），在这个强度水平上，实际破断应力与弹性比例极限之差为130000磅/吋²（95公斤/毫米²）。0.2%屈伏强度在65000磅/吋²（46.9公斤/毫米²）以上的焊缝金属其实际破断应力会下降到这样的一种程度，即：用投影法来测量时，在屈伏强度从80000至93000磅/吋²（58~68公斤/毫米²）范围内，它竟与（弹性）比例极限相等了。参见图1。这是一个光洁抗拉试棒产生脆性破断的必然条件。然而我们试验并未扩展到这么个极端，有些强度较大的焊缝金属仅仅接近于“零塑性”（nil ductility）的水平而已。

含炭量最高的焊缝金属（0.25%C）的总延伸率只有6.8%，断面收缩率为9.1%，断面收缩率的分散度最大。

CO₂保护药芯焊丝电弧焊——采用具有代表性的药芯焊丝和CO₂气体保护进行一系列焊接试验所获得的10个焊缝金属的0.2%屈伏强度具有从49,000至70,850磅/吋²（36~52

公斤/毫米²) 的范围, 其最大抗拉强度 (U) 随着屈服强度 (Y) 的增大而均匀地上升, 其平均值为 $U = Y + 15160$ 磅/吋² (11 公斤/毫米²)。

各项抗拉塑性值随着焊缝金属屈服强度的增大而逐渐下降, 但强度最高的焊缝金属的各项塑性值尽管屈服强度增大仍能保持在一个优良的水平上 (总延伸率 $> 25\%$, 断面收缩率 $> 53.6\%$)。

焊缝金属的化学成分范围如下:

0.070~0.112C, 0.59~1.66Mn, 0.008~0.016P, 0.011~0.030S, 0.29~0.76Si, 0.026~0.10Cu, 0.002~0.028Ni, 0.024~0.061Cr, 0.005~0.017Mo, 0.006~0.019V, 0.0012~0.040Al, 0.0032~0.0108N, 0.036~0.1243%O (重量百分率)。

无保护药芯焊丝电弧焊——用无保护药芯焊丝电弧焊所制成的焊缝金属比一般的焊缝金属含有较高的炭 (0.202~0.359% C) 和氮 (0.050~0.074% N), 有些还含有较高的铝 (至 1.87% Al)。但它们的含氧量通常是很低的 (0.0039~0.0060% O)。

它的抗拉强度大致上与 CO₂ 保护药芯焊丝的焊缝金属相同, 只是它的断面收缩率较低。

这种焊缝金属的实际破断应力不曾做出测定和记录, 但从其化学成分、断面收缩率和冲击值来判断, 它的实际破断应力可能是低的。

埋弧焊——用两种不同成分的焊丝和两种不同成分的焊剂焊成的 6 条焊缝金属具有下列化学成分范围: 0.037~0.105C, 0.90~2.21Mn, 0.012~0.025P, 0.012~0.017S, 0.21~0.77Si, 0.003~0.007N, 0.072~0.120%O (重量百分率)。其屈服强度范围为 45000~58700 磅/吋² (33~43 公斤/毫米²), 其最高的实际破断应力为 139000 磅/吋² (101 公斤/毫米²), 约等于屈服强度的三倍。它们的塑性甚好, 均匀延伸率为 9.4~19.2%, 总延伸率为 21~37%, 断面收缩率为 34~70。

合金钢:

商业供应涂料焊条——1960年以前商业上供应的合金钢涂料焊条产生的焊缝金属的屈服强度范围已能达到 60000~148000 磅/吋² [21] (44~110 公斤/毫米²)。这类焊条的焊缝金属具有下列元素的平均值: 0.011P, 0.018S, 0.009N 和 0.033%O。这类涂料焊条的一个重大改进是含氮量的降低, 这远远还没有被人们所认识。这类的焊缝金属有着广阔的成分范围; 大多数以下列元素为基础, 即 Fe, C, Mn, 和 Si, 加 Ni, Cr, Mo 及/或 V。

这类焊缝金属的 (弹性) 比例极限和最大抗拉强度与 0.2% 屈服强度成直线形增大, 参见图 11。强度较低的无缺陷焊缝金属的实际破断应力对 (弹性) 比例极限的比率平均为 2.88:1.00。对于强度较高的焊缝金属, 因为它的实际破断应力没有多大的增进, 所以当屈服强度增大时, 其实际破断应力对 (弹性) 比例极限的比率会逐渐减小, 参见图 11。0.2% 屈服强度为 107300 磅/吋² 的焊缝金属具有一个最高的实际破断应力 (= 229400 磅/吋² = 151 公斤/毫米²)。

在 0.2% 屈服强度水平直至 130000 磅/吋² (95 公斤/毫米²) 的范围内, 各项抗拉塑性值均随着 0.2% 屈服强度的增大而逐渐降低。强度较高的焊缝金属其各项塑性值的降低也较急剧。图 11。

商业供应铬钢涂料焊条——含铬合金钢可以用来说明这样的一种情况, 即在钢中加入某一种元素时, 这种钢的抗拉强度首先随着该元素的加入量的增大而提高, 但当该元素的加入量继续增大时抗拉强度反而会降低, 至于钢中其他成分的改变对强度的影响则很小或不产生

影响。参见图 12。^[22]

焊缝金属除含铬外，还具有下列成分：

0.04~0.10C, 0.48~0.81Mn, 0.011~0.026P, 0.010~0.025S, 0.18~0.71Si, 0.09~0.12Cu, 0.08~0.51Ni, 0.03~0.52Mo, 0.03~0.24V, 0.007~0.11N 及 0.046~0.112%O。

试验性空气冶炼涂料焊条——1961年我们冶炼拔制了（空气熔炼）39种试验性成分的焊芯，压涂了商业供应的 E-7018型药皮和其他类型的混合药皮，进行焊接试验，其结果列于图 13。焊芯和药皮成分的搭配是以焊缝金属所含每一种元素不超过下列的上限含量为准则：0.19C, 5.94Mn, 1.36Si, 2.50Cu, 4.54Ni, 3.88Cr, 2.05Mo, 0.74V, 2.18Co, 0.74W, 0.57Cb, 0.15Ti, 0.024Zr 及 0.25%Al。此外，它的 P, S 和 N 的平均含量分别为 0.011, 0.018 和 0.009%。氧的含量为 0.016~0.089%。

这类的焊缝金属具有 91000~163400 磅/吋² 的 0.2 屈伏强度。无缺陷的焊缝金属的弹性比例极限等于 0.2% 屈伏强度的 0.901 倍 ($P.L. = 0.901Y$)，最大抗拉强度等于屈伏强度加 18345 磅/吋² (13.4 公斤/毫米²) ($U = Y + 18345$ 磅/吋²)。实际破断应力几乎都超过 200000 磅/吋² (146 公斤/毫米²) 但没有超过 269800 磅/吋² (195 公斤/毫米²) 的。其中较低的实际破断应力值都是由于实际破断应力对弹性比例极限的比率小于 2.0 而形成的。这两个数值的差额对于无缺陷的焊缝而言，约在 64800~123000 磅/吋² (47~90 公斤/毫米²) 的范围内。

它们的总延伸率超过 13%，断面收缩率超过 43%，这是尚可的塑性，但非优良的塑性。^[23]

试验性真空熔炼高纯度涂料焊条——1962年用真空熔炼高纯度焊芯加商业供应的 E-7018型药皮和多种其他类型的药皮制成的试验性涂料焊条试焊了 53 个焊缝金属，其所得结果比前节所述的空气熔炼的焊条好不了多少。其中观察到的部分改进，可能是由于某些合金含量有所降低的缘故。这两个系列试验的焊缝金属的 P、S、N 和 O 含量的差别甚少。二者的含氧量平均都是 280 ppm (= 0.0280%)，二者的含氮量平均都是 96 ppm[ⓐ] (= 0.0096%)。试验结果表明：要降低焊缝金属的含氧量，有必要进一步修改涂料的成分才能达到^[23] (单凭真空熔炼焊芯是无济于事的)。

真空熔炼焊芯涂料焊条的焊缝金属的各项强度和塑性指数对 0.2% 屈伏强度的关系曲线，几乎与空气熔炼焊芯涂料焊条的相一致，参见图 14。这些焊缝金属的成分配方使它们的 0.2% 屈伏强度处于 67000~160000 磅/吋² (49~117 公斤/毫米²) 的范围之内。有少数的焊缝金属还含钴、铌和锆作为附属的合金元素。

试验性表面薄涂层焊丝氩弧焊——我们从上述两组空气熔炼和真空熔炼的试验性钢锭中取下部分材料拔制成 0.062 吋直径 ($\phi 1.6$ 毫米) 的焊丝，在施焊前涂上一层薄薄的氧化物胶浆。保护气体为氩气 (99.999%)，焊成了 71 个焊缝金属。其 0.2% 屈伏强度范围为 72000~172000 磅/吋² 图 15。这些焊缝金属的特征是抗拉塑性相当低。其平均含氧量为 185 ppm，氧来自涂料。它们的含氮量范围从 17 到 420 ppm，这取决于电弧的稳定程度。

另外，我们制备了 13 个比较系列的焊缝金属，它们是用商业供应的光焊丝和上述两种试验性成分的光焊丝焊成的，但保护介质改用了 99% Ar + 1% O₂ 的混合气体，这些焊缝金

* ⓐ 1 ppm = 百万分之一——[译注]。

属的含氧量范围从 75~620ppm, 含氮量范围从 15~130ppm。其 0.2% 屈伏强度范围为 81000~168000 磅/吋² (59~124 公斤/毫米²)。这些焊缝金属没有一个具有较高的塑性值。

熔化极氦弧焊——氦气 (He) 保护具有稳定电弧的特征, 同时又能产生光洁的焊缝表面, 因而可以焊出无缺陷的多道焊缝金属。一般而言, 在通常的通风室内制成的这类焊缝金属的含氧量小于 40ppm, 含氮量小于 20ppm。

这一系列的焊缝金属的 0.2% 屈伏强度范围从 69000 到 155000 磅/吋² (50~114 公斤/毫米²)——参见图 16。在这里还是第一次获得大于 300000 磅/吋² (220 公斤/毫米²) 这样高的实际破断应力。总延伸率的最小值为 18.75%, 断面收缩率的最小值为 67.30%。

真空熔炼试验性成分填充丝, 通风室内钨极氦弧焊——这一系列的试验包括 18 种不同成分的填充焊丝, 使用一般的填充冷丝 (即焊丝不通电) 的钨极氦弧焊进行焊接。其焊缝金属的 0.2% 屈伏强度范围从 58300 到 198500 磅/吋² (42.5~144 公斤/毫米²)。它们的含氧量范围从 1~40ppm (即 0.0001~0.004%), 含氮量范围从 10~51ppm。

有几种焊缝金属的实际破断应力超过了 300000 磅/吋² (220 公斤/毫米²)。其最大值为 348000 磅/吋² (250 公斤/毫米²)。——图 17。

真空熔炼试验性成分填充丝, 干燥室内钨极氦弧焊——为了取得最大的保护效果, 使焊接熔化金属不受氧、氮和氢的污染, 我们在首先抽除空气、然后通入氦气的密闭室 (即所谓的“干燥室” dry-box) 中制备了 122 个焊缝金属, 添加的冷丝就是上面已述的那些真空熔炼焊丝, 但还包括了一个成分范围广阔的焊丝, 使产生的焊缝金属具有从 41700 至 207000 磅/吋² (35~150 公斤/毫米²) 这样一个范围的 0.2% 屈伏强度。其实际破断应力值高达 374500 磅/吋² (274 公斤/毫米²) 的, 参见图 18。

这一系列的试验结果终于有力地证明: 具有高强度的合金钢焊缝金属也能具有高韧性。^[24] 这类的焊缝金属在抗拉试验中还具有高的实际破断应力的倾向, 其实际破断应力与 (弹性) 比例极限之间的差额甚大。^[25] 这一系列的试验还证明: 从焊缝金属中完全脱除氧、氮和氢, 并不是保证产生高韧性焊缝金属的不可缺少的必要条件。要想获得高韧性的焊缝金属, 必需加入适当的合金元素才能达到目的。最佳的结果是当焊缝金属含炭复验分析量小于 0.14% 的情况。对于某些合金成分的焊缝金属而言, 要求比这个数值更低的含炭量。此外, 当含锰量趋近于 0 时, 也取得了最佳的结果, 但与此同时, 铬、钼和钒的含量不是太高的, 铝、铌、钛、锆的含量甚低。

这一系列试验的重要结果之一是获得了这样的一个结论, 即: Fe—5%Ni—2%Mo—C 合金系统具有优异的强度和韧性特性。人们只需把含炭量作为这个合金系统的唯一变量, 就能很容易地达到其质量控制。人们只需把每炉钢进行复验分析, 也就能保证交货单上所列的适当的焊缝金属的强度级别。^[26] 这一系列的试验结果列于图 19。

这一系列的焊缝金属的平均含镍量为 4.49%。平均含钼量为 2.03%。除炭外, 其他元素的含量都很低: 0.01~0.05Mn, 0.0005~0.0038P, 0.0019~0.0038S, 0.01~0.04Si, 0.01~0.13Cu, 0.12~0.20Cr, 0.01~0.02V, 0.0010~0.0026N, 及 0.0003~0.0014%O。

含碳量的调节范围则为 0.082~0.32%。含碳量为 0.082% 的焊缝金属具有 131100 磅/吋² (95.7 公斤/毫米²) 的 0.2% 屈伏强度。其 (弹性) 比例极限为 126000 磅/吋² (92 公斤/毫米²), 其相对应的实际破断应力为 321500 磅/吋² (234.7 公斤/毫米²)。如图 19 所示, 当强度增大时, 塑性则降低, 这完全是由于含炭量的调整而改变的。

焊缝金属的冲击性能

纯铁：

纯铁焊缝金属具有颇高的冲击能吸收能力，在 -10°F 至 $+200^{\circ}\text{F}$ ($-23^{\circ}\sim 93^{\circ}\text{C}$) 的试验温度下，其冲击能为240呎-磅 (33公斤-米)。这与它具有甚高的“实际破断应力对弹性比例极限的比率”(= T.F.S./P.L = 3.81:1) 有连带的关系。在温度为 -20°F (-29°C) 时，它的冲击能急剧下降到约10呎-磅 (1.4公斤·米) 或更低。参见图7中的右图。温度直到 -10°F (-23°C) 时，在冲击试件的破断面上还见不到“劈裂小台面”(cleavage facets)，而在 -20°F (-29°C) 和 -20°F (-29°C) 以下时，劈裂面就占有整个冲击试件破断面积的95%或95%以上。

非合金碳素钢：

光焊条电弧焊——这种焊缝金属的卡贝V形缺口冲击能在 $+200^{\circ}\text{F}$ (93°C) 时为35呎-磅 (4.5公斤-米)，当温度为 $+32^{\circ}\text{F}$ (0°C) 时就下降到2呎-磅 (0.28公斤-米)。这种焊缝金属的冲击能之所以会这样低是直接和高氮 (产生氮化物)、高氧 (产生氧化物) 含量的迭加效果有关，它使焊缝金属的实际破断应力TFS与弹性比例极限PL之间的差额减小了TFS/PL = 1.55:1，或TFS - PL = 26200磅/吋² (19.1公斤/毫米²) 参见图8。

涂料焊条——前述1950年所试的此类焊缝金属中只有六个焊缝金属的冲击数据在 $+200^{\circ}\text{F}$ (93°C) 至 -100°F (-37.3°C) 范围内保存了下来，但是这个温度范围却包括了整个抗拉强度的范围。它们的冲击能随着屈服强度的增大而减小，其减小率正可以用来证明这样的—一个事实，即：非合金碳钢涂料焊条系统当它们的屈服强度超过约65000磅/吋² (47.5公斤/毫米²) 时就不能获得高韧性的焊缝金属，参见图20B。在抗拉试验中具有最高的实际破断应力 (185200磅/吋² (135.2公斤/毫米²)) 的焊缝金属，也具有最高的冲击能值 ($+80^{\circ}\text{F}$ (26.7°C) 时为240呎-磅 (33.1公斤-米))。

这类焊缝金属的含氧量对其冲击值有影响，含氧量愈高，冲击能愈低——参见图20A。含氧量增大时，还会降低“破断性质转变温度”(fracture appearance transition temperature, 缩写为FAAT)^⑦。其原因可以用下列事实来解释，即：FAAT的数值会随着屈服强度的增大而升高，而且，强度高和含氧量高的焊缝金属就容易发生晶界分离而不易产生劈裂。

熔化极氩+氧保护电弧焊——这种用氩加氧保护的不含铜焊缝金属在室温下的卡贝V形缺口冲击能值会随着屈服强度的增大而急剧减小——图21。有迹象表明，这种冲击能的减小趋势，除与屈服强度有关外，还与其他别的因素有关，例如含氧量。

如果把在 $+80^{\circ}\text{F}$ (26.7°C) 和 -20°F (-29°C) 温度下所得的冲击能值与各种含炭量绘成曲线 (见图37和图38)，我们就可以看出，不论是含铜的还是不含铜的焊缝金属都与图6所示的“韧性模型”(toughness model) 相符合。含铜的焊缝金属，对于某一给定的含炭量而言，在这两种试验温度下都比不含铜焊缝金属具有更好的冲击韧性。这个优点在 -20°F (-29°C) 时特别显著。

含铜焊缝金属的FAAT值随着屈服强度的增大而减小，这就是说，具有较小冲击能吸收能力的冲击试件也具有较低的FAAT值。

CO₂保护，药芯焊丝电弧焊——这类焊缝金属的冲击能值随着屈服强度的增大而急剧减

*⑦ 破断性质转变温度(FAAT)——即在冲击试验中试件从塑性破断转变为脆性破断的温度点FAAT值愈低，表明这种材料的塑性愈好，但并不表示具有较高的冲击能。——译注

小，而其 FAAT 值在屈服强度超过 57000 磅/吋² (41.6 公斤/毫米²) 时急剧升高。因为，除了含氧量有所不同外，所有这些焊缝金属的各种成分都是相似的，所以可以得出结论：它们的冲击能值主要取决于它们的含氧量——参见图 43。它们的含氧量范围从 0.036 到 0.1243% 不等。这些焊缝金属的含氮量都甚低，平均值为 0.0065%。

无保护药芯焊丝电弧焊——这类焊缝金属的冲击能值都甚低 (+80° F (26.7° F)) 时为 26 呎-磅 (3.6 公斤-米)，而其 FATT 值则甚高 (= 132° F (55.6° C))。产生这种低韧性和高 FATT 值的原因是由于含炭、含氮量较高的缘故，在某些情况下还与含铝量有关。

埋弧焊——埋弧焊焊缝金属的冲击能值在室温下约为 27(3.7)~52(7.2) 呎-磅 (公斤-米)，而它们的实际破断应力对弹性比例极限的比率有 2.76:1 的数值，相对来看，这个冲击能值是相当低的。这个低冲击能值的成因是由于锰、硅和氧含量较高，再加上晶粒较大的缘故。使用埋弧焊通常都会产生较大的晶粒。

合金钢：

商业供应涂料焊条——1960年使用商业供应的几种合金钢涂料焊条制成的焊缝金属，在 +80° F (26.7° C) 温度下的冲击能值随着屈服强度的增大而逐渐减小，在低屈服强度范围内约为 118 呎-磅 (16.3 公斤-米)，在屈服强度为 148000 磅/吋² (108 公斤/毫米²) 时，它就减小到 15 呎-磅 (2 公斤-米) 左右。它们冲击能值减小的主要原因是由于含炭量、含氧量较高的缘故，炭、氧含量较高也部分地造成了实际破断应力对(弹性)比例极限的比率甚低的原因。

FATT 值随着屈服强度的增大而急剧上升，但是不太规则。从数据的检查可以看出：最高的 FATT 值约为 +100° F (37.8° C)，它得自含铬量大于 2% 的那些焊缝金属，而最低的 FAAT 值则得自那些基本上不含铬的焊缝金属。高含炭量 (0.18%) 倾向于产生高 FAAT 值。大于 0.2% 的含钒量，在同时存在大于 0.021% O₂ 的情况下，也使 FATT 值升高了。较高含锰量的存在有利于降低 FATT 值。镍的存在并不是产生低 FATT 值的必要条件，虽然 60% 的低 FATT 值都是从含镍量大于 2% 的那些焊缝金属中得到。

空气熔炼试验性涂料焊条——凡是具有铁粉低氢型药皮的涂料焊条的焊缝金属的冲击能值都甚低，在 +80° F (26.7° C) 时，其范围为 4 (0.6)~44 (6) 呎-磅 (公斤-米)。

其 FATT 值几乎都超过了室温，而且与冲击能值恰好成相反关系。这也就是说，冲击能值随着屈服强度的增大而减小，可是 FATT 值却随着屈服强度的增大而上升。最高的 FATT 值 (> +200° F) (93° C) 系得自那些含 Cb、和 Ti 的焊缝金属，它们的 Cb、Ti 含量超过了 Ni—Cr—Mo—V 基本成分的含量。这个事实表明：0.068% 以上的含钛量和 0.28% 以上的含钨量都必须避免。

这一系列焊缝金属 (用 E-X X18 型药皮焊条制成的焊缝金属) 的平均含氧量为 0.029%。有两个低硅含量 (0.05~0.06% Si) 的焊缝金属的含氧量甚高 (0.076 及 0.089%)，它们的 FATT 值接近于室温。有一个用不同类型药皮的焊条制成的焊缝金属，虽然也有较高的含氧量 (0.066%)，可是它的 FATT 值却是最低的。 (= -26° F (-32.2° C))。所以，这一系列的数据还表明：含氧量水平增大之所以降低 FATT 值，是因为破断发生在受到氧化的晶界上，取代了劈裂的缘故。

真空熔炼高纯度试验性焊芯涂料焊条——这个真空熔炼焊芯系列的涂料焊条所产生的焊缝金属的冲击能值比空气熔炼焊芯涂料焊条系列的好得并不太多。屈服强度为 134000 磅/吋² (97.8 公斤/毫米²) 的焊缝金属，在 +80° F (26.7° C) 时，有个别的冲击能值达到 45 呎-磅

(6.2 公斤-米)。

从以上的这些研究结果可以得出一个结论：如果焊缝金属的 Mn、Si 和 O 的含量不作大幅度的降低，就不能期望其冲击值会有所改进。^[23]

试验性成分、薄镀层焊丝氩弧焊——在 59 个薄氧化物镀层焊丝氩弧焊焊缝金属中，只有 4 个焊缝金属在室温下获得大于 40 呎-磅 (5.5 公斤-米) 的冲击能值。这些焊缝金属的 0.2% 屈服强度均处于 120600~161300 磅/吋² (88~117.7 公斤/毫米²) 之间。这种不良结果是由于镀层的氧化物进入焊缝金属所引起的不良效果与总金属成分的效果叠加而造成的。

氩气保护熔化极电弧焊——使用所有元素都一起增多的焊丝进行氩弧焊的焊缝金属，在屈服强度小于 125000 磅/吋² (91.3 公斤/毫米²) 的范围内都具有甚高的冲击能值 (>100 呎-磅 (13.8 公斤-米))。有一种不含钒的焊丝，其焊缝金属的屈服强度为 153600 磅/吋² (112 公斤/毫米²)，在 +80° F (26.7°C) 时冲击能为 70 呎-磅 (9.7 公斤-米)——图 22。

FATT 值随着屈服强度的增大而上升，恰好与冲击能值相反。这种关系与在非合金碳钢涂料焊条焊缝金属中所观察到的情况相同——图 20 B。

试验性真空熔炼焊丝，通风室内冷丝钨极氩弧焊——这一系列中有许多焊缝金属具有很好的冲击能值，有一个屈服强度为 172000 磅/吋² (125.6 公斤/毫米²) 的焊缝金属的冲击值高达 100 呎-磅 (13.8 公斤-米)。这个焊缝金属的实际破断应力为 315600 磅/吋² (230 公斤/毫米²)，其含氧量为 0.0007%。

在这一系列中有三个焊缝金属含有硅，它倾向于降低焊缝金属对冲击能的吸收能力和提高其 FATT 值——图 13。FATT 值对屈服强度的关系与熔化极氩弧焊焊缝金属的情况相同。

真空熔炼焊丝、干燥室冷丝钨极氩弧焊——闭室钨极氩弧焊的焊缝金属具有优异的冲击值。取得这样好的结果，并不是完全因为这些焊缝金属是由真空熔炼高纯度焊丝制成的，也不是完全因为其含氧量极低 (有几个焊缝金属的 O₂ < 10PPM)。要获得高韧性，高强度的焊缝金属，需要有某些合金成分系统的存在，或不存在，都应有适当的极限度。这个原则由图 24 中的数据得到了清楚的说明。在该图中，把 81 种试验焊缝金属加以组列来表示 80000~130000 磅/吋² (58.4~94.9 公斤/毫米²) 的屈服强度范围，即使采用真空熔炼高纯度的填充丝和在封闭室内先抽除空气再充以高纯度氩气进行施焊，使受到氮、氧和氢的污染的可能性完全杜绝，这些焊缝金属的冲击能值在室温下的变化幅度仍然很大，从 240 到 20 呎-磅 (33.1~2.8 公斤-米)。如果在试验焊丝中加入 Al、Cb、Ti 和 Zr 等元素，那么它们的焊缝金属冲击能值还会降低一些。凡是含炭量、含锰量低，其他元素 (Cu、Ni、Cr、Mo、V、W、Co) 又有适当平衡配比的焊缝金属都具有较高的冲击能值，而含 C、Mn、Mo、Zr、Ti、Nb 或 Al 量高的焊缝金属的冲击能值都比较低。

这些焊缝金属在同一屈服强度范围内的 FATT 值的分布情况也以相应的形式与上述冲击能值分布情况相一致，即分布得相当广阔——参见图 25。C、Mn 含量低，而且不含 Nb、Ti 和 Zr 的焊缝金属也正是那些 FATT 值甚低 (这是有利的) 的焊缝金属。

前面提及过的 Fe5Ni—2Mo—C 系统的焊缝金属，其屈服强度水平在 130000 磅/吋² (94.9 公斤/毫米²) 以下的冲击能值甚高 (240 呎-磅 (33.1 公斤-米))，屈服强度水平为 200000 磅/吋² (146 公斤/毫米²) 时，其冲击能值尚可 (29~45 呎-磅 (4~6.2 公斤-米))——参见图 26。低于 -200° F (-117.8°C) 的 FATT 值都得自屈服强度为 160000~190000 磅/吋² (128.8~138.7 公斤/毫米²) 的焊缝金属——图 26。

抗拉性能值与冲击能值的相互关系

卡贝 V 形缺口冲击能与抗拉屈服强度值之间一般关系是：在低（屈服）强度水平上冲击能倾向于最高值，反之亦然。^{[27], [28]}但是在采用除 C、Mn 和 Si 以外的其他某些强度增强合金元素，同时把 P、S、N、O、Al、Cb、Ti 和 Zr 的含量保持得很低的条件下，也有可能既获得高冲击能吸收能力，又获得高屈服强度。

金属的韧性在一定程度上可以从它的“实际破断应力与它的相应的(弹性)比例极限”的比率 TFS/PL 来判断。涂料焊条、熔化极气体保护焊和钨极气体保护焊的焊缝金属的这些数据都列在图 27 中。钨极气体保护焊焊缝金属在任何给定的屈服强度水平上都具有较高的 TFS/PL 比率值。最佳的熔化极气体保护焊焊缝金属的各项性能也不过是等于或优于较差的钨极气体保护焊焊缝金属而已。对于 0.2% 屈服强度水平约低于 80000 磅/吋² (58.4 公斤/毫米²) 范围的所有各种焊接法的焊缝金属的 TFS/PL 比率值都大致相等，虽然熔化极气体保护焊焊缝金属的 TFS/PL 比值仍然偏低一些，尤其当它们的强度较高时这个比值更显得偏低。

图 29 中的数据表明了锰和炭对冲击能值所产生的强有力的影响。把锰完全除去，并采用低的含炭量，在“TFS/PL 比率”方面和冲击能值方面都取得了最佳的结果。与此相反，把锰含量增大至 2% 和 2% 以上，就使焊缝金属降低到脆性破断状态。继续增加含炭量会使“TFS/PL 比率”和冲击能都降低。

对于各种焊接法和合金成分调配相结合的试验都绘制了与图 28 和图 29 相似的曲线。在每一种情况下都具有与图 28、图 29 所示曲线型式相同的趋势。然而，在有几个涉及涂料焊条和薄镀层焊丝的图例中，所有的试验数据都集中在图的左下角上，这就是说，它们的冲击能值甚低，TFS/PL 比率一般都小于 2.0。

在图 28 和图 29 中，如像一个镜子反射一样，当 TFS/PL 比率一旦减小到约低于 3 时，冲击能值就急剧下降。因为，如图 27 所示，TFS/PL 比率与屈服强度有一定的关系，那么也可以这么说：冲击能值随着屈服强度的增大而减小乃是 TFS/PL 比率减小的直接结果。尽管有这样的一个关系存在，有些从事于获得高强度、高韧性的焊缝金属的研究者，则仍在着重于实际破断应力的研究，这是整个问题中的最关键的因素。

如果我们从实际破断应力 (TFS) 与弹性比例极限 (PL) 的大小的差额来考察它们之间的关系，那么效果就更加显著。图 30 示出通风车间钨极氩弧焊焊缝金属的 (TFS-PL) 差额与屈服强度的关系。在这个系列中，合金元素的增加是为了使当屈服强度约升高到 130000 磅/吋² (94.9 公斤/毫米²) 时，(TFS-PL) 差额约达到 200000 磅/吋² (146 公斤/毫米²) 左右。当合金元素进一步增加时，固然可以使屈服强度继续升高，但却同时获得 (TFS-PL) 差额急剧下降的结果。

对于其他合金系统和焊接方法相配合而言，也取得了与图 30 相似的模型，虽然它们的屈服强度大小和 (TFS-PL) 差额的大小各有不同。例如，就非合金碳钢系统而言，(TFS-PL) 差额的峰值出现在屈服强度约为 50000 磅/吋² (36.5 公斤/毫米²) 的值上，这个峰值差额为 100000 磅/吋² (73 公斤/毫米²)。——参见图 31。就合金钢系统而言，因为它们的 (TFS-PL) 差额 (比碳钢系统的) 增大了 100000 磅/吋² (73 公斤/毫米²) 以上，所以它们的冲击能值也急剧增大图 31，当 (TFS-PL) 差额接近于和超过 200000 磅/吋² (146 公斤/毫米²) 时，它们的冲击能值一般都超过 200 呎-磅 (27.6 公斤-米)。这个图还再一次表明了焊缝金属的含锰量对焊缝金属破断强度和冲击能的潜在影响效果。

如果用直线把图 31 中钨极氩弧焊焊缝金属数据分散带的两条曲线边线与 0—0 点连接起来,那么它们所形成的三角形恰好包含着薄镀层焊丝熔化极氩弧焊和涂料焊条电弧焊合金钢焊缝金属的数据点。在该图的左下角还示出光焊条电弧焊焊缝金属的相应数据。这些数值当然也包括在同一个数据分散带之内。

非合金钢焊缝金属(图 31 左边的分散带)和含氧量低的合金钢焊缝金属(图 31 右边的分散带)在同一个给定的(TFS-PL)差额值上有着完全不同的冲击能值。原来曾在图 7 中所示的纯铁熔化极气体保护焊焊缝金属的各项数据,现在在图 31 中是处于非合金钢涂料焊条焊缝金属数据分散带的最上方。

对于每一种合金系统和焊接方法而言,凡是通过合金成分和杂质含量的调配而获得较高的冲击能水平值的,它的FATT值也会同时降低——参见图 32。这一个带有普遍性的原则,对于全部研究过的各种合金系统和焊接方法都是符合的,虽然它们的特征大小各有所不同。

低含氧量对于保证钢类焊缝金属取得高冲击能和低FATT值是必要的,但不是唯一足够的条件,还需要保持一个适合的合金平衡才能达到这个目的。

对于上述的原则,我们原来只是把讨论局限在以卡贝 V 形缺口冲击能吸收值所表达的焊缝金属的韧性方面。但是我们也能证实:凡具有较高的卡贝冲击能值也必定会具有较高的动载撕裂能值(Dynamic Tear Energy values)^⑧——参见图 33。

化学成分与机械性能的关系

每一种元素在其有用含量范围内,单独对强度和韧性所产生的影响分述如下:

碳:

炭可能以下列三种特殊形式之一而提高屈伏强度:

1. 在一条连续直线基础上倍乘一个系数,如图 34 所示。图 19 所示系列的焊缝金属属于这种形式。

2. 如图 1 系列的焊缝金属所发现的那样,碳以平方根函数的形式增大屈伏强度——参见图 35 A。

3. 以二项式函数(binomial function)增大屈伏强度——图 36。

前一个关系意味着屈伏强度随着碳含量的增大而连续升高,这种假设可能有不正确之处。后两个关系则意味着,每单位加入量对强度的影响含碳量较低的比含碳量较高的具有更大的潜力。这可能是正确的。图 36 所示有关碳对屈伏强度的影响的广阔范围的二项式的加成形式看来是最能被人们所接受的。然而,为了实用目的,在 0.04~0.14% 的含碳量范围内,如果我们把碳的增大屈伏强度的效果当作一个直线关系来处理也不会有多大的误差。

实际上,钢类焊缝金属的含碳量很少有超过 0.25% 的,一般都不超过 0.10%,那么在这样的狭窄的含碳量范围内,采用上述三种形式所得出的结果也不会对结论产生重大的差别。究竟应该选择这三个形式中的那一个才能与手头所有的实验数据取得最佳的配合,还需要取决于目前正在进行的计算机数学研究的结果了。

在非合金钢中加入每单位的碳量对增大强度的效果要比合金钢的小一些(请比较图 35 A

*^⑧ 为了测定金属材料的韧性,尤其是合金钢的焊接接头的韧性及塑性,有些国家发展了几种“动载撕裂试验法”,例如美国海军研究实验室(Naval Research Laboratory)发展的(动载撕裂试验法)(Dynamic Tear Test)就是其中著称的一种,它又称为“落锤撕裂试验”(Drop Weight Tear Test)请参见 WRC Bulletin 130。但请注意,此法与“落锤试验”(Drop Weight Test)不同,后者可参见 ASTM E208-66T——译注。