**碳钢和低合金钢的焊接和氢气导致裂纹**

碳钢和低合金钢的焊接和氢气导致的裂纹

电弧焊是一种通过溶凝方法将钢连接起来的工艺。通常情况下，该工艺使用一种兼容的填充材料。在产生良好结合的接头之前，接头表面要被加热到超过熔化温度，以便与焊接金属完全熔合。尽管涉及熔化、凝固和固态转化的冶金反应并不罕见，但所观察到的温度和冷却速度都很慢。

活性气体也是存在的，并且可以溶解在熔化的钢中。焊剂被引入以与焊接金属合金化并保护其。一般来说，接头是刚性的，抑制由收缩和固态转化引起的尺寸变化，产生屈服强度（YS）大小的残余应力。由于冶金变化不是在平衡条件下发生的，并且由于应力很高，许多反应可能发生在焊接金属和钢的热影响区（HAZ），并可能产生缺陷，削弱其健全性。

由于焊接过程的巨大差异性，很难提供关于所涉及的确切机制或可进行的纠正的许多细节。此外，一旦大多数问题得到发现，那很多的解决方法是显而易见的。有一个问题，与氢气（H2）有关，并不简单。由于随着越来越多的高强度、低合金（HSLA）钢被焊接，这个问题变得越来越重要，所以氢气诱发裂纹（HIC）的问题非常重要。

碳(C)钢和低合金钢被焊接，因为它们具有广泛的应用和良好的焊接性。这种实用性主要是由于铁（Fe）基系统的冶金特性。该特性包括能够进行各向异性（微观结构）的转变，这使得有机会通过马氏体和贝氏体转变或沉淀机制进行硬化和强化，此外还能够很轻松地与大量的元素进行合金化。碳钢和低合金钢的可焊性一般可分为：（1）制造可焊性和（2）使用可焊性。

制造可焊性是因为通过焊接连接C和低合金钢而不引入有害的不连续因素的可能性。这些不连续性的可接受性取决于具体焊接的应用条件。钢的制造可焊性对于非关键性的应用来说是足够的。然而，同样的钢材可能不建议用于关键应用，或者在焊接时需要特别的预防措施，如预热。制造的可焊性主要涉及到不连续性，如H2辅助孔隙，片状撕裂，冷裂，热裂和再热裂。

C型钢和低合金钢的服役可焊性是指完成的焊件具有足够的性能来实现预期的功能。服役可焊性的一个重要特征是比较HAZ的性能和未受影响的基体钢的性能。使用中的可焊性的可接受性也取决于计划的应用。对于腐蚀非常重要而韧性次要的应用，某些钢的服役焊接性可以接受。然而，在韧性非常重要的应用中，同样的钢是不可接受的。使用中的可焊性涉及到焊接热循环对热区性能的影响。使用中的可焊性经常决定了某些钢所允许的热输入范围。低热量输入会带来不理想的低韧性微观结构，以及与冷裂有关的制造焊接性问题。高热量输入可以引入低韧性和低强度的粗糙微结构。单纯的热输入并不能控制所产生的微观结构和热影响区的性能，但导致的热循环控制着微观结构和性能。因此，热输入和钢的厚度都很重要。

钢材的分类

C型钢和低合金钢涵盖了各种各样的成分和性能。钢材经常根据其C和/或合金元素的含量进行分类。不同的分类有不同的名称，如普通C钢、C-Mn（锰）钢、中等C钢、低合金钢、高强度低合金（HSLA）钢和微合金钢。最近，一种新的钢材分类法引入了钢材加工方法作为分类因素。这些被称为各种名称的钢，经常被描述为热机械控制加工（TMCP）钢。上述所有分类之间的界限往往是分散的，它们经常重叠，而且有时是主观的。

低碳钢含有高达约0.30%的C和高达约1.65%的Mn。大多数用于焊接的轧制钢由低碳钢组成。这类钢包括在焊接性方面有很大差异的钢。例如，在所有的焊接过程中，可以焊接碳含量低于0.15％的低碳钢。也可以焊接含0.15%至0.30%C的低C钢（通常称为低碳钢），厚度可达25毫米。然而，较厚的低碳钢部分可能需要额外的动作才能成功焊接。

HSLA钢的设计是为了提供比传统C钢更好的机械性能。这种钢的YS通常为290至550N/sqmm，属于C-Mn类型，添加了非常少的铌（Nb）和钒（V）以确保晶粒细化和沉淀硬化。HSLA钢通常被认定为微合金钢。这种钢通常在轧制或正火状态下进行焊接。HSLA钢的焊接性与低碳钢的焊接性相似。

最近，一个新的HSLA钢系列被开发出来，具有低C，铜（Cu）轴承的时效硬化。这些钢不是真正的低合金，因为Cu、Ni（镍）和Cr（铬）的总含量通常接近1％。这些钢的焊接性非常好，主要是因为它们的C含量低（低于0.06%）。这些钢通常在淬火和老化状态下使用。由于这两种条件，这些钢有时也被称为TMCP钢。淬火和回火（Q&T）钢经热处理后可获得350至1030N/sqmm的YS。这些钢的其他例子包括Ni-Cr-Mo（钼）钢。这些钢的焊接通常不需要进一步的热处理，除了在一些特殊应用中进行焊后热处理（消除应力）。与选定的淬火和回火钢相比，这些HSLA钢的优点是减少了铜时效硬化的焊接预热要求。然而，这些HSLA钢不能像低碳钢那样进行焊接。

可热处理低合金（HTLA）钢通常是重新奥氏体化，然后在焊接后进行淬火和回火。这种钢是相对可硬化的钢，在其淬火和回火状态下，其YS高于960N/sqmm。焊缝金属在焊接或应力消除状态下，通常不能形成可接受的强度和韧性组合，达到这个水平。因此，有必要在焊接后对整个焊件进行重新奥氏体化，然后进行淬火和回火。

TMCP钢的生产通常采用控制轧制，然后加速冷却或在线直接淬火的组合方式。这种加工方式可以开发出高强度和高韧性的组合，同时保持良好的焊接性。焊接性好是因为这些钢中的合金元素含量可以保持很低，C含量通常低于0.06%。这些钢的YS水平可能高达700N/sqmm或以上。这些钢通常可以不经预热就进行焊接。然而，在高强度的情况下，可能需要预热，以防止焊接金属出现裂纹。

铬-钼钢被广泛用于高温应用。这些钢的含铬量从0.5％到9％不等，含钼量从0.5％到1.0％。这些钢通常以 "正火和回火 "或 "淬火和回火 "状态交货。由于这些钢具有合理的淬透性，需要采取适当的预防措施以避免H2辅助冷裂（HACC）。服务应用往往对这些钢的焊接提出了额外的要求。例如，在一些行业中，这些钢需要有抗蠕变性，焊接金属和HAZ都要提供足够的蠕变性能。在一些行业的腐蚀环境中，需要限制最大的热影响区硬度以避免腐蚀开裂。

钢材对HACC的相对易感性

Graville建议，可以通过计算C当量（CE）并与Graville图（图1）所示的C含量进行比较来评估对HACC的敏感度。I区的钢具有低的C和低的淬透性，不太容易出现裂纹。第三区的钢具有高C和高淬透性，所有的焊接条件都会产生对裂纹敏感的微结构。因此，为了避免III区的钢出现HACC，有必要使用低H2措施，包括预热和焊后热处理。II区的钢具有较高的C水平，淬透性较低。因此，有可能通过限制HAZ的冷却率来避免裂纹敏感的微观结构。这可以通过控制热输入来实现，在小范围内也可以通过预热来实现。

图1 格拉维尔图显示了钢对HACC的敏感度与C含量和CE的关系。

格拉维尔图中考虑的CE是CE=% C + (% Mn +% Si)/6 + (% Ni +% Cu)/15 + (% Cr +% Mo +% V)/5。当钢从I区转到II区，再转到III区时，对冷裂的敏感性会逐渐增加。Graville图还显示，主要在III区的可热处理合金钢在焊接时需要特别考虑。铬钼钢和Q&T钢也需要注意，正如一些HSLA钢所需要的那样。低碳钢很轻松焊接，除非是在厚的部分，为此需要采取一些预防措施。TMCP钢是专门为位于I区而开发的，因此其焊接性非常好。图1仅表示了可焊性的一个方面，还有许多其他问题，对于HACC来说，理想的优先选择是使用将成分覆盖推向Graville图的左下角的钢。

与电弧焊有关的正常缺陷

多孔性是由小袋气体的夹带造成的，特别是H2和N2（氮气），通常在液体而不是固体的铁（Fe）中具有较高的溶解度。在凝固过程中，气体试图脱离开焊接金属。然而，由于高凝固率，一些气体可能被束缚住。这种夹带既取决于气体溶解的速度，也取决于焊接金属的凝固速度。 如果溶解率高，气泡就有机会在钢凝固前形成并逸出。如果溶解率低，则气体保持在溶液中，这样可以避免孔隙，但会出现其他问题，如H2诱发裂纹（HIC）或韧性差。在中等速率下，气体可以成核，并根据溶解在焊接金属中的气体量和焊接凝固速率，产生气泡而被束缚住。当气体演化和凝固速度相同时，会出现一种非常严重的气孔形式，称为虫洞，导致细长的气袋发展，以取代基本的球形气泡。

H2的可能来源包括焊剂中的水分、拉丝润滑剂中的碳氢化合物或待焊接头的表面污染物，以及 "气体金属弧焊"（GMAW）设备的漏水。由于电弧屏蔽不良，N2从进入电弧区域的空气中收集。对于GMAW来说，当气体流速太低以至于交叉气流取代了保护层，或者太高以至于周围大气被吸入保护气体时，就会发生这种情况。对于 "焊接金属电弧焊"（SMAW）工艺，当焊工没有足够的技能或使用不当的方法导致电弧长度过长时，就会发生这种情况。

不完全熔合有多种形式，如接头穿透力不足，没有根部熔合，或缺乏侧壁熔合。这些缺陷可能是由以下原因造成的：(i)输入到焊缝的能量不足，主要是电流不足，(ii)行走速度过快，使焊接金属在电弧前面流动，或(iii)电极角度或工作位置不当。

接头穿透和根部熔合的困难通常是由于使用的接头设计对所使用的焊接工艺不合适，或者忽视了为提供足够的电弧穿透所需的措施。在大多数情况下，这意味着焊接电流太低。然而，在气体保护焊接工艺的情况下，这可能意味着使用了错误的保护气体。例如，使用富含氩气（Ar）的混合气体，渗透模式相对较浅，除了一个相当深的中央 "手指"。不幸的是，这个指头通常不在中心位置，因此，不能依赖。然而，富含氦气（He）或二氧化碳（CO2）的保护气体混合物能够产生更均匀和更深的有用渗透模式。当从一侧进行焊接时，会出现根部融合不良的情况，这就要求修改接头设计，以允许更好的渗透，或者改为从钢件的两侧进行焊接。

在大多数情况下，当焊工没有使用适当的措施或控制技术时，焊缝金属和接头之间缺乏侧壁熔合。对于GMAW工艺，可能是由于使用了不适当的变化，如在焊接重的部分时，使用了短路转移。短路转移只在低能量水平下有效，这使得它非常适用于焊接钢板或薄板的所有位置。这是因为该工艺的设计是为了提供很少的穿透力并迅速冻结焊接金属。由于这个原因，焊缝金属不会被熔化在热量被迅速提取的接头侧壁上，也就是那些厚度超过6毫米的接头。氩气喷弧和二氧化碳保护的埋弧都会产生焊缝，这些焊缝体积太大，流动性太强，无法在垂直或架空位置上支撑。然而，这些工艺对于在平面或水平位置进行焊接非常有效。另一方面，富含氩气保护的脉冲电弧变化在所有位置都非常有效，既能提供足够的穿透力，又能控制焊池，防止因侧壁熔合不良而造成缺陷。

热裂纹也被称为中心线或凝固裂纹，是由低熔点成分沿约束焊缝中心线的排斥引起的。它们在焊接完成后立即出现，有时在焊接过程中也会出现。如果打破焊缝以暴露这些裂缝，就会发现它们是蓝色的，或者是热染色的。这些裂纹通常是由硫（S）和磷（P）引起的，在高C合金钢中更容易出现。大多数情况下，底层钢板是它们的来源。基于焊缝成分的开裂敏感性，已经与经验公式进行了比较，如UCS = 230 X % C + 190 X % S + 75 X % P + 45 X % Nb - 12.3 X % Si - 5.4 X % Mn - 1。如果UCS值小于10，那么对裂纹的敏感性就很低，而高于30的值意味着这种敏感性很高，而10和30之间的值意味着需要控制焊接技术。

缺陷，如热裂纹和焊缝中的凹坑裂纹，在产生高稀释度（即深穿）的焊接过程或技术中更容易发生。导致中心线裂纹的另一个因素是焊缝坑的尖锐泪滴状轮廓，这是高焊接速度的特点。在这种情况下，焊缝坑经常出现收缩裂纹，称为坑裂。水滴形凹坑和深穿透都是在 "埋弧焊"（SAW）工艺和使用CO2保护的GMAW工艺中产生的。这个问题也可能发生在非常凹陷的圆角焊缝中，因为其横截面可能不足以承受由于焊接收缩而产生的横向应力。

在大多数情况下，这个问题可以通过将S和P的综合水平保持在0.06%以下来预防。然而，当使用高强度钢焊接高度约束的接头时，一般需要将综合水平保持在0.03%以下。当需要焊接的钢材中含有过量的S或P时，可以通过以下方式避免热裂纹：(i)使用不深的焊接方法或技术，(ii)选择足够慢的行走速度以防止形成泪滴状凹坑，(iii)提供凸形焊缝轮廓，以及(iv)在每个焊缝的末端填充凹坑。

片状撕裂发生在基础钢板上，当通过其厚度受力时，通常发现在危险区的下方。它与含有薄层夹杂物的带状钢有关，这些夹杂物位于钢板表面之下。如果要使用脏钢，那么可以通过改变接头设计来防止这个问题，以减少焊接处通过钢板厚度的应变。

暗切是一种不规则的切口，通常出现在水平角焊缝的上趾。该段焊缝的钢底板被电弧熔化，但没有被焊缝金属重新填充。大多数情况下，这种缺陷是由选择不当的焊接条件造成的，如电极角度、行走速度和焊接电流。当试图用长度高于8毫米的焊脚进行角焊时，更容易发生这种情况。在GMAW工艺中，当使用含氧量低于2%的氩气保护罩时，也会出现这种情况。在垂直位置进行的焊接中也会出现暗切，一般是由于过度编织造成的。

重叠，也称为翻转，通常与角焊有关，当焊接电流过低，无法正确熔化基础钢板，或者行走速度过低，无法接受沉积的金属量时，就会出现重叠。在SMAW过程中对电极的处理不当也可能是一个因素。

夹杂物是由焊缝之间夹带的熔渣产生的。夹杂物的来源是未熔化的焊剂碎片，它们可能被困在接头中，或者是被允许在电弧前流动并被焊缝覆盖的熔渣，或者是在焊接过程中未被清除的凝固熔渣，或者是在焊接前未从接头中清除的重度磨屑。这个问题在SMAW工艺中最常见，因为它可能会因为焊工的控制技术不佳而加剧。在高冠或粗糙的焊缝上进行焊接时，可以预见到夹杂物的存在，因为它们的边缘在焊接过程中很难清理或穿透。预防的方法是：(i)训练焊工沉积具有准确平面轮廓的焊缝，(ii)定位焊缝以允许更高的能量和更多的液体沉积，(iii)防止焊缝之间出现铁锈，以及(iv)确保焊缝在焊缝之间通过清洁或研磨得到适当处理。

氢气诱发的裂纹

氢气诱发裂纹（HIC）是一种主要与低合金钢焊接有关的现象。导致HIC的因素有：(i)H2的存在，(ii)高拉应力，(iii)易受影响的微观结构，(iv)温度大约在200摄氏度和-100摄氏度之间，以及(v)时间。在较低的强度水平（约490N/sqmm），HIC通常被观察到为基体钢HAZ中的纵向裂纹，通常称为珠子下裂纹。在较高的强度水平（约830 N/sq mm和更高），横向裂纹也可能发生在焊接金属中。

经常使用的表述 "H2脆化 "表明H2破坏了焊缝的韧性，但这个术语是一个错误的说法。对从裂缝之间的区域移除的材料进行的冲击试验表明，该材料表现出的韧性水平与没有H2的焊缝相当，当然也包括裂缝。然而，拉伸延展性可能会降低，因为在拉伸试验过程中可能会发生HIC，从而减少试验样品的横截面积。由此产生的断裂表面的缺陷被称为 "鱼眼"。冷裂纹是另一种表达方式，它被用来区分这些裂纹和热裂纹，热裂纹在焊接金属中发现，是由低熔点成分在凝固过程中偏析产生。延迟开裂是另一个正在使用的术语。它是描述性的，因为HIC可能在几天或几周内不会发生。当预计会出现HIC时，经常在一周或更长时间内不对焊缝进行射线照相，以使裂纹得以发展。

机制

氢气是所有电弧焊接过程中的一种普遍杂质。它存在于助焊剂中无法避免的水，填充焊丝表面的有机润滑剂，收集在焊接点的碎片，以及可以吸入电弧流的空气中的水分。H2在液态铁中的溶解度比在固态铁中的溶解度高，而且它在固态铁中的溶解度也随着温度的升高而降低。H2在铁中的溶解度是温度的一个函数。

在1500摄氏度时，液态以上的溶解度约为30ppm（百万分之一），但在固态下约为8ppm。在400摄氏度时，其溶解度下降到小于1ppm。焊接金属的凝固速度非常高，因此，溶解在熔化的焊接金属中的H2被保留下来。虽然H2以气体形式逸出，但往往以小气泡或焊接金属孔隙的形式被截留，大量的H2以过饱和的形式留在固化的焊接金属中。残留物可能看起来微不足道，但必须承认，小到1ppm的H2都会导致高强度钢的开裂问题。

在冷却间隔期间，原子H2迅速扩散，一些进入焊缝HAZ，一些逃到空气中，其余的留在焊缝金属中。在适当的条件下，这些高度移动的原子会寻找金属晶格中的裂缝和不连续点并集中在这些点上。在与晶格中的残余应力的配合下，由于外部约束和凝固及固态转化引起的体积变化，H2扩大了不连续点，形成微裂纹。当原子穿透裂缝并作为分子被束缚住时，局部的应力被突然缓解。由此产生的微裂缝，具有尖锐的尖端，也与高应力集中有关，在那里有更多的原子聚集。这些应力不断积累，直到它们也随着裂缝的延伸而被释放。这种应力积累和裂纹释放的过程一直持续到：(i)横截面积减少到足以导致失效，(ii)H2逃逸的数量足以将其浓度降低到裂纹进行所需的水平以下，以及(iii)珠状裂纹将焊缝中的残余应力降低到裂纹进行所需的水平以下。

HIC不是自发发生的，而是以不连续的步骤发生的。阶梯式的进展可以通过声学来观察。在小试样中，也可以通过测量电阻的变化来监测其进展情况。监测描述了HIC过程开始后发生的电阻变化，以及HIC一步步发展直至失效的方式。监测还显示了HIC对外部压力水平的敏感性。当试样上的应力超过其抗拉强度（TS）时，无论是否存在H2，都会迅速发生失效。然而，当有足够的H2存在时，由HIC引起的损坏可以在应力远低于TS时开始。只要有足够的H2和时间，HIC就会导致破坏。通常情况下，启动裂纹并导致失败所需的时间随着应力的降低而增加。

重要的是要知道，HIC在临界应力以下不会发生。除了施加的应力，溶解在钢中的H2量也起着重要作用。随着H2的增加，启动HIC所需的应力较小，而且启动所需的时间也会减少。应力和H2这两个变量的相互作用表明，启动HIC的时间和低于失效的临界应力都与钢中的H2含量成反比。

影响HIC的第三个变量是钢的微观结构（无论是焊接金属还是HAZ）。发生在C含量较高（超过0.3 % C）的钢中的孪生马氏体，通常是非常困难的，尽管该问题可能发生在所有针状微结构中，包括贝氏体。这种假设可能是有缺陷的，因为针状微结构是与高强度钢相关的典型结构，而较高的应力本身就是HIC的一个加重因素。然而，具有相对宽容的微观结构的钢可能比具有敏感微观结构的更强的钢显示出更高的临界应力。通常情况下，较强的钢对H2更敏感，因为HIC的启动时间更早，临界应力更低。在高强度马氏体钢和较弱的贝氏体钢之间已经观察到这种行为差异。

夹杂物也很重要。HSLA钢的韧性会受到杂质的影响，特别是以夹杂物的形式出现时。然而，由于夹杂物可以作为H2原子的汇，它们也可以产生有益的影响。由于这个原因，一些纯度很高的钢已经被证明对HIC非常敏感。不能得出结论说，为了发展HIC，焊缝需要有外部的压力。与熔接有关的差异收缩总是在焊件中产生残余应力，除了极少数例外，这些应力至少相当于接头中最弱部件的YS。由于大多数焊接金属都比母材强，所以残余应力接近于母材的YS。通常情况下，通过选择较弱的或不太匹配的焊接金属来保持尽可能低的残余应力，有可能使关键结构中的HIC发展降到最低。对于某些应用，如涉及疲劳的应用，一个较弱但健全的结构可能比含有HIC的结构更适合。然而，鉴于敏感的微观结构和足够的H2，临界应力可以非常低，大大低于典型的残余应力。因此，如果HIC是一个问题，在大多数情况下，它在焊接结构离开制造区之前就会出现。

另一个重要的观察是，HIC的机制受到温度的影响。在更高的温度下，H2的扩散率非常高，允许原子集中在晶格缺陷或焊缝中的其他尖锐不连续处。由于H2的流动性基本为零，HIC不太可能在低于-130摄氏度的焊缝中发生。

HIC的控制

在考虑HIC的冶金要求时，显然可以采用一些方法来避免其发生。这些要求包括减少与焊接件有关的残余应力。这些方法是：(i)避免在焊接金属和HAZ中出现针状微结构，或至少选择那些贝氏体而不是马氏体的微结构，(ii)在焊接操作中减少溶解在焊接金属中的H2数量，或(iii)在H2造成损害之前允许其释放。这些方法中最合适的方法取决于待焊部件的尺寸、所需的机械性能、预见的服务、要使用的焊接工艺和成本限制。在大多数情况下，需要做出妥协，这些方法的组合可能是最具成本效益的。

如前所述，焊缝中的残余应力通常相当于接头中最薄弱材料的YS。在引入高三轴应力的接头配置中，残余应力可能明显高于YS。尽管设计者很少为了减少残余应力而使用较弱的材料，但应该认识到，HIC对结构的疲劳寿命有很大影响。为了适应较弱的钢材，一个更可接受的折衷办法是重新设计焊接件，使其包含更厚的部分。然而，也可以采取其他方法来充分利用低合金钢的强度而不产生HIC。

由于改变焊接金属或热影响区的微观结构的可能性很小，除非可以选择不同的钢，否则应选择对HIC最宽容的钢材料。另一种减少焊缝中残余应力的方法是在低于临界温度的情况下进行焊后热处理。由于钢在较高的温度下比较脆弱，通过将焊缝加热到可以发生塑性屈服的温度，可以大大减少残余应力。对于具有回火马氏体结构的钢来说，这种热处理最合适的选择是在原回火温度或略低于原回火温度，一般接近620摄氏度，这种处理称为去应力退火（SRA）。为了使这种处理有效，在温度下降到200摄氏度以下之前，焊件要保持在一个适当的大炉子里，然后，为了防止与变形有关的困难，要缓慢加热和冷却。考虑到SRA处理所需的温度和时间，很明显，焊缝中所有可扩散的H2将被释放。然而，除非出于避免HIC以外的原因要消除焊缝中的应力，否则SRA可能被证明是一个非常昂贵的选择。在防止HIC的计划中，后加热也有一定的地位。没有必要将焊件重新加热到远高于200摄氏度的温度，以加速H2的逸出，并避免可能发生HIC的温度范围。这种热处理适合于焊接部件，其体积小到可以在焊接前在炉子里预热，并在焊接后立即回到炉子里，让所有的H2逸出一段时间。这种方法主要对非常高强度的合金钢很重要，因为它对与H2有关的裂纹问题非常敏感。

通过减缓焊缝在焊接后的冷却速度，也可以得到类似的结果。在温度下降到200摄氏度以下之前，这为H2的逸出提供了更多的时间。延缓冷却速度也允许奥氏体转变为较软的微观结构，对HIC不太敏感。

电弧焊的冷却速度主要受三个因素影响，即（i）焊接开始前的接头温度，（ii）焊接过程中的电弧能量输入，以及（iii）接头厚度。初始温度可以是钢材存放区域的环境温度，或者是由于以前用外部方法焊接而使焊件加热到的温度（焊间温度），或者是接头曾被加热到的温度（预热温度）。随着预热温度的提高，冷却速度会降低。电弧能量输入是由电弧耗散的电能和电弧沿接头移动的速度决定的。较高的电弧能量输入会延缓冷却速度。

连接处的厚度也会影响冷却速度，因为进入连接处的大部分热量会通过传导进入焊件的主体。三维冷却时，传导达到最大。这发生在接头厚度超过25毫米的时候。在较薄的部分，传导的效果较差，这意味着焊缝冷却率与厚度成反比。尽管薄型截面的冷却率也受到辐射和对流的影响，但其效果远不如传导的效果明显。

上述变量可以被纳入一个单一的方程式中，从而可以计算出焊缝在特定温度下的冷却速度。CRt = K [(T-To)2 /E] 其中CRt是温度为T时的冷却速率，K是一个比例常数（包括对钢材厚度的调整，如果其厚度小于25毫米），To是预热或中间温度，E是电弧能量输入，计算公式为E= VI/S 其中V是电弧电压，I是焊接电流，S是电弧移动速度。通过结合上述两个方程，可以得到冷却速率的一般表达式，即CRt= K [（T-To）2\*S/VI]。这个方程是为了预测焊缝和HAZ的微观结构而开发的，与连续冷却转变图相结合。此图允许确定冷却速率，在此速率以上可以确保强马氏体或贝氏体，在此速率以下可以避免。同样的方程式可以用来计算对H2的演变和避免HIC的关键温度下的冷却速率。

焊接程序的调整是通过改变电流或移动速度来完成的。电压是一个依赖性很强的变量，它由（i）焊接过程，（ii）电极、焊剂或保护气体的特性，以及（iii）电流决定。它不能被看作是控制焊接冷却速度的一个变量。

另一种延缓冷却速度的方法，可能是最常见的方法，是在焊接前控制接头的预热温度或焊接间温度。这些温度的相对较小的变化可以对200摄氏度左右的冷却速度产生强烈的影响，这对HIC的发生至关重要。例如，通过将预热温度从20摄氏度提高到100摄氏度，200摄氏度的冷却速度降低了三分之一左右。通过预热到150摄氏度，冷却速度降低了大约10倍，这在制造对HIC容忍度很低的高强度钢时是一个非常重要的数字。

预热是相当昂贵的。它可能会影响焊缝的微观结构，并可能使焊工的工作条件无法忍受。然而，预热对减少HIC至关重要。预热会影响到用覆盖式电极焊接时高强度钢HAZ的低临界应力。这种高强度钢的极限TS约为750N/sqmm。然而，在25摄氏度的预热下，也就是室温下，在490牛顿/平方毫米左右的应力水平下，不到10分钟就会因HIC而导致失效。在低于415牛顿/平方毫米的临界应力下，不会发生故障。通过预热到120摄氏度，临界应力增加到620N/sq mm，这大约是高强度钢的YS，但仍然被认为是不安全的。为了完全避免HIC，在用于生产焊缝的条件下，预热温度需要高于150摄氏度。

有许多方法被用来选择最合适的预热钢的温度，以避免HIC。一些方法依靠经验得出的表格，列出了钢材和推荐的焊接措施，包括预热和后热的措施。另一种方法是将裂纹倾向与钢的淬透性定量地联系起来，在CE的基础上进行计算。CE的一个公式为：CE = C + Mn/6 + Si/24 + Ni/40 + Cr/5 + Mo/4。

对于涉及到用覆盖电极进行焊接的应用，具有不同CE的钢的推荐预热温度虽然显示出相当大的分散性，但总体趋势显示出CE和预热温度之间的线性关系。对于所需预热的快速近似值，可以使用To =200 CE的关系，其中To的单位是摄氏度。对于包括所有数据点在内的散点带，CE和预热温度之间更精确的互动关系可以通过To = 210 CE（+15至-45）来显示。60摄氏度的散射带相当大，这表明上半部分可用于选择合适的预热温度，以避免潜在问题。然而，如果需要避免冶金软化，那么最合适的行动方案是依靠实验室试验来确定预热的最低有效水平。当然，这种确定需要考虑能量输入、接头的厚度和焊接过程。

H2的测量

直接测量焊缝金属中的H2是困难的。除非在进行分析前很小心地阻止其从焊缝中逸出，否则测量的量一般不能代表可能导致裂纹产生的量。这意味着在等待分析时，应计划快速分析样品或在液氮（N2）中过冷以阻止H2的扩散。美国焊接协会（AWS）推荐的技术是测量从大约75毫米长的试验焊缝中逸出的H2气体体积。它被收集在Eudiometer管（在汞或甘油浴中）或气相色谱仪的隔离室中。

间接方法也被用于测量H2的来源。对于用于GMAW和SAW工艺的焊丝，这可以通过测量其表面的碳氢化合物来完成。质谱法可用于分析。对于SMAW和SAW工艺，可以确定焊剂中吸附的水分。通常，这是通过测量在400摄氏度至425摄氏度高温下干燥后的重量损失来完成的。与间接测量有关的问题是，H2从焊丝或焊剂转移到焊缝的效率很难预测。它通常取决于焊接技术。因此，经验结果被用来将焊接材料中存在的H2量与焊件中的HIC联系起来。由于这个原因，工艺之间的比较变得非常困难。然而，即使是对气体演变的测量也可能有问题，因为只测量可扩散的H2。一些留在溶液中，一些被困在焊缝缺陷或夹杂物中。

焊接过程的重要性

电弧焊接过程需要一个填充材料的来源，以及保护和控制电弧和沉积金属的方法。在大多数情况下，填充材料是以棒状、连续线或连续管的形式提供的。所有这些材料的表面都被富含H2的拉丝润滑剂的残留物所污染。在GMAW工艺中，使用屏蔽气体进行保护。对于包芯线，则使用屏蔽气体和助焊剂的组合。埋弧和覆盖电极技术只涉及助焊剂。所有的助焊剂都是化学结合或吸附的水的来源。溶解在焊接金属中的H2数量不仅在不同的工艺之间，而且在不同的工艺中也会有所不同。

在所有使用消耗品电极的电弧焊工艺中，GMAW工艺的H2含量最低，主要来源是焊丝表面残留的拉伸润滑剂。完全干燥的焊丝是不可接受的，因为它很难进给。对于YS小于520N/sqmm的钢来说，残留润滑剂的数量一般不是问题。然而，当YS接近620N/sqmm时，如果要避免HIC，除非可以使用相对较高的预热温度，否则残留的润滑剂就会成为一个潜在的重要因素。当YS超过830 N/sq mm时，残余润滑剂应尽可能保持在较低水平。

残余物的重要性反映在H2对焊缝HIC的影响上，这些焊缝的YS为930 N/sq mm，需要通过控制冷却速度将其降到最低。在这种情况下，冷却速度是在540摄氏度时确定的，这个温度接近于焊缝金属从奥氏体转变为马氏体时的温度。 在大约30摄氏度/秒的相对较快的冷却速度下，焊丝表面的4ppm的H2被证明已经引起了HIC。为了确保没有HIC，H2要保持在低于3ppm的水平。通过调整焊接技术、预热温度或两者，以便将540摄氏度的冷却速度延缓到低于20摄氏度/秒，焊丝上的H2容许量可以增加到5ppm。

如H2测量中所述，很难预测在电弧中（或在到达电弧前）分解的表面污染物转移到焊缝中的H2量，主要是当测量的水平为个位数ppm。这个水平非常低，以至于无法使用气体演化技术来测量H2。在较低的冷却速度下，对线材表面污染物的容忍度较高，这可能是由于较软的微观结构，也可能是由于H2的逃逸。为了保持高强度，较高的冷却速度是必要的。通常情况下，当冷却速度降到10摄氏度/秒以下时，强度会突然下降。显然，为了在不遇到HIC的情况下获得最强的焊缝，有必要尽量减少任何含有H2的污染物的存在。

其他电弧焊工艺不可能实现非常低的H2含量，因为它们需要助焊剂而不是保护气体。助焊剂可以吸收水分。埋弧焊剂中的水分对YS为830N/sqmm的焊缝金属的开裂敏感性有重要影响。它表明，低至7毫升/100克的扩散性H2水平可以使临界强度下降到105 N/sq mm（1 ppm的H2含量相当于1.11毫升/100克）。即使烘烤焊剂以使焊接扩散的H2含量低于2毫升/100克也不能消除HIC。临界应力仍然低于415N/sqmm。很明显，用于埋弧焊的焊接条件是不可接受的。要么钢对H2异常敏感，要么使用的焊剂不能充分干燥以减少H2污染。

在SMAW工艺中，当焊接强度超过480N/sqmm时，也会遇到类似的HIC问题。为此，专门开发了低H2电极，以尽量减少（如果不是防止）这一问题。低H2电极涂层的配方不含任何有机材料。这种低H2涂层在超过430摄氏度的温度下烘烤，以减少残余水分至约0.1％的水平。这几乎是实际可行的最低水平，因为涂层中没有水分往往会使其变脆。在最初的制造过程中，烘烤对残留水分的影响表明，即使仔细控制配方和烘烤，覆盖电极涂层的水分水平也不能降低到足够低的水平，以防止YS高于830N/sqmm的钢的HIC。

低H2电极的水分通常被规定为0.2 %，这个水分水平是预期的。这一水分水平是预期在商业低H2电极的涂层中发现的，在从密封的容器中取出后立即发现。然而，如果暴露在潮湿、温暖的空气中，电极涂层会重新吸收水分。吸取湿气的速度取决于涂层中的成分。在某些情况下，重新吸收的水分可以达到超过1％的水平。出于这个原因，在炎热和潮湿的日子里，应将电极储存在加热的烤箱中，并且只在短时间内暴露在车间的环境中。

已经开发了防潮涂层以应对再吸收的问题。尽管该涂层在暴露于相对凉爽和适度潮湿的环境中是相当安全的，但在热带条件下进行焊接时，必须采取额外的预防措施。通过在接近制造过程中使用的温度下重新烘烤，有可能挽救已经变 "湿 "的电极。虽然重新烘烤可以挽救无意中暴露在潮湿条件下的电极，但这个过程不能重复，因为覆盖的电极是用金属粉末制成的合金，在重新烘烤的过程中可能会被氧化。因此，所产生的合金更瘦，更弱。

再烘烤会导致焊缝金属中Mn和Si含量的损失，从而导致焊缝YS的下降。这种情况发生在非常有控制的再烘烤中。不幸的是，在车间气氛中并不总是采取同样的谨慎。Mn和Si含量以及机械性能的损失可能会大大增加。