

异种材料 的焊接

刘中青 邱斌 编著

冶金工业出版社

内 容 简 介

本书是在科学实验与生产实践的基础上,综合国内外有关异种材料焊接技术的最新研究成果编写而成的。本书主要介绍异种材料的焊接性、焊接方法、焊接工艺及生产实例,其中包括异种材料焊接接头形成机理;异种钢,异种有色金属,钢与有色金属,钢与铸铁,金属与非金属等的焊接方法;异种材料焊接结构在生产中的应用和异种材料焊接接头的质量检验等。

本书可供焊接工程技术人员及高等院校焊接、热加工、材料科学等专业师生参考。

异 种 材 料 的 焊 接

刘中青 邸 斌 编著

责任编辑 童安齐 何舒民

科 学 出 版 社 出 版

北京东黄城根北街 16 号

邮政编码: 100707

中国科学院印刷厂印刷

新华书店北京发行所发行 各地新华书店经售

1990年12月第 一 版 开本: 787×1092 1/32

1990年12月第一次印刷 印张: 12 1/4

印刷: 0001—2 200 字数: 281 000

ISBN 7-03-001888-5/TH·13

定 价: 10.80 元

前 言

随着现代科学技术的发展,建造各种工程结构不仅需要大量金属材料进行焊接,也需要对非金属材料及异种材料进行焊接。目前,异种材料的焊接已成为工业生产中不可缺少的一门新技术。异种材料的焊接种类之多,应用之广,不胜枚举。

异种材料的焊接构件,在不同温度和各种载荷作用下,具有优良的机械性能;在不同的介质中,具有耐腐蚀和耐浸蚀的性能;尤其是在电场、磁场或放射性射线作用下,其物理、化学性能不起变化。同时,异种材料的焊接可节省大量的贵重材料,降低成本,简化结构制造的工艺过程。

目前,我国还没有一本全面论述异种材料焊接的书籍,为总结国内外关于异种材料焊接的最新研究成果及生产实例,我们编写了本书,希望对从事异种材料焊接理论研究和生产实践的工程技术人员有所裨益。

在编写本书过程中,曾得到吉林工业大学那学忠教授,吉林工学院卢光熙教授、刘文泉教授和杜文思副教授的具体指导与帮助,并得到哈尔滨焊接研究所、武汉材料保护研究所、哈尔滨锅炉厂、兰州石油化工机械厂、沈阳水泵厂、吉林化工机械厂、长春第一汽车制造厂及长春轻工机械厂等单位的大力支持,在此一并致谢。

由于作者水平有限,书中难免有缺点或不足之处,望广大读者批评指正。

目 录

前言	(iii)
第一章 异种金属的焊接性及其试验方法	(1)
第一节 异种金属的焊接性	(1)
第二节 异种金属的焊接性试验	(22)
第二章 异种金属焊接接头的形成机理	(37)
第一节 异种金属的接触边界及键合形式	(37)
第二节 异种金属焊接时的热能分布	(45)
第三节 接触界面的扩散过程	(61)
第四节 异种金属接触界面的润湿过程	(82)
第五节 异种金属接触界面的溶解过程	(100)
第三章 异种钢的焊接	(108)
第一节 碳钢与普通低合金钢的焊接	(108)
第二节 异种普通低合金钢的焊接	(123)
第三节 碳钢与奥氏体不锈钢的焊接	(135)
第四节 碳钢与马氏体不锈钢的焊接	(159)
第五节 碳钢与铁素体不锈钢的焊接	(163)
第六节 普通低合金钢与不锈钢的焊接	(166)
第七节 复合钢板的焊接	(170)
第八节 异种材料的堆焊	(179)
第四章 异种有色金属的焊接	(194)
第一节 铜与铝的焊接	(194)
第二节 铜与钛的焊接	(215)
第三节 铜与镍的焊接	(218)
第四节 铜与钼的焊接	(223)
第五节 铜与钨的焊接	(225)

第六节 钼与钨的焊接.....	(226)
第五章 钢与有色金属的焊接	(229)
第一节 钢与铜的焊接.....	(229)
第二节 钢与铝的焊接.....	(256)
第三节 钢与镍的焊接.....	(262)
第四节 钢与锆的焊接.....	(268)
第五节 钢与钛的焊接.....	(274)
第六节 钢与铍的焊接.....	(281)
第七节 钢与钼的焊接.....	(282)
第八节 钢与铅的焊接.....	(284)
第六章 钢与铸铁的焊接	(287)
第一节 钢与铸铁的焊接性分析.....	(287)
第二节 碳钢与灰口铸铁的焊接.....	(294)
第三节 碳钢与可锻铸铁的焊接.....	(304)
第四节 碳钢与球墨铸铁的焊接.....	(309)
第五节 不锈钢与铸铁的焊接.....	(313)
第七章 金属与非金属的焊接	(315)
第一节 金属与陶瓷的焊接.....	(315)
第二节 金属与玻璃的焊接.....	(325)
第三节 金属与石墨的焊接.....	(334)
第四节 金属与半导体材料的焊接.....	(333)
第八章 异种材料焊接质量检验	(343)
第一节 异种材料焊接质量检验特点.....	(343)
第二节 异种材料的焊接缺陷及防止措施.....	(346)
第三节 异种材料焊接接头的机械性能检验.....	(350)
第四节 异种材料焊接接头组织检验.....	(356)
第五节 异种材料焊缝化学成分检验.....	(358)
第六节 异种材料焊接接头应力分析.....	(359)
附表	(371)
参考文献	(385)

第一章 异种金属的焊接性及其试验方法

第一节 异种金属的焊接性

一、焊接性的实质

所谓焊接性就是指金属材料对焊接加工的适应性和焊后使用时安全可靠运行的能力，也就是指在一定的焊接工艺条件下，金属材料获得优质焊接接头的难易程度。理想的焊接性就是对材料的冷、热裂纹，再热裂纹和氢诱发裂纹均不敏感，在热影响区无脆化问题。

金属焊接性具体含义包括两方面内容：

第一是接合性能。接合性能是指金属材料在给定的焊接工艺条件下，形成完整焊接接头的能力。焊接生产中，常用接合性能评定焊接接头缺陷的敏感性，以便提出防止焊接缺陷的措施。

第二是使用性能。使用性能是指金属材料在焊接以后，接头在长期使用条件下适应使用要求的程度。焊接生产中，常用使用性能评定焊接接头能否满足技术条件的要求，以便提出改进技术条件的方案。

金属材料的焊接性是一个相对的概念。如果某些金属在简单的焊接工艺条件下，就能保证不产生焊接缺陷，获得优质的能满足技术条件要求的焊接接头，则认为这些金属材料的焊接性优良；如果采用复杂的焊接工艺条件或特殊的工艺措施才能实现焊接，则认为焊接性较差。

研究金属材料焊接性的目的在于查明各种金属材料在给

定焊接工艺条件下，可能产生的问题及其原因，以便正确地制订焊接工艺和提出改进金属材质的方案。因此，必须对整个焊接过程中不同金属的化学成分、组织和性能的变化规律，以及各种焊接缺陷的形成机理及其影响因素加以详细研究。由于各种金属的物理性能、化学性能、成分和组织明显不同，因此影响异种金属焊接性的因素很多。综上所述，研究异种金属的焊接性具有重要的理论和实际意义。

常用金属的物理和化学性能分别列于表1-1和1-2。

表1-1 常见金属的物理性能

金属名称	化学元素符号	比重, g/cm ³	熔点, °C	沸点, °C	比 热, J/(kg·K)	导热系数, W/(m·K)	线胀系数, 10 ⁻⁶ K ⁻¹	电阻系数, 10 ⁻⁸ Ω·m
铁	Fe	7.87	1537	2857	481.5	66.7	11.76	10.1
铜	Cu	8.92	1084	2578	376.8	359.2	16.6	1.67
铝	Al	2.7	660	2327	934.8	206.9	23.8	2.65
镍	Ni	8.9	1453	2834	456.5	69.6	13.4	7.8
钛	Ti	4.5	1677	3530	539.1	13.8	8.2	42.1
钼	Mo	10.22	2610	4827	265.2	123.1	5.44	5.78
钨	W	19.3	3380	5900	147.8	152.9	4.6	5.1
锆	Zr	6.45	1852	4415	286.9	21.9	5.05	44.7
铍	Be	1.85	1283	2477	1847.8	146.2	12.3	4.2
铅	Pb	11.34	328	1751	130.4	31.9	29.1	22
镁	Mg	1.74	650	1104	1086.9	144.6	25.8	4.46
锰	Mn	7.44	1314	2051	500	—	22	185
铌	Nb	8.55	2497	4927	278.3	48.1	7.5	14.6
金	Au	19.3	1063	2709	134.8	273.1	14.3	2.44
银	Ag	10.5	961	2162	243.5	384.6	20.6	1.59
钒	V	6.11	1857	3377	552.2	26.9	8.3	24.8
锌	Zn	7.14	420	906	317.4	103.8	29.7	5.75
锡	Sn	7.28	232	2679	234.8	61.5	23	11.5
钽	Ta	16.6	2997	5427	156.5	50	66	13.6
锑	Sb	6.68	630	1637	217.3	17.3	10.8	39
铬	Cr	7.2	1903	2665	295.7	61.5	6.2	12.8
钴	Co	8.9	1495	2877	443.4	63.5	14.2	5.68
铂	Pt	21.45	1770	3827	139.1	65.4	8.9	10.58

表1-2 常见金属的化学性能

金属名称	化学元素符号	原子序数	原子量	原子半径, Å	原子外层电子数目	点阵类型	点阵常数, Å	周期表中类别
铁	Fe	26	55.85	1.27	2	体心立方(α -Fe) 面心立方(γ -Fe) 体心立方(δ -Fe)	$a_{\alpha}=2.86$ $a_{\gamma}=3.668$	V II
铜	Cu	29	63.54	1.28	1	面心立方	$a=3.6147$	I
铝	Al	13	26.98	1.43	1	面心立方	$a=4.0496$	II A
镍	Ni	28	58.71	1.24	2	面心立方	$a=3.5236$	V II
锆	Zr	40	91.22	1.58	2	密集六方(α -Zr) 体心立方(β -Zr)	$a_{\alpha}=3.231$ $c=5.148$ $a_{\beta}=3.609$	IV B
钛	Ti	22	47.9	1.47	2	密集六方	$a=2.9506$ $c=4.6788$	IV B
铍	Be	4	9.012	1.13	2	密集六方	$a=2.2856$ $c=3.5832$	I A
钼	Mo	42	95.94	1.40	1	体心立方	$a=3.1468$	VI B
铅	Pb	82	207.2	1.74	2	面心立方		IV A
镁	Mg	12	24.305	1.364	2	密集六方	$a=3.2094$ $c=5.2105$	I A
钒	V	23	50.942	1.36	2	体心立方	$a=3.0282$	V B
锰	Mn	25	54.94	1.31	2	复杂立方(α -Mn) 复杂立方(β -Mn) 面心立方(γ -Mn) 面心立方(δ -Mn)		VI B
钽	Ta	73	180.94	1.47	2	体心立方	$a=3.3026$	V B
钨	W	74	183.2	1.41	2	体心立方(α -W) 复杂立方(β -W)	$a=3.1650$	VI B
金	Au	79	196.97	1.44	1	面心立方	$a=4.0788$	I B
银	Ag	47	107.87	1.44	1	面心立方	$a=4.0587$	I B
锌	Zn	30	65.38	1.33	2	密集六方	$a=2.6649$ $c=4.9468$	I B
锡	Sn	50	118.6	1.58	2	体心四方		IV A
锑	Sb	51	121.7	1.61	3	菱形		V A
铋	Bi	83	208.98	1.82	3	菱形		V A
铬	Cr	24	51.99	1.28	1	体心立方(α -Cr) 密集六角(β -Cr)	$a=2.8846$	VI B
钴	Co	27	58.93	1.25	2	密集六角(α -Co) 面心立方(β -Co)	$a=2.506$ $c=4.069$ 3.544	VI

续表

金属名称	化学元素符号	原子序数	原子量	原子半径, Å	原子外层电子数目	点阵类型	点阵常数, Å	周期表中类别
铂	Pt	78	195.0	1.38	1	面心立方		Ⅷ
铈	Ce	58	140.12		2	面心立方(α -Ce) 密集六角(β -Ce)		Ⅱ B
铌	Nb	41	92.91	1.47	1	体心立方	$a=3.3009$	V B

二、异种金属的焊接性分析

异种金属在给定的焊接工艺条件下，能否形成优质焊接接头主要取决于被焊金属的物理性能、化学性能、化学成分和工艺措施。异种金属焊接性与它们在液态和固态时的互溶性(溶解度)及形成脆性化合物的性能也有密切关系。通常，在液态不能互溶的金属及合金（如铁和镁、铅和铜、铁和铅等），熔化时形成分离的液层，冷却结晶后彼此之间很容易开裂，所以不能采用熔焊方法进行焊接。因此，异种金属只有在液态和固态均能无限互溶（形成无限固溶体）时，才能形成牢固的焊接接头。

组元间的溶解度与组元的晶体结构、原子半径和负电性有密切关系，因为只有当两组元的结构类型相同，溶质原子才有可能连续不断地置换溶剂的原子。两组元的结构类型不同，组元间的溶解度是有限的。

对一系列合金系所作的统计表明，只有当溶质与溶剂原子半径的相对差（用 $\frac{d_{\text{溶剂}} - d_{\text{溶质}}}{d_{\text{溶剂}}} \times 100\%$ 表示）小于 14—15% 时，才可能形成溶解度较大甚至无限溶解的固溶体，反之，则溶解度非常有限。在其他条件相近的情况下，原子半径的相对差越大，其溶解度越受限制。原子尺寸差对溶解

度的影响是由于溶质原子的溶入会使溶剂的点阵产生局部畸变；若溶质原子大于溶剂原子，则溶质原子将排挤它周围的溶剂原子；若溶质原子小于溶剂原子，则其周围的溶剂原子将向溶质原子靠拢（如图1-1所示）。两者的尺寸相差越大，点阵畸变的程度也越大，则畸变能越高，结构的稳定性越低，从而限制了溶质原子的进一步溶入，使固溶体的溶解度减小。图1-2表示了周期表中各元素的原子直径， α -Fe和 γ -Fe的原子直径分别为2.48和2.52 Å，因此取铁的原子直径为2.5 Å。在该图中以2.5 Å 为基准线，在其上、下绘出了与铁的原子尺寸相差为 $\pm 15\%$ 的两条虚线。可以看到，凡是同铁的原子直径相差15%以上者在铁中的溶解度均很小，例如Mg，Ca，Rb，Sr等。至于C和N在 γ -Fe中能有一定的溶解度是因为它们在 γ -Fe中能形成间隙固溶体。而能与铁形成无限固溶体的那些元素，如Ni，Co，Cr，V等，它们与铁的原子直径相差都不超过10%。

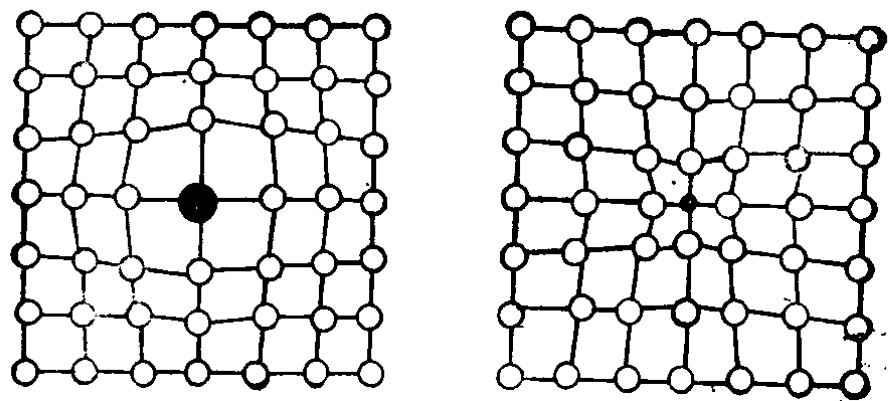


图1-1 形成置换固溶体时的点阵畸变

组元之间的负电性（元素的原子自其他原子夺取电子而变为负离子的能力）相差越大，则它们之间的化学亲和力越强，就越倾向于生成化合物而不利于形成固溶体，所形成的固溶体的溶解度也就越小。因此，只有负电性相近的元素才可能具有大的溶解度。

图 1-3 表示了各种元素的原子半径和负电性对它们在铁和铌中的溶解度影响。图中横坐标表示溶质的原子半径，纵坐标表示负电性。为确定溶解度的范围，画出两个椭圆，椭圆长轴为负电性的范围，椭圆短轴为原子半径的范围。从图中可看出，小椭圆负电性的范围为 ± 0.2 ，原子半径差为 $\pm 0.8\%$ ；大椭圆负电性的范围为 ± 0.4 ，原子半径差为 $\pm 15\%$ 。位于小椭圆内的金属能与铁[如图 1-3(a)]或铌[如图 1-3

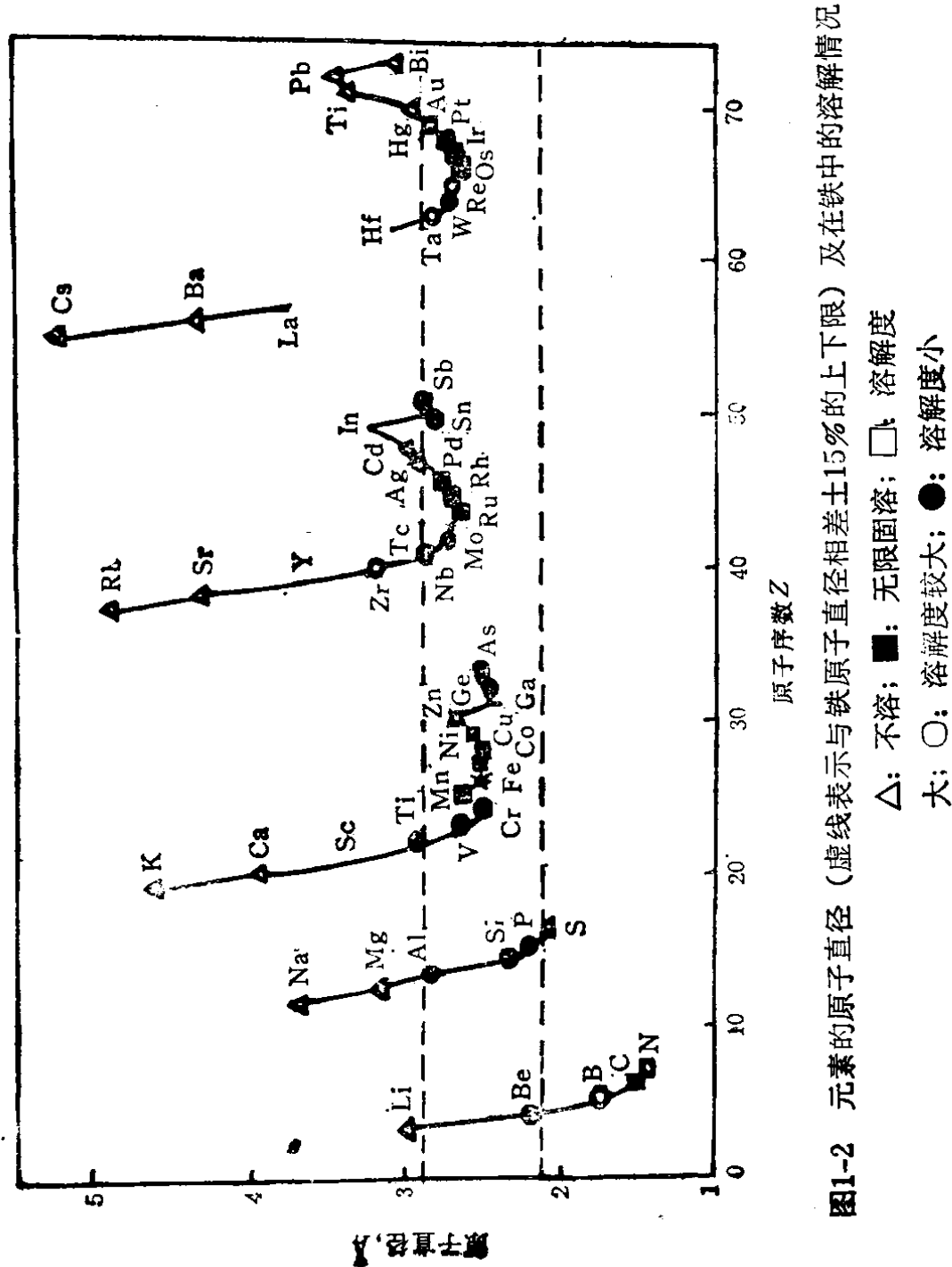


图1-2 元素的原子直径（虚线表示与铁原子直径相差 $\pm 15\%$ 的上下限）及在铁中的溶解情况

(b)]形成无限固溶体；位于两椭圆之间的金属能与铁或铌形成有限固溶体；位于大椭圆外的金属，因化合价和尺寸等因素，不能形成固溶体。

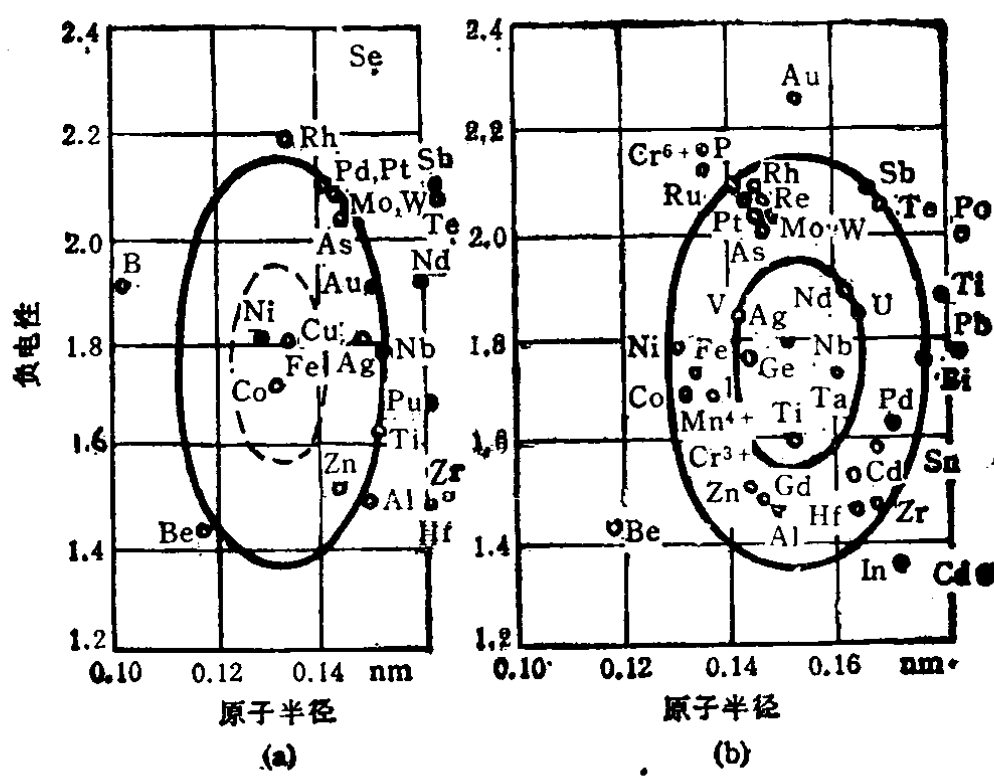


图1-3 元素的原子半径和负电性对它们在铁和铌中的溶解度的影响

对于难熔的合金系（如W-Cr，V-Cr等）来说，虽然组元的结构类型相同，负电性相近，可形成无缺位的固溶体，但因出现金属间化合物，所以不能纳入上面所阐述的溶解度理论，如Nb与12Cr18Ni10Ti钢的焊接就是一例。

从图 1-3(b) 中可看出，铁与铌虽然不能形成无限固溶体，但是采用电子束焊的方法，使钢熔化，以钢液润湿铌，也能将钢与铌焊在一起，且在焊缝中不会出现金属间化合物。这种焊接工艺很复杂，当温度较低，或液相与固相接触不良时，常常出现润湿缺陷而使焊接接头的机械性能显著降低。因此，焊接时应严格遵守焊接规范。

通过上述分析可看出，焊接不能形成无限固溶体的异种金属（如铁与铌）时，应向熔合区填充另外一种金属，所填

充的金属必须位于两种被焊金属的固态溶解度图中的小椭圆里.从图1-3可看出, 位于小椭圆线上的钒, 不论与铁, 还是与铌均能形成无限固溶体, 所以钒是焊接Nb与12Cr18Ni10Ti钢的较为理想的中间合金. 由有关相图还可知道, 奥氏体钢中的铬在钒中的溶解度是无限的, 镍在钒中的溶解度是有限的. 焊接时, 常常采用堆焊、气相沉积焊或阴极雾化等方法预先将钒涂敷在铌上, 然后以钒作中间金属, 再用电子束焊法将Nb与12Cr18Ni10Ti钢焊接起来.

对固态有限溶解的金属或含合金元素及杂质较少的合金来说, 其焊接接头的质量主要取决于焊缝金属结晶过程中的晶内偏析程度、固态相变和结构转变特性. 焊后, 固溶体冷却时, 由于在多晶形的金属及合金中发生相变和结构转变, 因此焊接接头容易形成冷裂纹. 而且这种转变(如珠光体钢和马氏体钢中的马氏体转变, 钛和钛合金中的氢化物转变)还会使金属产生晶格畸变和体积的变化.

焊接异种金属常采用预先防止热裂的措施, 因此很少产生热裂缺陷. 热学性质(导热率、熔点等)相差大的金属, 由于比热和冷却能力不同, 熔化面积不等, 因而不易进行焊接. 两种金属的磁性不同, 焊接时熔深和电弧燃烧不稳定, 很难获得均匀的焊接接头. 因此, 在焊接生产中, 必须充分注意焊前预热和焊后缓冷. 一般来说, 合理的选用焊接方法, 正确地制定焊接工艺和选择适宜的焊接规范, 可完全消除有限溶解的不利作用, 或将这种不利作用降至最低限度.

通过上述分析可见, 异种金属的焊接性与它们之间的互溶性有关, 因此可利用二元合金相图分析焊接性.

1. 异种金属之间形成无限固溶体

若异种金属之间在液态和固态均无限互溶(如Cu-Ni,

均为面心立方结构)、则能形成各种成分比例的固溶体, 其相图如图1-4所示.

焊接能形成无限固溶体的异种金属时, 将它们加热到略低于低熔点金属熔点温度 T_1 , 并在此温度下长时间保温, 这时两种金属的原子将自结合面相向扩散而形成固溶体, 固溶体的成分沿 mcn 线平缓变化. 如果扩散是在略高于低熔点金属熔点的温度 T_2 进行的, 其接头区固溶体的成分变化与上述

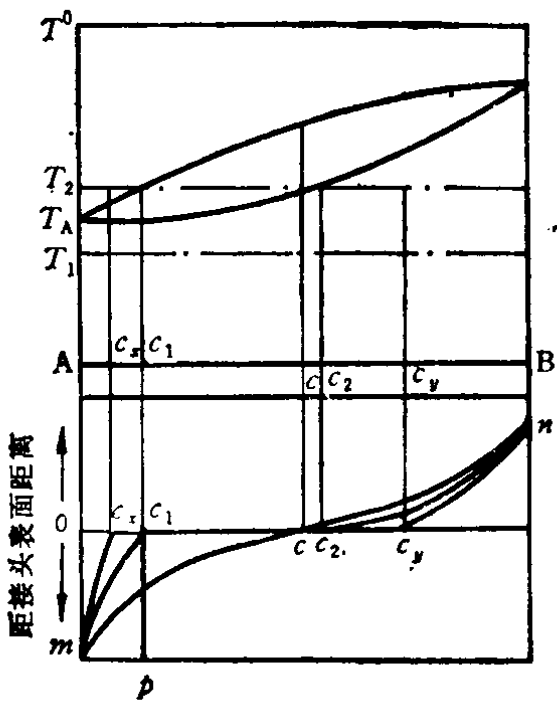


图1-4 二元匀晶相图

情况不同, 因此时出现液相, 所以金属A在固相金属B中的最大溶解度小于 c_2 . 由相图可看出, 当温度为 T_2 时, 不存在浓度高于 c 的固相, 所以也就不能进一步提高A在B中的浓度. 在 T_2 温度时, 随A向B内的迁移, 以B为基的固溶体成分的变化特性主要取决于A与B的相互作用时间和扩散系数(D_A 和 D_B), 其成分变化可用 c_2n 线表示.

在金属A向固相金属B中扩散的同时, 金属B在液相金属A中不断溶解, 并逐渐达到饱和状态. 随A与B作用时间的增长, 其液相成分可达到 c_1 , 此时将形成该温度下与它相平衡的晶体, 成分为 c_2 . 在金属B的表面上形成的这些晶体与金属B表面层内因金属A原子渗入所形成的成分为 c_2 的晶体相结合, 形成牢固的层状结构.

当冷却时, c_1 成分的液相开始结晶. 随温度继续下降, 固相的量不断增多, 剩余液相的量不断减少; 同时, 液相和

固相的成分也将通过原子扩散不断地变化，固相成分沿固相线变化，由 c_2 变化为 c_1 ，液相成分沿液相线变化。在缓慢冷却时，原子能充分的扩散，当冷却到固相线温度以后，在接合部位由液相结晶出的固相成分为平均成分 c_1 。

异种金属焊接接头的形成过程与上述分析是有很大差别的。如果金属B在金属A中的溶解过程与在焊接熔池中一样，产生强烈的搅拌时，那么距金属A表面任意一处的液相成分都将是平均成分 c_1 ，其截面成分的变化以直线 $c_1 p$ 表示。但在实际焊接条件下，由于影响因素很多，液相的成分仍然是不均匀的。通常是靠近固相表面的液相成分为 c_1 ，而液相深处B的成分逐渐减少，以至完全消失为止。因此，以A为基的固溶体成分的变化应以曲线 $c_1 m$ 表示。

由此可见，当完全冷却之后，在以A为基的固溶体和以B为基的固溶体之间，其成分是突变的。在作用时间短，金属中含有常存杂质以及B在A中的溶解速度大时，A在固相金属B表面层中的含量常常达不到该温度下的平衡成分 c_2 ，而是 c_y 。在作用时间短、金属中含有常存杂质以及B在A中的溶解速度小时，会降低B在液相中的含量。含金属B较少的液相，结晶开始温度较低，靠近结合面结晶出的固溶体中B的含量也较少，为 c_x 。这样，截面成分的变化应以曲线 $m c_x c_y n$ 表示。但在结合面部位，常常是 c_2 和 c_1 的平均成分，甚至是在作用时间短时，也能出现这种情况。

由Cu-Ni合金相图可看出，对于纯金属来说，采用氩弧焊方法而不用填充金属就可进行焊接。但焊接接头界限是明显的，这与上面所分析的情况相同。将焊接接头放大300倍，可清楚地看出过渡层。这种明显的界限并不是焊接接头的缺陷，焊缝的强度很高，断裂多出现在焊缝区周围。如采用其他焊接方法，以铜、镍或铜-镍合金作填充金属，也能得到

同样的结果。

上面所分析的情况，只适用于纯金属。但是工业上生产的镍常含有少量碳，有些牌号的工业纯铜含有少量氧。因此焊接时，由于碳和氧的相互作用，焊缝容易产生气孔。为了消除这种气孔，必须在填充金属中加入脱氧剂。

铜、镍两种金属在液态和固态时均无限互溶，其相图为典型的匀晶相图，只有一个固相，快速冷却时，焊缝易形成柱状晶。

具有这种匀晶相图的合金系还有Ag-Au，Ni-Pt（面心立方），Cr-Mo（体心立方）及Cd-Mg（密集六方）等。

2. 异种金属之间形成有限固溶体

当两种金属在液态时无限互溶，在固态时有限互溶，而且发生共晶反应时，所构成的相图称为二元共晶相图，如图1-5所示。具有这类相图的合金系有Pb-Sn，Ag-Cu，Al-Sn，Cd-Zn及Ag-Pb等，其中Pb-Sn合金相图是典型的共晶相图。在焊接生产中，常用Pb-Sn合金制作焊料。

形成有限固溶体的金属（如Cu-Zn），只有在它们相互溶解的范围内，才能彼此进行扩散。当加热温度略低于共晶温度 T_e 时，两种金属（A和B）将在固态下自结合面进行相向扩散，形成固溶体。从图1-5可看出，A在B

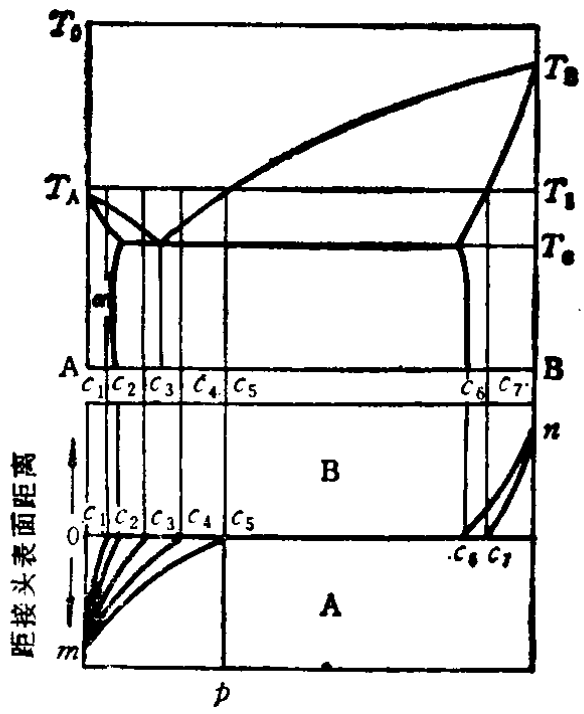


图1-5 固态时有限互溶的二元共晶相图

(β 固溶体)中的最大固溶度为 c_6 , B在A(α 固溶体)中的最大固溶度为 c_2 . 该合金系与两组元在固态时无限互溶的合金系不同, 界面成分发生突变 $c_6 - c_2$, 其试件截面成分的分布可用曲线 mc_2c_6n 表示.

当两种金属(A和B)在 T_1 温度下相互作用时, 金属A在固态金属B中的固溶度为 c_7 . 随金属A的原子向固态金属B内进行扩散的同时, 金属B在液态A中不断溶解. 此时, B在A中的溶解度为 c_5 . 当液态金属成分达到 c_5 时, 将在固态金属B的表面上结晶出以B为基的 β 固液体, 并随温度继续降低, 从液相中不断结晶出 β 固溶体, 液相的量减少, 液相的成分沿液相线变化, 而 β 固溶体的量不断增多, β 固溶体的成分沿固相线变化, 由 c_7 变至 c_6 . 当温度降到 c_6 时, 从剩余的共晶成分的液相中同时结晶出 α 和 β 两种晶体——共晶体.

在焊接过程中, 常常由于金属原子的扩散而在固态金属B的表面上形成一定厚度的固溶体层, 初生的 β 固溶体也能在这层固溶体的界面上成长. 此时, 初生的 β 固溶体会将共晶体挤入液相内部. 但在一般情况下, 初生的 β 固溶体多半是分布在共晶体的基体上.

在强烈的对流作用或进行机械搅拌时, 可保证整个液态金属具有均匀的化学成分, 其开始结晶的成分为平均成分 c_5 . 在这种情况下, 试件截面成分的变化可用 nc_5c_5p 表示. 但在实际焊接过程中, 液态金属的成分不可能十分均匀. 因此, 通常以曲线 nc_7c_5m 表示试件截面成分的变化. 应当指出, 在缓慢冷却时, β 固溶体的成分由 c_7 变至 c_6 .

液相的成分为 c_4 时, 接头区的结构没有根本的变化, 只是液相的成分曲线由 c_5m 移至 c_4m . 如果冷却前液相的成分为亚共晶成分 c_3 , 则结晶时将首先析出 α 固溶体. 当温度降低到