

钢铁译文



4

太原钢铁公司科技处

前 言

随着我国造船工业的日益发展，对于船用钢板的质量和数量提出了更新更高的要求。针对这一实际，我们继《高强钢和超高强钢译文集》出版之后，又特意编译了这本高强高韧钢专辑，以供有关人员参阅。

本译文集由洛阳七二五所、鞍钢钢研所和太原钢铁公司共同翻译。

由于水平所限，编译中错误在所难免，恳请读者批评指正。

编 者

目 录

1. 超高强度钢的现状及其破坏特性	(1)
2. α — γ 两相区进行的热处理 对6%Ni钢性能的影响	(17)
3. 合金元素对钢的力学性能的影响	(30)
4.	(41)
5.	(45)
6.	(57)
7.	(71)
8. 在静载和冲击破坏试验 中测定钢的断裂韧性	(118)
9. 在静载和冲击试验中测定夏比V型 缺口试验结果与应力关系	(126)
10. 美国5NiCrMo钢的力学性能	(130)
11. HY—80和HY—130钢	(167)
12. HY—130钢	(190)

超高强度钢的现状 & 破坏特性

1. 序 言

主要用于焊接构件的所谓高强钢（包括超高强度钢）根据从制造厂供给的状态分类列于表 1。这些分别称为非调质高强钢类、调质型高强钢类和超高强度钢类。强度最高的示于表中，但大部分在退火或者正火状态（如中炭低合金钢）和固溶处理状态（如马氏体时效钢）供给。由于加工技术和焊接性的改善，5Ni—Cr—Mo—V(Hy130)钢，9Ni—4Co钢，5~7Ni—Cr—Mo—V贝茵体(MB)钢等均在强化状态供给，在焊接状态使用的也逐渐增加起来。

这篇汇编是对强度最高的第三类超高强度钢的现状给予叙述，关于超高强度钢过去有好多说法，因此这里尽量避免重复，首先在观察到超高强度钢发展趋势的基础上，简单地叙述代表钢种的特征，最后在超高强度钢必备的诸性质中记述了关于目前最重要的研究得最活跃的破断韧性和耐应力腐蚀裂纹性的研究。

第一表 焊接结构高强钢的分类

分 类	屈 服 强 度 (Kg/mm ²)	供 给 状 态
非调质高强钢	30~60	热轧
调质高强钢	45~90	淬火回火
超高强度钢	90~245	强化*

* 一般为退火，正火状态。

2. 超高强度钢的种类

对于超高强度钢的分类有各种各样的考虑方法，表 2 是根据合金量和含炭量进行的分类。这种按合金量的分类大致与金属组织相对应。第 3 表是主要钢种的化学成分。

3. 各钢种的特征

(1) 中炭低合金系超高强度钢

在淬火后回火成索氏体组织，作为强韧钢使用的 AISI 4340 钢，其回火温度低于回

第二表

根据超高强度钢的合金量和组织的分类

合金量	中炭	低炭	无炭
低合金	Ni—Cr—Mo钢		
中合金	5Cr—Mo—V钢	5Ni—Cr—Mo—V钢 5Ni—Cr—Mo—V贝茵体钢	
高合金	9Ni—4Co钢, 析出硬化型不锈钢 10Ni—8Co—Cr—Mo钢		马氏体时效钢
组织	回火马氏体	二次硬化(特殊炭化物析出硬化)	金属间化合物析出硬化

火脆性温度范围以下 $200\sim 350^{\circ}\text{C}$, 这样就形成炭化物弥散分布的马氏体组织, 从而得到高强度。这类超高强钢是最初期存在的钢种, 在比较早的时期出现了300M和D6AC等改良型。改良的一种主要倾向是加入Si, 其目的是使回火过程迟缓, 把回火温度推向更高温度区(300M, Super Hy—Tuf, 4137 $^{\circ}\text{C}$ 等)。关于这种效果, 最近根据线型破坏力学的理论, 对平面应变破断韧性 K_{IC} 进行了再一次研究。另外在D6AC中加入适量的V(细化晶粒)Cr, Mo(高温回火时析出硬化)等。

这种钢是在正火或退火状态进行机械加工、塑性加工和焊接, 然后在进行淬火和二次回火后使用。因此从合金量来看, 它具有最经济特征, 但是在加工上受到限制, 所以仅能使用于小型部件和不须要焊接的部件上。另外和马氏体时效钢等比较, 应力腐蚀裂纹和电镀脆性等迟延破坏的弱点也成为问题。

一般作为强韧钢用于机械结构件时采用空气炉冶炼, 而作为超高强钢使用时, 大多采用真空自耗炉冶炼, 此外对于夹杂物的量也必须给予注意。考虑到冶金因素对破断韧性的影响, 与其说是成分的影响大还不如说是真空冶炼、高纯原料的使用、锻造和轧制方法这些制造加工冶金因素的影响来得大, 因此在低合金的限制下新钢种的开发也是依靠冶炼方法, 加工和热处理等来期待改善钢的强韧性。

(2) 中合金系超高强钢

(i) 5Cr—Mo—V钢(热模具钢)

热成形热模具钢及其改良型是含有多量炭化物形成元素, 利用其二次硬化现象的

第3表 主要超高强度钢的化学成分

分 类	成 分 系	合 金 名	主 要 成 分 %										
			C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	Co	V	Ti	Al	其 它
低合金系	Ni—Cr—Mo	4340(SNCM8)	0.40	0.30	0.70	1.85	0.80	0.25					
		390M	0.43	1.60	0.80	1.85	0.80	0.40		>0.05			
		D 6 A C	0.45	0.23	0.75	0.55	1.05	1.00		0.03			
中 合 金 系	5 Cr—Mo—V	H ₁₁ (SKD5)	0.35	1.00	0.30		5.00	1.50		0.40			
		H ₁₂ (SKD61)	0.35	1.00	0.30		5.00	1.50		1.00			
	5 Ni—Cr—Mo—V	H V130	0.12	0.25	0.75	5.00	0.55	0.50		0.07	0.02		
高	5~7Ni—Cr—Mo—V 贝茵体	MB130	3.75Ni—Cr—Mo—V										
		MB150/170	0.20			7.00	1.70	0.50		0.10			
	10Ni—8Co—Cr Mo	HY150	0.12	0.15	0.20	10.00	2.00	1.00	8.00				
	9 Ni—4 Co	HP 9—4—20	0.20	<0.10	0.30	9.00	0.75	0.75	4.50	0.10			
		HP 9—4—25	0.25	<0.10	0.25	8.50	0.45	0.45	4.00	0.10			
		HP 9—4—30	0.30	<0.10	0.20	7.50	1.00	1.00	4.50	0.10			
		HP 9—4—45	0.45	<0.10	0.35	8.00	0.30	0.50	4.00	0.10			
		P Z140	0.18	<0.10	0.25	9.00	1.50	3.00	4.00	0.39		0.10	Nb=0.07
		P Z170	0.25	<0.10	0.25	9.00	1.50	3.00	4.00	0.30		0.10	Nb=0.07

(续表)

合	高Ni马氏时效	12-5-3 18Ni200 18Ni250 18Ni300 18Ni350 20Ni 25Ni	<0.03 <0.03 <0.03 <0.03 <0.03 <0.03 <0.03	<0.10 <0.10 <0.10 <0.10 <0.10 <0.10 <0.10	<0.10 <0.10 <0.10 <0.10 <0.10 <0.10 <0.10	5.00 12.0 18.0 18.0 18.5 17.5 20.0 25.0	3.00 3.25 4.90 4.90 3.75	8.50 8.00 9.00 12.50	0.25 0.20 0.40 0.65 1.80 1.50 1.50	0.35 0.10 0.10 0.10 0.15 0.25 0.25	Zr, B, Ca加入 / / Nb0.5 Nb0.5
金	PH不锈钢	PH13-8 Mo	0.04	0.40	0.60	8.00	13.0	2.15		1.00	
		17-7 PH	0.06	0.40	0.60	7.00	17.0			1.20	
		PH15-7 Mo	0.06	0.40	0.70	7.00	15.0	2.25		1.20	
		FV520	0.06	0.70	0.70	5.60	15.6	1.70			Cu2.
		AM350	0.08	0.40	0.90	4.30	16.5	2.75			N0.1
		AF77	0.15	0.20	0.20		14.0	4.60	13.0		
系	马氏时效不锈钢	ALMAR362	0.03	<0.10	<0.10	6.50	14.5			0.80	
		CUSTOM455	0.02	<0.10	<0.10	8.50	12.0			1.15	Cu2.0
		IN736	<0.02	<0.10	<0.10	9.50	10.2	2.00		0.25	0.30
		MA164	0.02	<0.10	<0.10	4.50	12.5	5.00	12.5		
		AM367	0.02	<0.00	<0.10	3.50	14.0	2.00	15.5	0.50	

钢。象原来的热模具钢那样，是具有优良的高温强度和适合于奥氏体形变等加工热处理的材料。它可以空淬，比低合金系的淬透性高、质量效果少焊接性差，与低合金系一样在退火状态进行加工和焊接，最后在淬火回火后使用。

(ii) 5Ni—Cr—Mo—V钢和10Ni—8Co—Cr—Mo钢 (Hy钢)

这是根据提高美国海军装甲用的Hy80的强度的计划而产生的低炭中合金钢。5Ni—Cr—Mo—V钢 (Hy130) 的Ni含量可以说是保证在 -20°C 冲击载荷下塑性举动的最低值 (FTP温度在 -20°C 以下) 并且保证焊接热影响区的性质具有最佳值，C是希望在确保必要的强度和淬透性的前提下尽可能少，V的加入是为了改善回火曲线，减少强度对回火温度的依存性，其它的Mn、Cr、Mo等元素使用时必须注意一方面要确保10cm钢板的淬透性，另方面加入量受到限制，否则就引起脆性。

作为这种钢的发展，其合金量属于高合金钢的有10Ni—8Co—Cr—Mo钢，由于Co与Cr、Mo的共存，使得固溶的主要硬化析出物 Mo_2C 的二次硬化显著，并且在某个时效温度范围有使强度和韧性同时上升的现象，在 510°C 时效能得到强度与韧性的良好配合。采用二次真空自耗重熔，使得S、O、N降低以及采用二次淬火来细化晶粒等方法应给予注意。

(iii) 5~7Ni—Cr—Mo—V贝茵体钢 (MB钢)

从合金量来说是低炭中合金钢，但是由于特殊的热处理而得到下贝茵体组织，因此是一种不与第2表中组织对应的特殊钢。在焊接状态能够使用，从组织得来的特征是屈服比低，均匀延伸大。贝茵体组织和回火马氏体组织的性能比较，在超高强度钢方面也进行了研究 (如后述的HP₉-4-45钢等) 已经明白，下贝茵体组织比双晶马氏体组织的韧性优良。

(3) 高合金系超高强度钢

(i) 9Ni—4Co钢

属于这个钢种的HP₉-4钢，为了保证高强度水平下母材和焊接区的韧性，从合金元素的组合和冶炼技术两方面来考虑其对策。这里破断韧性是很重要的。最近为了改善破断韧性而开发的超高强度钢例如10Ni—8Co—Cr—Mo等钢一样，C是主要硬化元素，但是从韧性和焊接性来考虑，在必要的强度下应控制在低限。Ni对于固溶硬化和韧性改善是有效的元素，然而由于能促进残余奥氏体的生成所以受到限制。加入Co是为了提高 M_s 点，如此重视转变点是因为 M_s 点越高，自身回火性越强，这样就改善了在焊接区生成的有害的未回火的马氏体的韧性。V的主要效果是细化晶粒，Cr、Mo等元素的加入主要的目的是增加回火抗力。HP₉-4钢在碱性电炉冶炼后再在真空自耗炉重熔，在碱性电炉冶炼时不使用脱氧剂，重熔时由于C脱氧引起沸腾，降低了非金属夹杂物和H、N的含量，Si、Mn也是微量留在钢中。此钢在焊接状态使用，焊缝效率可达100%，而HP₉-4-45钢在焊接状态难以使用。

PZ钢是采用HP₉-4钢的基本成分加上在超高强度钢中见到的Mo与Nb的复合析出硬化

机构的钢。其效果是期望减少部分C和提高回火温度从而改善韧性和焊接性。还有 HP 9—4 钢除了最初发表的 HP9—4—25 与 HP9—4—45 外,最近又发表了 HP9—4—20 与 HP9—4—30,但值得注意的是其中增加了少量的碳化物形成元素,从而增加了析出硬化的作用。

(ii) 马氏体时效钢

18Ni, 20Ni, 25Ni 和 12—5—3 等马氏体时效钢已被发表,而其中最优越的要算是 18Ni 系,如果说 18Ni 马氏体时效钢在成分上特别优越的话,那就在于硬化元素采用 Mo, 以及 Co 与 Mo 的复合效果。马氏体时效钢的特征有下列几方面:第一基体是选择采用固溶处理后空冷得到的高韧性的高 Ni 立方晶格条状马氏体。这个基体不仅最适宜作为析出硬化钢的基体而且由于屈服强度约 80 kg/mm^2 左右,能够很容易地进行机械加工和冷加工,而且多在这个状态进行焊接。第二其后只不过是在大约 500°C 附近时效,就能得到高的强度和韧性,因此尺寸变化少,同时焊接性也好,大多是在固溶处理后焊接使用,但在热影响区再次产生奥氏体,即使其后时效,这部分也不发生硬化,因焊缝效率有若干下降的倾向,所以当须要 100% 的焊缝效率时,焊接后有必要再进行一次固溶处理。

(iii) PH 不锈钢和马氏体不锈钢

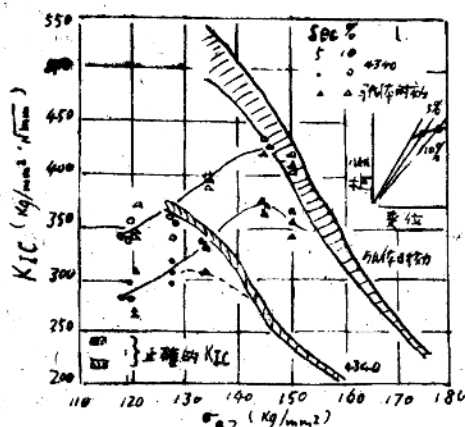
PH 不锈钢被认为是马氏体时效钢的先驱,同时被马氏体时效钢的成功所刺激,减低 PH 不锈钢的杂质就产生了热处理简单的马氏体时效不锈钢。关于这些钢最近已有详细的解释,因此这里省略。

4. 破 断 韧 性

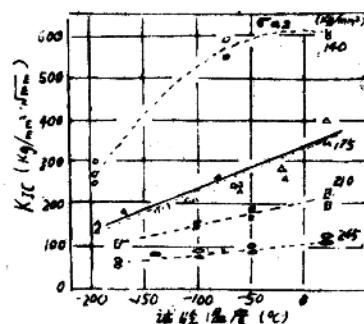
(1) 超高强度钢的破断韧性的特征

如何评价高强度材料的韧性,触及这个问题很有必要。对于低强度材料一般使用夏比试验的各种转变温度和冲击功来表示韧性,当然近年来伴随破断力学的发展及大型试验机的普及,存在使用破断韧性值来表示韧性的动向,但是其资料是非常有限的,同时还存在许多问题。对此,在高强度材料由于发生低能量扯裂破坏,使得难以产生能量转变,因此使用转变温度和冲击功来表示韧性是困难的。而高强度材料即使用比较小的试样也能适用于线型破坏力学所以在求破断韧性方面进行了工作,其中认为使用材料常数的平面应变破断韧性来表示韧性是有意义的。而且表示这个韧性首先必须存在裂纹,然后才能求出裂纹的长度与破断应力的关系这对设计来说是能够直接利用的优点。因而关于超高强度钢的 K_{Ic} 有相当多的数据,然而这些数据不一定都正确,这主要是因为裂纹的尖端发生严格限制塑性变形的平面应变状态的必须的试样尺寸没有满足的原故。这方面的例子示于第一图。必须注意在尺寸不充分的情况下,有时连定性的比较值也得不到,因此只有在判断得到正确的 K_{Ic} 时,才能列举出下 K_{Ic} 因冶金学的因素而发生如何的变化。

超高强钢的破坏有下述特点：（1）对温度、应变速度的依赖性小（2）即使在常温也容易发生低应力不稳定破坏，并且其破断不是劈开型的，一般为旋涡状破坏（低能量扯裂破坏）



第1图 正确的 K_{IC} 与从12.5mm厚小型试样求出的外观 K_{IC} 的比较（4340钢、18Ni马氏体时效钢）



第2图 18Ni马氏体时效钢的 K_{IC} 对温度和应变速度的依赖性（点线为静的 K_{IC} ，实线为动的 K_{IC} ）

第2图是表示18Ni马氏体时效钢的 K_{IC} 对温度和应变速度的依赖关系。屈服强度低的140kg/mm²级的钢看到了 K_{IC} 发生转变，而破断面没有转变。因为低温下屈服强度提高，发生低能量扯裂破坏成为可能，因此在同样的破坏方式下，能量也得到很大变化。当然同样的强度水平的所有超高强钢不一定显示这样的举动，也有 K_{IC} 转变和破面转变同时发生的情况。另外在超高强钢中应变速度的依赖性小，这里仅仅提裂纹开始传播特性，而对于裂纹传播停止特性几乎不当作问题来提出。

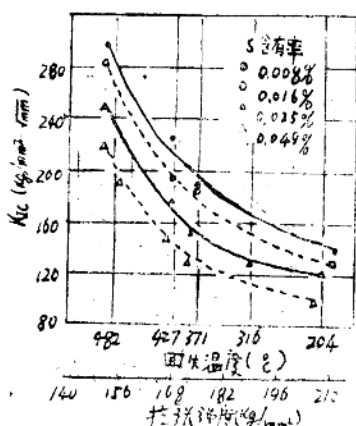
发生低能量扯裂破坏的情形首先是在裂纹尖端形成很多的空隙，然后这些空隙间容易形成颈缩。高强度材料可以满足这个条件，因为（1）屈服点高所以塑性区的应力水平也高，空隙核的发生也就容易（2）屈服点越高塑性也就越低。这种机构被劳乌和蒂蒂尔门等人所研究。因此 K_{IC} 对温度、应变速度依赖性小是由于空隙核发生的现象及屈服点对温度依赖性小的原故。所有超高强钢的破坏不是旋涡状破坏，当然也发生伪劈开或晶界破坏。

（2）冶金因素对破断韧性的影响

（i）微量不纯元素冶炼方法及加工异向性

已经说过超高强钢容易发生非劈开型的不稳定破坏，所以微量不纯元素对 K_{IC} 影响

很大。S的影响示于第三图，由图可知，S越多 K_{Ic} 就越小，总的说来，这些元素的夹杂物是非固溶形式存在基体里，这样就可能增加了空隙核的发生源，而在晶界偏析促进脆化的元素，特别能使 K_{Ic} 降低，因此认为具有各自作用的元素，如以复合形式存在于钢中的话，那么就能使 K_{Ic} 显著下降。S和As复合加入时 K_{Ic} 显著下降就是这样的例子。



第3图 S对4345钢的 K_{Ic} 的影响

了比 K_{Ic} 更为明显的异向性，同时很多超高强钢的证实A与B方向的异向性小，一般报导的 K_{Ic} 数据是A方向的。

(ii) 组织与合金元素

(a) 回火马氏体及下贝茵体组织（低合金系）

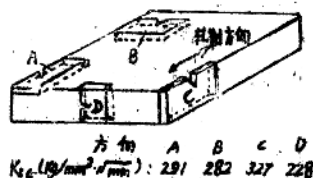
位错型马氏体组织在同样强度下的 K_{Ic} 比双晶型马氏体组织优良，这种差别主要是由于双晶型马氏体组织在其双晶晶界上优先析出粗大的炭化物，使得裂纹容易传播之故，同时认为与下列情况也有关系：双晶型马氏体组织容易发生双晶变形，与此相反位错型马氏体组织其变形仅发生滑移。这种马氏体显微组织的不同主要取决于 M_s 点。

同样的理由下贝茵体组织的 K_{Ic} 也比双晶型马氏体组织优良，但是已经明确比位错型马氏体组织要差。

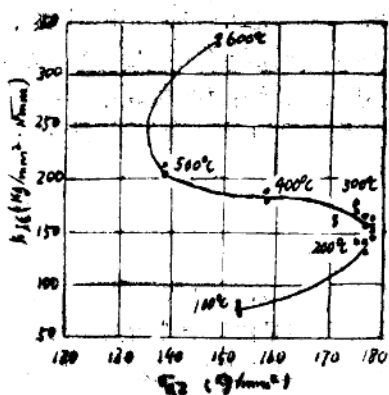
因此这些组织的炭化物析出的状况，对 K_{Ic} 有很大的影响，尤其在晶界析出片状炭化物时更为有害，例如已经知道在一定温度以上回火时，炭化物被球化从而改善了 K_{Ic} ，所以改变回火温度来变化屈服强度时，如第五图所示，与 K_{Ic} 形成极为复杂的关系。

还有回火马氏体组织容易发生的回火脆性在 K_{Ic} 上很难反映出来，而在平面应力状

冶炼方法必然对 K_{Ic} 影响很大，如采用真空冶炼的活则 K_{Ic} 大大地改善。因此超高强钢一般采用真空自耗法冶炼，这主要是为了减低钢中的夹杂物，特别是氧化物夹杂和钢锭的偏析。另外 K_{Ic} 显示了相当大的加工异向性，18Ni马氏体时效钢作为一个例子示于第四图。这种异向性是由于与板面平行而形成的带状组织所致，C方向的 K_{Ic} 大，是由于进行的裂纹尖端的带状组织被纯化，D方向 K_{Ic} 小是由于沿带状组织的裂纹容易传播的原故。 K_{Ic} 的异向性除了裂纹的纯化作用外，也受到裂纹尖端的塑性区和形成异向性的组织尺寸所支配。由于二高强钢裂纹尖端的塑性区小，所以存在这种情况。即按方向平滑拉伸和夏比试验时显示



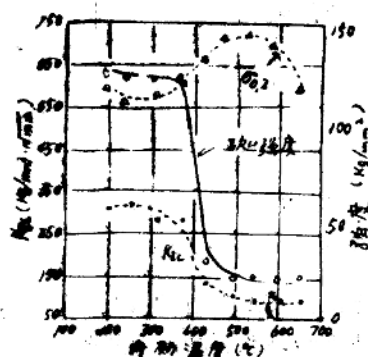
第4图 18Ni马氏体时效钢 (250级)的 K_{Ic} 的异向性



第5图 Ni—Cr—Mo—V钢与屈服强度的关系（数字为回火温度）。

具钢，不锈钢这样的低Ni钢随着二次硬化 K_{IC} 急剧地减少，并且相继发生从漩涡状向伪劈开型的破面转变。而近年来开发的9Ni—4Co—Mo—V—Nb钢、10Ni—8Co钢这样的较高Ni量的钢，即使在二次硬化状态也具有优良的 K_{IC} 。因此伴随二次硬化而发生的 K_{IC} 变化强烈地被基体的韧性所支配，当然碳化物析出的状况也对其有影响。10Ni—8Co钢在二次硬化开始时韧性最低，随着其后的二次硬化韧性得到改善，从而得到强韧性的钢。然而这种韧性是用夏比试验的冲击能来表示的，至于 K_{IC} 是如何变化并不十分明确，但是报告指示，在二次硬化组织中 Fe_3C 向合金碳化物转变时 K_{IC} 则得到提高，因此可以认为 K_{IC} 也显示了类似的行为。

这种组织的 K_{IC} 具有下述特征：（1）进行高温固溶处理时一般能得到改善（2）合适的时效温度区狭窄（3）对温度强度的依赖性大。高温固溶处理之所以有利，就在于减少了粗大的未固溶碳化物，同时使残余奥氏体容易生成。



第6图 AFC77 不锈钢的时效条件与强度韧性的关系

态破坏时却容易反映出来，其理由是：在平面应变状态根本难以发生裂纹尖端的塑性变形，所以不管晶界的脆化与否裂纹传播阻力都小，相反在平面应力状态两者间容许至破坏的晶内变形却都得到很大的变化。但是指出：在脆化的和非脆化的材料上 K_{IC} 对温度的依赖性也是相当不同的。另外很多学者用这些组织研究了合金元素对 K_{IC} 的影响，其特点是：影响非常复杂，同时比较小。

（b）二次硬化组织（中合金系）

有意思的是：这种组织伴随着二次硬化， K_{IC} 发生怎样地变化？图6是表示热模

（C）金属间化合物析出硬化组织（高合金系）

18Ni型20和25Ni型马氏体时效钢是具有这种组织的超高强钢代表（如表3），18Ni和20Ni在淬火状态是马氏体，而25Ni却是奥氏体，把25Ni马氏体化有下列方法：（1）奥氏体时效（2）冷处理（3）冷加工。其中奥氏体时效是晶界反应型的析出，冷处理容易生成双晶型马氏体，所以一般都使韧性下降。20Ni和25Ni沿晶界形成空隙区使韧性降低，这种空隙区（dehleted Zone）的形成要进行强的冷加工或者加入W、Mo就可以防止。另

外还发生脆化现象，这是在 1100°C 以上加热后徐冷或在 $1100\sim 820^{\circ}\text{C}$ 中间保持时， $\text{Ti}(\text{C}, \text{N})$ 在原奥氏体晶界上析出，从而促进了晶界的脆性破坏。如上所述马氏体时效钢以晶界破坏的方式脆化往往成为问题，因为细小质点的析出使得位错团的运动非常困难，一旦位错团在晶界上相遇就要产生巨大的应力集中，此时晶界能否经受住这种应力集中在很大程度上决定钢的韧性。

18Ni马氏体时效钢在淬火状态是条状马氏体的过饱和固溶体，它的析出反应过程是：区域形成 $\rightarrow$ 亚稳定相析出 $\rightarrow$ 向稳定析出相转变 $\rightarrow$ 逆转变奥氏体相析出。伴随这些析出过程 K_{Ic} 变化很大，其变化示于第7图。 K_{Ic} 在区域形成和过时效组织阶段恶化，在亚稳定相呈均匀而略非耦合析出阶段最好，这种差别可能是由于塑性行为不同。在区域形成阶段 K_{Ic} 低，这是因为位错切断析出相的塑性行为容易产生应力集中。另外应力腐蚀裂纹的敏感性大，所以有时也在大气中 K_{Ic} 试验的负荷中，于裂纹尖端发生应力腐蚀裂纹，从而使得 K_{Ic} 发生明显地变动。

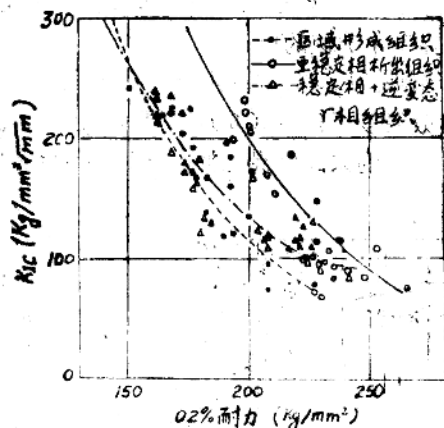
马氏体时效不锈钢的 K_{Ic} 也显示了与18Ni马氏体时效钢类似的行为，但是一般认为由于其Ni含量少，故对温度的依赖性大。

(d) 混合组织

研究了马氏体与奥氏体、马氏体与 δ 铁素体，马氏体与贝茵体，析出硬化马氏体与不进行时效处理的马氏体等混合组织对 K_{Ic} 的影响。

当然在某个相中，存在比它脆的相时，则韧性下降，若存在一个韧性好的相，则韧性可能提高。后者的韧性不一定改善的原因，是因为一般混合组织的塑性是不均匀的。

因此，进行了很多想在马氏体里含有奥氏体，以提高韧性的试验。为了得到这种混合组织采用逆转变奥氏体和残余奥氏体两种方法，用前者的方法同时析出硬而大的稳定相，使得空位核心增加，另外由于这种奥氏体在晶界析出，因此韧性几乎没有改善，而利用残余奥氏体的方法则可以避免这个缺点。相反，马氏体易形成双晶型，同时易形成逆转变奥氏体，所以韧性不一定改善，特别重要的是这种影响完全由基体的韧性来决定，也就是在基体相当脆时，若有奥氏体存在就能有效地改善韧性。例如，在AFC77不锈钢中残余奥氏体的存在及图7所示在18Ni马氏体时效钢高强度侧含有逆转变奥氏体组织均能有效地改善基体的韧性。



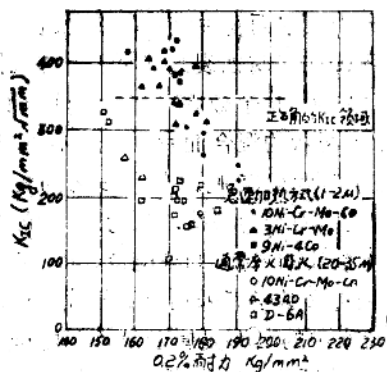
第7图 时效组织对18Ni马氏体时效钢的 K_{Ic} 的影响

存在就能有效地改善韧性。例如，在AFC77不锈钢中残余奥氏体的存在及图7所示在18Ni马氏体时效钢高强度侧含有逆转变奥氏体组织均能有效地改善基体的韧性。

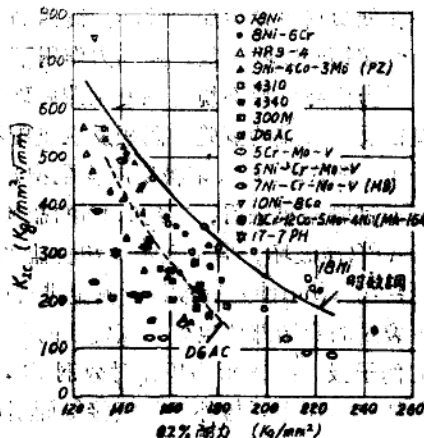
(iii) 晶粒度

晶粒度的影响是冶金上非常重要的因素，有的认为伴随着晶粒的细化 K_{Ic} 能得到改

善, 有的认为几乎没有变化。产生这种不同结论的原因主要是因为 K_{Ic} 对晶粒度的依赖关系是由 (1) 破坏方式及 (2) 裂纹尖端的塑性区与晶粒的相对尺寸决定的。旋涡状破坏时 K_{Ic} 与晶粒度没有关系, 而晶界及伪劈开破坏时则存在依赖关系。因为随着晶粒的不同, 晶界破坏时位错的堆积最大距离发生变化, 当劈开裂纹传播时晶界就成为障碍。图 8 是表示由于晶粒细化 K_{Ic} 得到改善的例子。在图上直接比较晶粒影响, 仅有 10Ni-Cr-Mo-Co 钢, 当考虑到图 9 时, 认为其它的钢由于晶粒细化 K_{Ic} 也被大大改善, 这些破断面是在旋涡状上混夹着伪劈开型的破断面。



第 8 图 晶粒度对 K_{Ic} 的影响



第 9 图 各种超高强钢的 K_{Ic}

当进一步提高强度水平, 裂纹尖端的塑性区变得非常小时, 即使晶界和伪劈开破面混存, K_{Ic} 也几乎不依晶粒的大小发生变化。这是因为不管是哪种破坏方式, 裂纹传播的阻力变小的原故。

(iv) 加工热处理和转变诱起塑性

主要以二次硬化组织的钢为对象研究了奥氏体形变、应变时效、动应变时效和轧制淬火等的影响。由于上述的处理方法促进了碳化物的均匀分布和组织的细化, 所以 K_{Ic} 得到了改善, 但是加工异向性却增大了。据报导, AFC 不锈钢进行应变时效时, 在同样的 K_{Ic} 值下屈服强度能增加约 70 kg/mm^2 。

利用转变诱起塑性进行了不仅旨在改善塑性而且要改善 K_{Ic} 的试验。这时如果形成马氏体所须要的能量大于在奥氏体与马氏体间的裂纹传播阻力的差时, 则 K_{Ic} 就可能得到改善, 但是直至现在表示 K_{Ic} 显著改善的资料几乎没有, 这是因为转变诱起塑性被温度与应变速度强烈地支配的原故。同样也进行了旨在显著改善 K_{Ic} 的试验, 即首先在裂纹尖端人为的产生一个稳定的裂纹, 这个裂纹应具有阻止不稳定裂纹扩展的能力。这个方法的稳定裂纹由于是利用应力腐蚀裂纹, 所以有必要提高整个材料对应力腐蚀的敏感性, 因而这种方法是不可直接实用的。

(V) 各种超高强钢的 K_{Ic}

第9图是表示所有超高强钢的 K_{Ic} 与屈服强度的关系，目前在超高强钢中韧性最优良的是18Ni马氏体时效钢。

5. 抗应力腐蚀裂纹性

(1) 概要

超高强钢在冶炼或加工中由于吸收了微量的氢气或大气、水、海水等中性湿润气氛，往往在低负荷下发生滞后破坏。镀镉的AISI4340钢制成的飞机着陆装置事故，就是因为镀镉时吸收了氢，在应力作用下形成了应力集中而发生氢脆，从而造成了滞后破坏，另一方面与外界环境接触发生滞后破坏的情况即应力腐蚀裂纹(SCC)的机构，是由于腐蚀反应形成的氢脆(阴极反应支配型)或腐蚀的有效路径(active path Corrosion—即APC)(阳极反应支配型)或者由于两者的混合而发生。从不久前分极下的SCC试验结果来看，在约0.1N的盐酸水溶液中时发生氢脆，在约3%的食盐水中时属于APC型破坏，但是在水中和食盐水中时从破坏的行为来看，认为氢脆的多，还有据史密斯(Smith)等报告，测定进行中的SCC裂纹的内部PH与电位，即使在中性环境中裂纹的尖端部位也处于氢发生的条件下。最近多数学者采用氢脆学说，然而也有极少的例子报导，18Ni马氏体时效钢于3.5%食盐水中的SCC是属于APC型破坏。

总之把应力作用下与外部气氛接触而引起的滞后破坏称为应力腐蚀裂纹(广义)的较多，另外把与氢脆对应的APC称为应力腐蚀裂纹(狭义)的也有，这里大致广义地解释一下SCC，下面叙述超高强钢的抗应力腐蚀性。

(2) 裂纹的发生与传播

(i) 裂纹的发生

SCC由下列三个阶段组成：(1)潜伏期，(2)裂纹缓慢的传播，(3)机械的急速破坏。此过程与氢脆引起的滞后破坏的情况相同，其潜伏期就是临界的氢含量为了向切口尖端的三轴应力状态最大区域扩散时所需要的时间。在自然中性环境下的应力腐蚀时，最初阶段是形成小坑，这个小坑易在夹杂物的地方形成，认为小坑的形态与应力和钢本身的冶金因素有着强烈依赖关系，如果小坑的深度与尖锐度不足时那就不能成为SCC裂纹传播开始的条件。

根据试样有无疲劳予裂纹，对SCC敏感性亦不同，因为在平滑或机械切口的场合，必须生成作为起点的小坑，因此，对裂纹形成的阻力就不同，例如在食盐水中Ti及其合金为平滑材料时，不发生SCC，而当有切口存在时就容易发生破坏。

如果在潜伏期未发生裂纹之前消除应力的话，就发生潜伏期时间的回复，对于负荷应力来说是可逆的。氢脆引起的滞后破坏可以根据氢的聚集和扩散来说明，在蒸馏水中进行带有疲劳予裂纹试验时，为了使环境液能浸入在裂纹尖端形成的保护薄膜里，潜伏期就须要时间，而回复可以说是再形成潜伏期。

(ii) 裂纹的传播和破坏的途径。

对水或食盐水中裂纹传播速度求表面活化能,其结果与在相同钢中氢的扩散结果几乎一样,但是在有疲劳予裂纹的试样试验时尽管一些超高强钢的裂纹传播速度显著不同,然而其扩散系数几乎是一样的,因此卡脱维奇和司蒂格万德认为在用三轴应力状态最大区域距裂纹尖端非常近的试样试验时,不是氢的扩散而是氢的形成起支配作用。

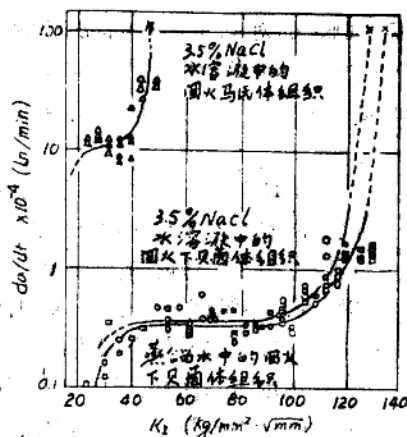
SCC裂纹的路径通常多是在晶界的地方,多数情况下是结合晶界析出和偏析来解释,而综合考虑氢向裂纹尖端供给速度,裂纹尖端的应力扩大系数,或塑性变形区的大小,微观的塑性行为等是必要的。贝奇姆证实使用SCC最初在旋涡发生的低合金300型钢作成模型即K逐渐减少的试样进行试验,破断面可以从旋涡状变为伪劈开和晶界破坏,因此显示了裂纹尖端塑性区大小的重要性。

(3) 应力腐蚀裂纹敏感性

超高强钢的应力腐蚀裂纹(SCC)试验,目前经常使用由疲劳试验得到的带有尖锐予裂纹的试样,这种方法的特点在于:(1)能节约形成小坑所需要的长时间,(2)除了不形成小坑的合金能进行应力腐蚀裂纹试验外,还适合于线性破坏力学的方式。即在处于发生应力腐蚀裂纹的气氛时,材料设计的依据不是 K_{Isc} ,而必须考虑在平面应变状态不发生应力腐蚀裂纹传播的临界K值(K_{Isc})来确定设计应力。另外过去经常使用公称切口强度进行整理的方法存在尺寸效应,下限值因试样尺寸而变化,因此各个报告间的相互比较不仅是困难的,而且在保持一定时间后用破断强度来表示时能否表示SCC的敏感程度有时不易判断。

除 K_{Isc} 外,裂纹传播速度亦能表示SCC敏感性,例如,在发生急速破坏之前,为了

播检验来查明裂纹就必须要求慢的裂纹传播速度和高的 K_{Isc} 值。断裂力学首先把裂纹的存在作为前提,仅仅采用裂纹传播,而在考虑到实际材料的SCC时即使直接发生传播的裂纹不存在,也必须考虑因表面的腐蚀反应而生成的小坑等新的缺陷。今后有必要对超高强钢发生SCC裂纹进行研究。下面叙述各种环境及材料的冶金因素对抗应力腐蚀裂纹性的特性值 K_{Isc} 和裂纹传播速度的影响。



第10图 AISI 4340钢的回火马氏体组织与回火

下贝氏体组织的裂纹传播速度与 K_I 的关系

盐水之间,没有多大的差别,在蒸馏水和食盐水中对AISI4340钢的裂纹传播速度没有

(4) 环境对抗应力腐蚀敏感性的影响

(i) 气氛

在经常用于SCC试验的水,海水,食盐水之间,没有多大的差别,在蒸馏水和食盐水中对AISI4340钢的裂纹传播速度没有

差别, 18Ni马氏体时效钢在蒸馏水, 各种PH的3%食盐水及1NH₂SO₄水溶液中K_{1scc}值没有产生差别, 但是严格地说自然海水比人工和3%食盐水苛刻。

(ii) 应力和应力条件

图10是表示裂纹传播速度与K的关系, 由图可知一般分为三个领域, 但是在环境与材料的组合时, 不一定所有领域都存在, 而且这三个领域的相互关系可以理解为一定负荷试验时的K_{1i}—破断时间曲线。

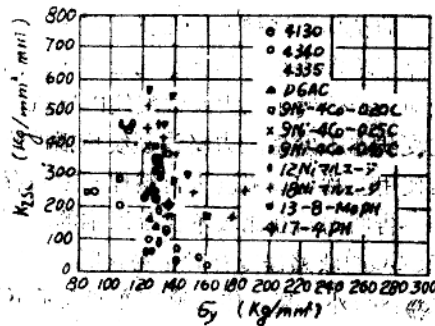
裂纹的分枝现象与其传播速度—K曲线间存在着关系, 其条件是裂纹传播速度不依赖于K (领域I), 因为如依赖K时, 则临界裂纹就不能成长, 同时为了发生分枝, 临界K值必须是K_{1scc}的2—4倍, 以及裂纹尖端的塑性变形区的大小必须与晶粒直径大致相等。若K_{1scc}/K_{1c}值超过0.5则发生不分枝的断裂, 若分枝则引起裂纹尖端的钝化, 应力条件的变化, 从而影响K_{1δ} (应力腐蚀时最终发生断裂时的K值), 当分枝发生时S₃K_{1δ}/K_{1c}不等于1, S高与K_{1scc}低有关系。

最苛刻的负荷条件是带有予裂纹试样的平面应变载荷。在无切口时, 其苛刻性按平面应变弯曲、拉伸, 平面应力弯曲和扭转的顺序减少, 到目前为止在压缩应力下发生的例子还没有。

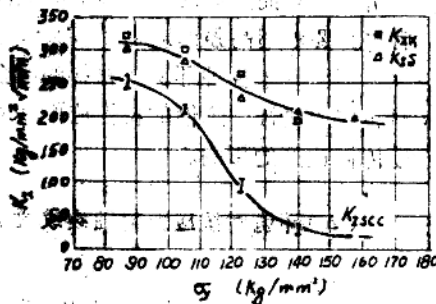
(5) 冶金因素对抗应力腐蚀裂纹的影响

(i) 屈服强度

强是影响SCC敏感性的最重要的综合的参数, 第11图是屈服强度对K_{1scc}、K_{1x} (K_{1c}的大概值) 和K_{2δ}的影响, 由图可知强度对K_{1scc}的影响要比K_{1c}大得多。



第11图 屈服强度对AISI4340钢的破断韧性 K_{1x}、K_{1δ} 及海水中的K_{1scc}的影响



第12图 各种超高强钢的K_{1scc}与屈服强度的关系

第12图是表示目前应用的各种超高强钢的K_{1scc}与屈服强度的关系, 可以看出马氏体时效钢、9Ni-4Co钢, PH不锈钢等比低合金钢优越。

据特洛依诺等人叙述, 屈服强度必须规定为弹性的交互作用能的上限, 如果屈服强度高, 则裂纹尖端的弹性区与塑性区间的位错集积与氢之间的相互作用能就更大, 氢的浓缩的推动力也大。