

TG 142.33-53
G 23

国外 低合金钢、合金钢



1

(总第5集)

1988~1990
5-10集

1988

冶金部钢铁研究总院
225068

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,冶金部科技司和钢铁司委托钢铁研究总院在今后几年内,将有针对性地、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。

1986、1987年已出版了四个文集,每集各约30万字。1988年仍计划出版两集,内容分综述、低合金钢、合金钢、工艺性能和使用性能四部分。文章的选取力求密切结合《七五》攻关的实际需要,又考虑到未来发展的新动向。本资料对从事低合金钢和合金钢生产、使用、科研和教学人员很有参考价值。欢迎订购,每集定价10.00元(个人订购5.00元)。1986、1987年出版的文集,尚有少量余额,仍可订购。

由于编译者水平有限,错误和不当之处,欢迎读者提出意见和批评,以便在随后的文集中加以改进,也欢迎向本刊投稿。

编 者

1988年6月

目 录

一、综 述

微合金珠光体钢的发展和应用	(1)
国外钢轨用钢	(10)
汽车弹簧钢的最近发展	(18)
工具钢的发展方向	(24)
高速工具钢的发展	(30)
不锈钢生产和应用的经验及其发展趋势	(39)
高铬铁素体系耐热钢的最新进展	(43)

二、低合金钢

非调质螺栓用钢的开发	(49)
高强度可焊接沉淀时效钢	(54)
含钛HSLA钢析出相的特性和力学性能	(57)
Ti-B系大线能量焊接低温用钢的开发	(62)
硅锰钢筋钢各相间钛和锰分布的研究	(69)
转炉钢轨钢的生产	(70)
含碳量和轧制条件以及冷却速度对轧制HSLA钢机械性能的影响	(73)
耐硫化氢腐蚀用钢	(76)
贝氏体对双相钢机械性能的影响	(78)

· 技术简报 ·

100kgf/mm ² 级特厚高强度钢的开发	(82)
热锻用低碳贝氏体条钢的发展	(83)
超深冲用热轧薄钢板KFN3的开发	(84)

三、合 金 钢

易切削高强度齿轮钢	(89)
球磨用的锻钢研磨元件	(91)
添加钒和氮的低碳可焊接马氏体钢	(93)
热作工具钢X40CrMoV51用钨代钒的可能性	(96)
用转炉—连铸工艺生产高纯轴承钢	(103)
耐磨耐蚀钢性能的改善	(107)
耐腐蚀、耐磨Cr-Mn-N钢的组织 and 性能	(111)
高强度不锈钢	(121)
超级STARCUT不锈钢304BF	(127)
海水水力机械用耐气蚀不锈钢	(132)

双相不锈钢用焊接材料.....	(135)
高韧性渗碳钢.....	(138)
耐氧化性好的铁素体不锈钢.....	(142)

· 技术简报 ·

BOP生产的A387-91 (9Cr-1Mo改型) 钢及其材料性能	(146)
锅炉管用高强度9CrMoW钢	(147)
耐磨高强度钢的研制.....	(148)
化工用高强度耐蚀奥氏体钢管.....	(150)
海洋环境中应用的氮强化不锈钢.....	(151)
YS110ksi级低合金耐酸油井管的开发.....	(153)
塑料模具用马氏体时效钢的开发.....	(154)

四、使用性能和工艺性能

两种低合金钢硫化物应力开裂的研究.....	(157)
钒对低合金铬和铬镍钢逆回火脆性行为的影响.....	(162)
Nb-B钢的最佳化学成分和形变热处理条件	(166)
低合金钢多阶段的控制轧制.....	(173)
轧制加热温度对ILX15钢性能和组织的影响	(178)
不锈钢的ACC处理——表面防蚀处理新技术的开发.....	(181)
三相高强度冷轧钢板的显微组织对 r 值及扩展凸缘性的影响	(185)
用离子注入法改善表面性能.....	(191)

· 技术简报 ·

热轧钢板高 r 值化的探讨.....	(194)
高硅双相不锈钢的耐硝酸腐蚀性.....	(195)
介绍两种不锈钢材的着色新工艺.....	(196)

微合金珠光体钢的发展和应

Serosh Engineer 等

1. 引言

微合金珠光体钢是在70年代初开发的,目的是为了省略结构件(例如曲轴)的调质处理。要求从模锻温度控制冷却后应达到一个最低的0.2%屈服极限。此外,还要求有良好的切削加工性。

最初研究的钢大约含0.47%C、0.75%Mn、0.060%S,并添加铌和钒。因为曲轴在关键的轴颈要感应淬火,高的含碳量是必要的。部分原因是吸取了含0.15%C的微合金珠光体钢发展的经验。但是,生产的含铌钢要使所需的0.2%屈服强度和抗拉强度在合适的分散带内是困难的。因此含钒钢种有优点。

在此期间,其它一些构件如活塞杆和连杆也用这类钢制造。并且试图用微合金珠光体钢来制造轴颈和转向节。由于这些应用对韧性有较高的要求,应降低含碳量。这些材料从大约1200°C的模锻温度控制冷却后要达

到较高的韧性存在大的困难,因为附加到不良的铁素体-珠光体组织外,还出现这些组织的粗大化。

本文第一部分为表征铌和钒对强度特性的影响进行了理论考察,这些强度特性与从800和1300°C之间温度的冷却速度有关。

第二部分讨论了为改善这类钢韧性的可能性,第三部分列举了Thyssen特钢公司工业生产的钢种并论述了目前应用的可能性。

微合金珠光体钢是为制造锻件而发展的。模锻是根据构件在1200和1300°C之间温度下进行的。终锻温度一般从1100到1200°C。较低的终锻温度能在压力机下温加工变形时达到。

为了在实验室模拟曲轴的模锻,试样加热至1200~1250°C。比较模拟加热后和在1250°C锻造的曲轴轴颈所测得性能,可以认为数据很一致(表1)。所以可以应用模拟加热来阐述元素的作用。

表1 49MnVS3 钢力学性能对比

处理状态	直径 mm	0.2%屈服强度 N/mm ²	抗拉强度 N/mm ²	延伸率 %	减面率 %
模拟处理 1225°C、0.5h/空冷	60	525	830	12	28
曲轴 从1250°C落锻	60(轴颈)	530	855	13	29

2. 铌和钒对含0.4~0.5%C钢性能影响的理论考察

2.1 试验钢的化学成分

试验钢的化学成分范围列于表2。钢是在120公斤实验室熔炼炉冶炼的。

第1组钢没有添加钒和铌,用来和含0.04

~0.11%V(第2组)和含0.04~0.08%Nb(第3组)的钢作比较。

2.2 相变行为

图1示出铌或钒对在1250°C奥氏体化后相变行为的影响。铌促使在较大的冷却速度范围形成部分贝氏体。

表2 试验钢的化学成分, %

组 别	C	Si	Mn	S	Al	N	Cr	V	Nb
1	0.42	~0.26	0.60	~0.050	0.009	0.009	0.01	—	—
	0.52		0.78				0.25		
2	0.42	0.15	0.60	~0.050	0.007	0.007	0.01	0.04	—
	0.52	0.33	0.80		0.016	0.025	0.25	0.37	
3	0.45	0.20	0.70	~0.050	0.009	0.005	0.04	—	0.04
	0.54	0.30	0.90			0.012	0.25		0.08

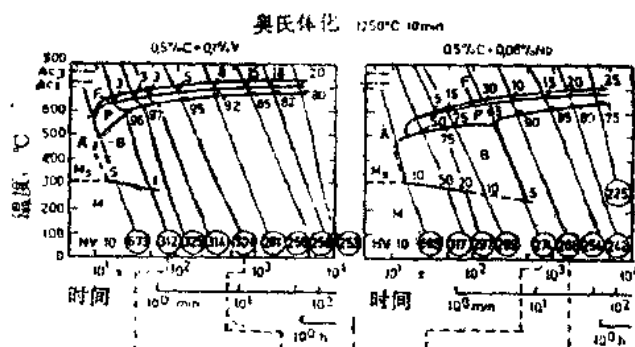


图1 连续冷却的时间-温度-相变图 and 不同速度冷却后的组织 (组织图, 略)

2.3 力学性能

为了表征钒和铌对力学性能的影响, 测定了 20mm 圆型材料在静止空气和用压缩空气从 800 和 1300℃ 之间的加热温度冷却后的

强度特性。在静止空气中冷却相当于在 800 和 500℃ 之间冷却 210 秒, 用压缩空气冷却则相当于 30 秒。

图 2 示出奥氏体化温度和冷却速度对

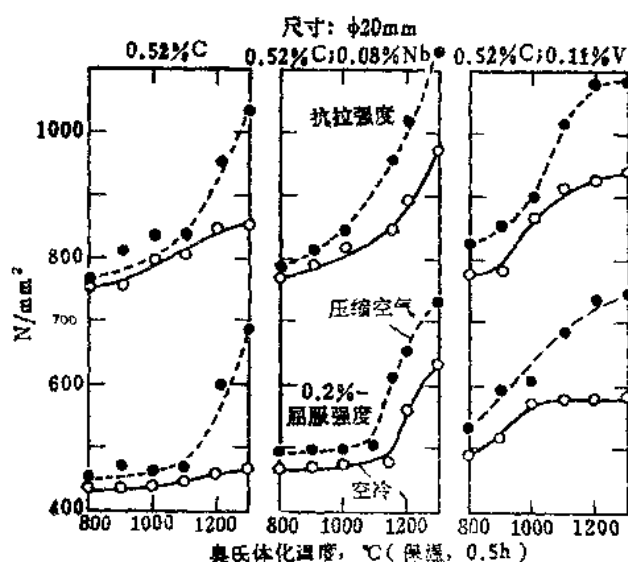


图2 奥氏体化并在随后以不同速度冷却后的强度性能

0.2%屈服强度和抗拉强度的影响。对含铈钢来说,在直到大约1150℃奥氏体化温度,随后于空气中冷却,0.2%屈服强度没有明显的变化。在1150℃以上温度加热后,0.2%屈服强度明显增高。用压缩空气冷却后,曲线的变化情况相似,但比在空气中放置冷却后具有明显高的值。

含钒钢在空气中放冷后,0.2%屈服强度的变化是另一情况。在大约1000℃空冷后达到最大值(约580N/mm²),并且在更高的温度下加热后没有变化。在压缩空气下较快的冷却导致较高的值,特别是在1000℃以上温度冷却后更是这样。

没有添加钒或铈的比较钢,随着奥氏体化温度的提高空冷后的0.2%屈服强度仅稍有增高。压缩空气冷却后曲线的变化情况和

含铈钢的相似。

三种钢抗拉强度曲线的变化情况大致一样。含钒或铈合金钢的值对比钢的高。在1100℃以上温度用压缩空气冷却后,在所有情况下抗拉强度都明显提高。

对比钢的屈服比随加热温度的增高和接着空冷后下降(图3)。在1200℃以上温度用压缩空气冷却后又显示升高。含铈钢在大约1200℃以上温度冷却后的屈服比稍有提高,最高值大约为65%。含钒钢在从900到1000℃加热后不受冷却方式的影响,屈服比大约是98%。在1150℃以上温度加热后才显示出因为不同的冷却速度屈服比的差异。在加热温度直到1100℃时,冷却速度对延伸率和断面收缩率的影响很小。只是在较高的温度加热后于压缩空气下较快的冷却才引起破

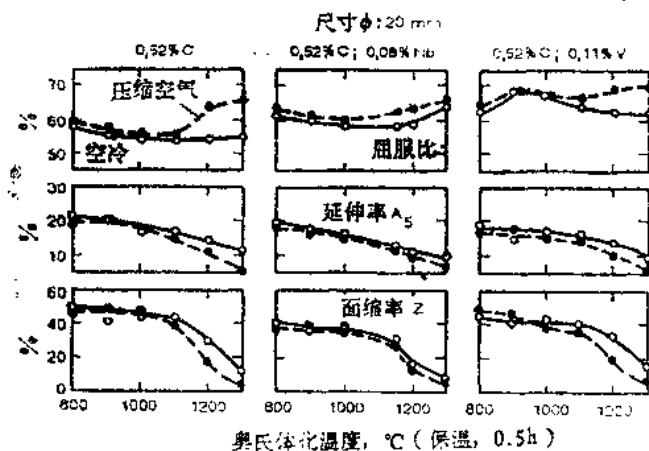


图3 奥氏体化和不同速度冷却后的屈服比、延伸率和面缩率

断变形性能指标的减小。

从800~1350℃不同速度冷却后测定的 $\phi 20$ mm圆棒的组织变化示于图4。空冷后得到的是铁素体-珠光体组织,其中珠光体成分随奥氏体化温度的提高而明显增多。在1300℃奥氏体化后,对比钢和含铈钢出现铁素体的魏氏组织。

对比钢和含铈钢在1200℃以上温度用压缩空气冷却后生成贝氏体和马氏体组织。而含钒钢的组织却总是铁素体-珠光体。这些结果充分说明含铈或钒的钢从不同加热温度

用压缩空气冷却后0.2%屈服强度和抗拉强度的提高存在不同的机制,这在下面还要进一步讨论。

从加热温度空冷后奥氏体和铁素体晶粒尺寸以及珠光体片间距离的变化示于图5。铈形成细晶粒的作用比钒更有效。

图6(略)和图7(略)相应为拍摄的碳化铈和碳氮化钒的形态和分布的照片。碳化铈仅能在空冷后的先共析铁素体中看到,碳氮化钒则无论在先共析铁素体中还是在珠光体的铁素体中都强化析出,在压缩空气较

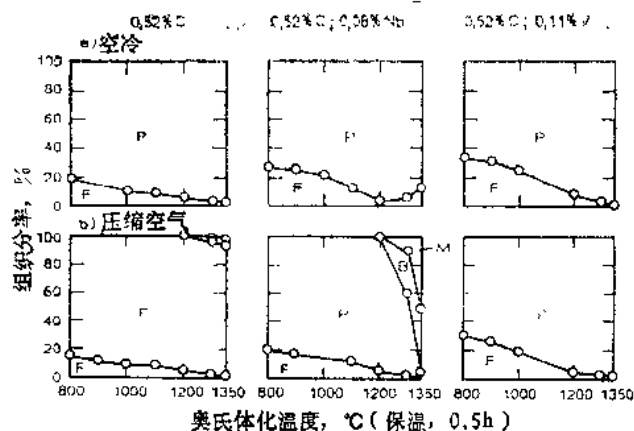


图4 不同温度奥氏体化和不同速度冷却后的组织

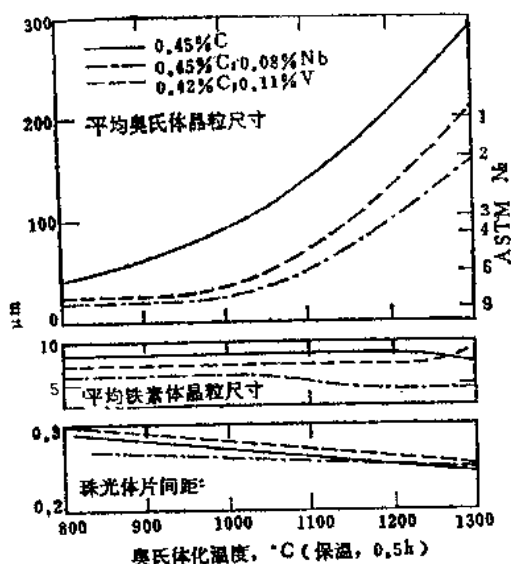


图5 晶粒尺寸和珠光体片间距与奥氏体化温度的关系

快冷却后析出物更细小且数量较少。

为了确定不同晶粒尺寸对0.2%屈服强度和抗拉强度影响的定量关系，应用了Gladmann、McIvor和Pickering提出的公式。这些关系式原来是用于未添加微合金元素的珠光体钢。从图8（图的左边）看出，对比钢计算的和试验测得的0.2%屈服强度相当符合。分散度为4~9%。

用R来表示铌或钒的析出强化作用，对没有微合金化的钢的计算值和含铌或钒的钢实际测定的值之间有差别。

铌的作用在从1150°C以上温度加热后急剧增加并在1300°C加热和随之空冷后达到的值约200N/mm²。值得注意的是0.2%屈服强度的这一增加是在大约含90%珠光体的情况下表现出来的。加入钒在大约1000°C加热

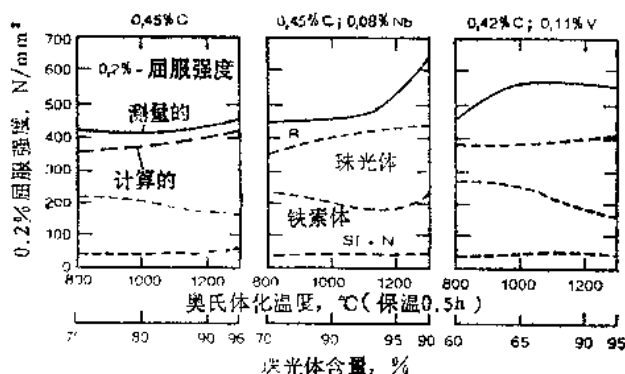


图8 一些影响因素对0.2%屈服强度的作用（奥氏体化后空冷）

后, 0.2% 屈服强度大约提高 170N/mm^2 。此值不随加热温度的提高而变化。在此看出, 0.2% 屈服强度的增高是在珠光体含量从65到90%情况下起作用。

珠光体含量对提高 0.2% 屈服强度的作用, 在70%时约计 180N/mm^2 , 在大约95%时约计 240N/mm^2 。图中用“铁素体”表示的图解范围, 是用铁素体晶粒尺寸、Peierl-Nabarro应力和钢的锰含量引起的综合效果。

这部分使 0.2% 屈服强度提高的作用约 $120 \sim 150\text{N/mm}^2$ 。硅和氮对提高 0.2% 屈服强度的作用约为 60N/mm^2 。

钒或铌提高抗拉强度的作用明显较小(图9)。珠光体含量对抗拉强度的增高具有重大意义。由Peierl-Nabarro应力、锰含量和铁素体晶粒尺寸构成的铁素体部分起的总效果显然比提高 0.2% 屈服强度的效果要大。

2.4 铌和钒的效用

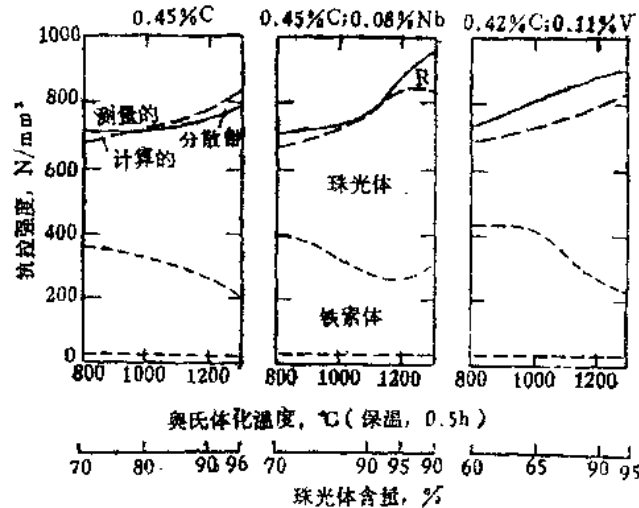


图9 各种因素对抗拉强度的(奥氏体化后空冷)影响

对提高强度指标仅是铌和钒总含量的一部分起作用。为了弄清楚这些元素的效用, 进行电化学残余物分离, 旨在测定这些元素在不同处理后溶解和析出的量。

图10列出了含铌或钒的钢和对比钢相比, 析出和溶解的钒或铌共同对 0.2% 屈服强度的增高 ($\Delta R_{p0.2}$) 与加热温度和随后不同速度冷却的关系。

含铌钢在空冷和压缩空气冷却后, 溶解和析出的铌量没有差别。但较快的冷却, 特别是从 1150°C 以上的加热温度冷却后导致 $\Delta R_{p0.2}$ 值显著提高。

同时, 在溶解的铌量和空冷后 $\Delta R_{p0.2}$ 的增高之间同样的曲线变化可以说明在 1150°C 以上析出强化作用强烈增加。此外, 从 1150°C 以上温度用压缩空气冷却后 $\Delta R_{p0.2}$

的附加升高, 归因于生成马氏体和贝氏体组织(见图4)。

对含钒钢来说, 从奥氏体化温度较快地冷却使溶解的钒量增多, 从而 $\Delta R_{p0.2}$ 值附加地增高。在此, 碳氮化钒的变化也对附加提高 0.2% 屈服强度起作用。

由图11得出钒和铌的效用, 图中示出 $\Delta R_{p0.2}$ 与钒和铌的化学溶解量的关系。对含铌钢应用的是从不同加热温度在空气中冷却后得出的值, 对含钒钢取自用压缩空气较快冷却后的结果。回归分析得出93%的高置信度。根据这些结果, 铌对提高 0.2% 屈服强度的效能比钒高。

这些对比可以说明冷却后测得的钒和铌的化学溶解量和 $\Delta R_{p0.2}$ 值之间的关系。因为 0.2% 屈服强度的强烈提高不是单独由于置

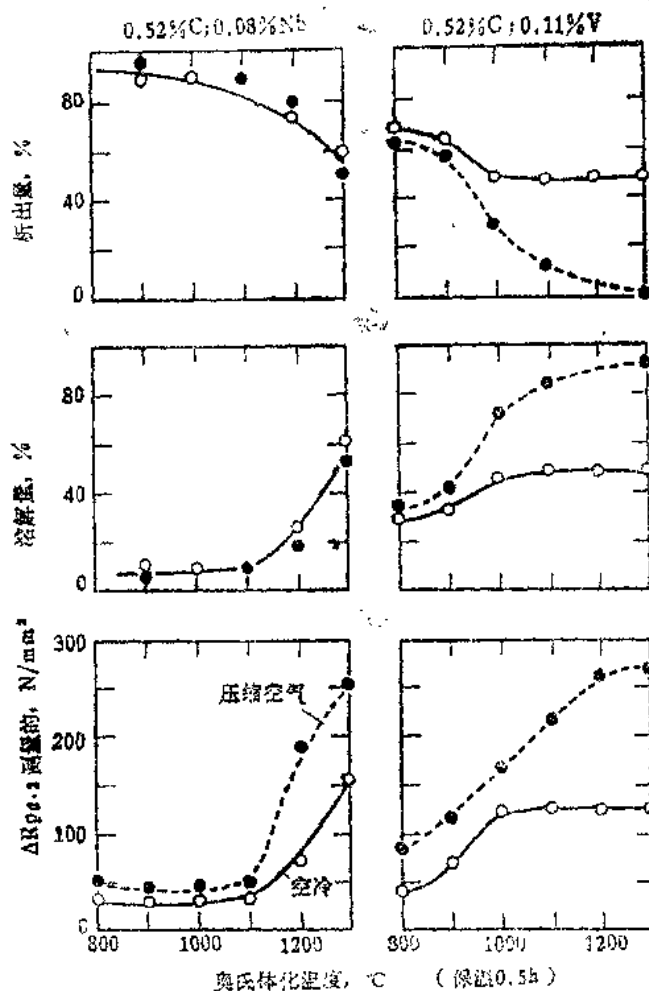


图10 0.2%屈服强度因析出强化的变化以及铌和钒的溶解和析出量与奥氏体化温度的关系

换溶解原子的固溶强化造成的, 这些化学元素可作为一定的固溶量以单相分离或串列形式存在。它们与基体共格并引起熟知的0.2%屈服强度的强烈升高。因此, 图5和6中电子显微镜可见到的尺寸 $>10\text{nm}$ 的析出物仅对0.2%屈服强度的提高起小的作用。

虽然铌比钒有更大的效能, 但在工业生产中并没有能够实用。其理由从图10可以得知, 在1150°C或更高温度加热后 $\Delta R_{p0.2}$ 曲线的陡峭升高要求在窄的温度范围中止。很小的温度波动就会导致数据的很大分散。实践证明, 在模锻时模锻开始温度不能达到如

此窄的范围, 0.2%屈服强度值如此大的分散这是用户不能接收的。

3. 去应力退火

由这种微合金珠光体钢制造的模锻件一般不需要矫正, 以致可以去消随后的去应力退火。如果仍然要求这项处理, 为了不改变模锻和随之空冷后规定的性能, 这个退火温度有重要意义。

图12示出测得的0.2%屈服强度和抗拉强度值与在500~650°C之间去应力退火温度的关系。这些试验是用含钒的四个不同炉号的 $\phi 50\text{mm}$ 圆棒进行的。去应力温度在达至大约

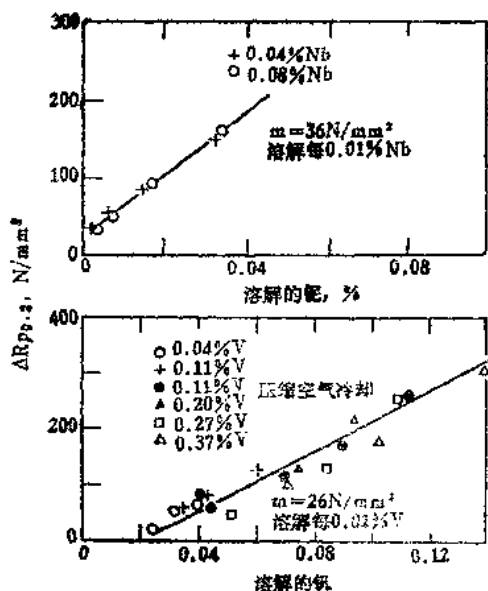


图11 铌和钒对析出强化引起0.2%屈服强度增高的影响(800~1300℃奥氏体化) 0.5小时, 空冷)

900℃ 这些指标值没有变化。超过此温度表现较强烈的下降。所以, 只要去应力温度不超过大约600℃, 就能避免强度特性值的降低。

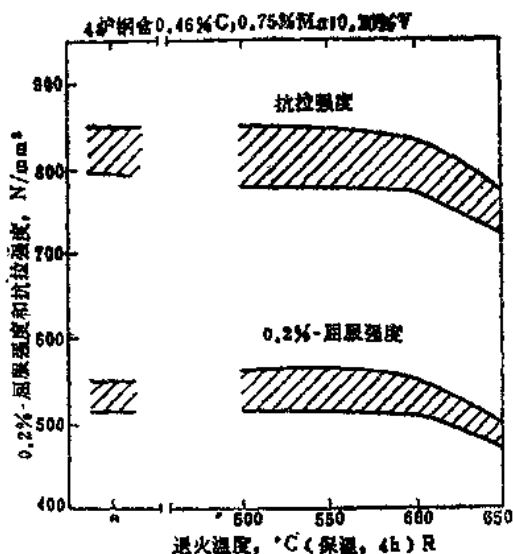


图12 0.2%屈服强度和抗拉强度与退火温度的关系 (R=从1200℃轧制的50mm方棒)

4. 改善韧性的可能途径

图13给出了至今所研究的钢的冲击功-温度曲线。加热温度升高缺口冲击功下降。对两种钢来说, 在800℃加热后缺口冲击功

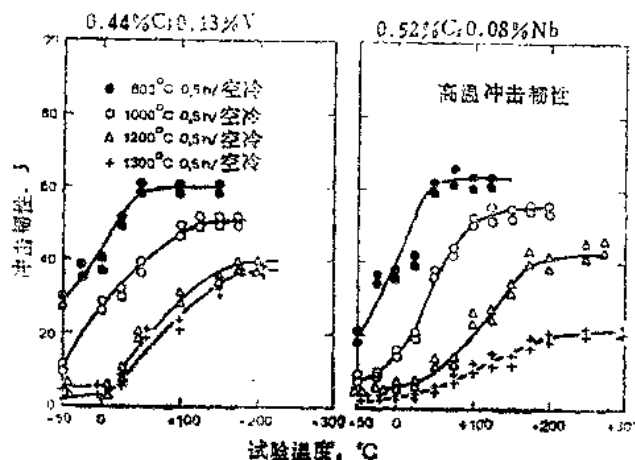


图13 缺口冲击功-温度曲线

为30J的过渡温度在-25到-40℃, 如果加热温度提高到1200℃或更高, 过渡温度上升到+100℃或100℃以上。

调整硅、锰和钒的含量有可能改善缺口冲击韧性。通过这一方法, 甚至从高温 (如

1225℃) 冷却后组织中也能得到较高的铁素体组分。从图14 (略) 和表3可见, 调整Si、Mn和V的含量可使在保持强度值的情况下得到较高的缺口冲击功。在对比钢中先共析铁素体基本上存在于原始奥氏体晶界, 而在含

表3

成 分, %					性 能				
C	Si	Mn	S	V	0.2%屈服强度 N/mm ²	抗拉强度 N/mm ²	延伸率 %	面缩率 %	DVM冲击功 J
0.35	0.28	0.81	0.06	0.09	504	764	17	46	14, 13
0.33	0.66	0.65	0.056	0.11	503	764	22	46	37, 36, 35

较高硅的钢中先共析铁素体均匀分布并且量较多。在这一例子中,试验的钢大约含0.35% C。图15示出的是含碳达至0.6%和调整硅量的钢的力学性能。随着因为珠光体组分的增多使强度指标的提高,延伸率、面缩率和冲击韧性下降。

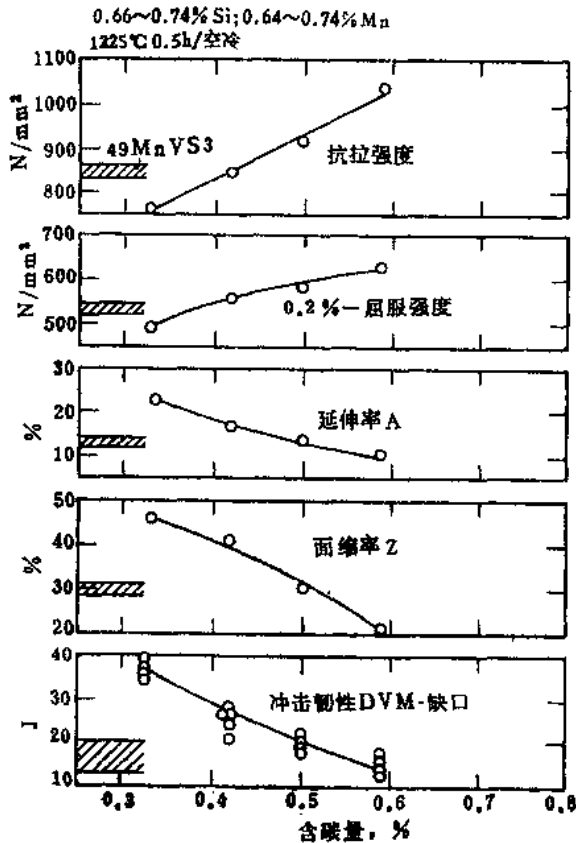


图15 含0.3~0.6%C钢的力学性能
(从 $\phi 50$ mm圆棒离表面约8mm处取样)

将含0.44%C和含0.35%C的钒钢在1200和1225°C加热后室温下的冲击韧性作比较,清楚地说明,仅通过含C量由0.44%降到0.35%,在高温或模锻温度下几乎不能使缺

口冲击功有大的升高。

最近,进行了在高的模锻温度下仍能得到稳定细晶粒的研究。根据120公斤实验炉试验,发现含少量钛(约0.02%)有好的效果。为了与其它细晶粒形成元素作比较,试制了含铌、含铈和钒、以及含钒和钛的钢种。图16示出了这些钢的晶粒尺寸、屈服强度、抗拉强度和冲击韧性与奥氏体化温度的关系。

含钒和钛的钢(图16右)是唯一的在1250°C加热随之空冷后仍表现细晶粒。和含0.04%Nb钢(图16左)相比较得知,含V+Ti钢在1200或1250°C加热后在具有较高屈服强度(约580N/mm)情况下,还有约2倍高的缺口冲击功(40~50J)。这一综合指标,对铁素体-珠光体钢来说是令人注目的。为了试验室研究作比较,同时进行的工业性生产试验的结果另文作了报道。

5. 微合金珠光体钢的使用情况

大致从1972年以来, Thyssen特钢公司就生产微合金珠光体钢。第一个钢种49MnVS3仅用来制作模锻件。认为高的含碳量是必要的,因为如曲轴这样的构件要进行表面硬化处理。

表4列举了Thyssen特钢公司工业生产的可能应用的微合金珠光体钢。前两种钢49MnVS3和38MnSiVS6用作模锻件,也许将来38MnSiVS6钢会取代49MnVS3钢。由44MnVS6和42MnSiVS33钢生产轧制棒材。所需的使用性能必须在轧制状态调整。最后的26MnSiVS7钢目前正试验用作要求最低缺口冲击功为35J数量级的关键构件。

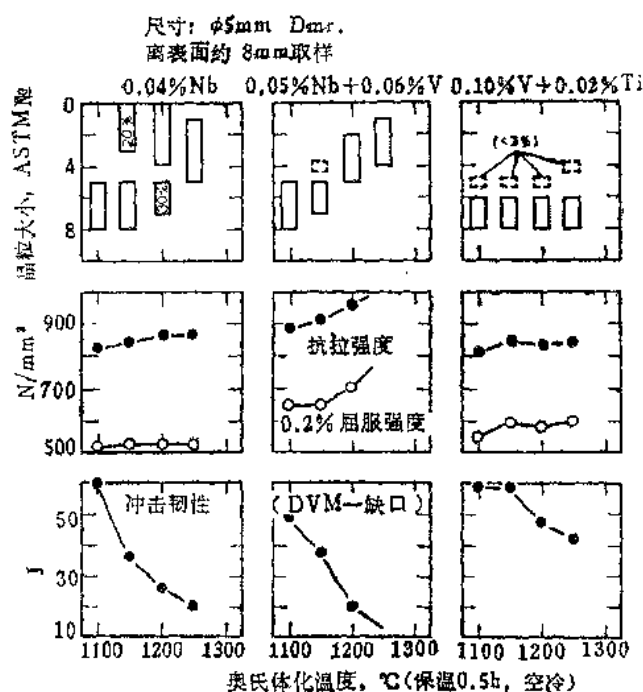


图 16 含约 0.25%C 和 1.5%Mn 钢添加 Nb、Nb+V 和 V+Ti 对晶粒大小和性能的影响

表 4

钢 种	化 学 成 分, %						抗拉强度 (近似值) N/mm^2	用 途
	C	Si	Mn	S	V	Ti		
49MnVS3	0.47	0.20	0.75	0.060	0.10	—	850	曲 轴
38MnSiVS6	0.38	0.70	1.35	0.065	0.10	—	925	曲 轴
44MnVS6	0.44	0.70	1.45	0.030	0.12	—	1000	曲 轴
42MnSiVS33	0.42	0.70	0.70	0.025	0.06	—	800	曲 轴
26MnSiVS7	0.25	0.60	1.50	0.040	0.10	0.02	830	轴 颈

直径为 $\phi 60 \sim 120\text{mm}$ 的 44MnVS6 钢热轧材在室温和 -20°C 时的力学性能示于图 17。在抗拉强度大约 1000N/mm^2 ，屈服强度大约 650N/mm^2 情况下，室温时的缺口冲击功大约达到 25J，而 -20°C 时约达 15~20J。值得注意的是，性能与材料尺寸无关，实际上在相应的轧制条件下是相同的。

在大约含 0.45%C 的钢中加入微量钒对抗疲劳性能的影响示于图 18 (略)。试样由 1250°C 轧制和随后空冷的 $\phi 50\text{mm}$ 圆棒制取。在 10^7 次负荷循环后含钒钢缺口试样的疲劳强度对比钢 CK45 的大约高出 70N/mm^2 。

关于 49MnVS3 钢在 BY 状态下 (即在模锻的模拟加热状态) 的切削加工性由图 19 (略) 来说明。将同样强度下调质处理的碳素钢 CK35 进行比较。49MnVS3 钢使硬质合金工具无论是切屑或切削表面的磨损都比调质 CK35 钢小。

从图 20 (略) 的图解可以说明这些钢的经济性问题。一般免除了昂贵的调质处理、矫直操作和去应力退火。省去复杂构件的矫直认为是个重大的节省。此外，还因为有更好的切削性，微合金钢将来在许多方面的应用，特别在达到所希望的较高冲击韧性值情

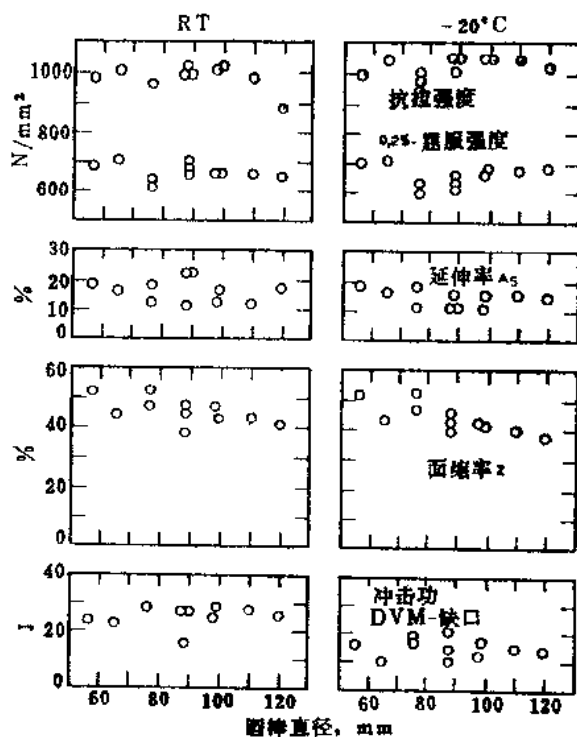


图17 44MnVS6钢轧制成不同直径棒材后在室温和-20℃时的力学性能

况下会令人注目。有观点认为,就是0.1%V的成本和1.0%Cr成本在同样数量级情况下,因为节省加工费用,微合金珠光体钢更经济。

结语

具有铁素体-珠光体显微组织的微合金中碳钢是联邦德国主要为了节省热处理费用于1972年开始发展起来的。大致含0.47%C、0.75%Mn、0.060%S和0.1%V(49MnVS3)的钢已用作各类汽车的曲轴。从模锻温度控制冷却得到了所要求的性能。

本文综述了在含0.40~0.50%C的钢中,微合金元素如钒和铌对强度性能的影响与从800~1300℃冷却速度的关系,讨论了为什么宁愿使用钒,介绍了为改善钢的韧性而进行的研究工作。最后列举了蒂森特殊钢公司已工业生产的微合金珠光体钢钢种。

参考文献(略)

赵量译自《Thyssen Edelst. Techn. Ber.》, 1987, 13, No1, 24~43

国外钢轨用钢

赵坚

(冶金部钢铁研究总院)

钢轨是铁路的重要组成部件,现在世界铁路线总长140余万公里,其中美国占33万公里,苏联26万公里,加拿大7万公里,印度6万公里,我国5.8万公里,居世界第五位。钢轨是各冶金工业发达国家的主要产品之一,一直为各国所重视。

最初,各国所用钢轨均由含碳量为0.3~0.4%的碳锰钢制造。后来,随着运输强度的提高,钢中碳锰含量不断提高。在上世纪末,轨钢的强度级别约为580MPa。到本世纪初,强度提高到690MPa。现在使用的钢轨,绝大部分强度级别为880MPa。至今,全世界铁路主要铺用的仍是标准碳素钢轨,

即含有0.69~0.82%C, 0.7~1.0%Mn和0.13~0.28%Si的高碳钢钢轨。

七十年代以来,由于铁路运输强度的不断提高(高速度、高轴重和高密度),一般标准碳素钢轨已不能满足使用要求。因此,发展了强度更高、耐磨、耐压、抗脆断和抗疲劳断裂的特级耐磨轨。

以下就国外普通碳素钢轨钢、全长淬火钢轨钢和低合金钢轨钢的发展和情况作一介绍。

一、普通碳素钢轨钢

表1给出国外各主要生产钢轨国家所生产的碳素钢钢轨的化学成分及性能标准。

表1

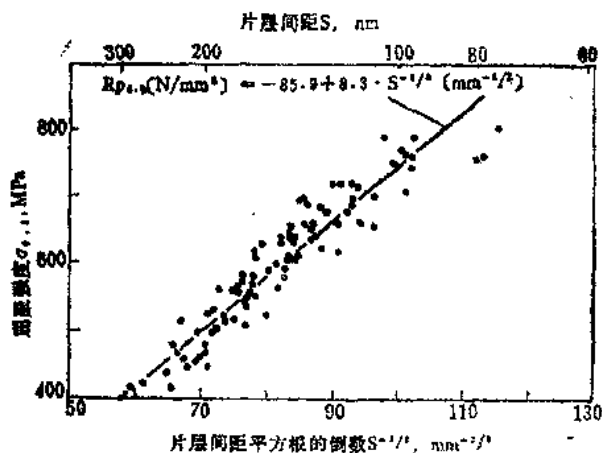
国外标准普碳钢轨的化学成分与性能

国别	轨型	化 学 成 分, %					力 学 性 能		标 准
		C	Si	Mn	P	S	σ_b MPa	δ %	
苏 联	P75, P65	0.71~0.82	0.18 0.40	0.75~1.05	≤ 0.035	≤ 0.045	882	4.0	ГОСТ
	P50	0.69~0.80	0.18 0.40	0.75~1.05	≤ 0.035	≤ 0.045	862	5.0	24182-80
美 国	$\geq 65\text{kg/m}$	0.69~0.82	0.10~0.35	0.75~1.05	≤ 0.04	≤ 0.035			AREA-79
国 际 钢 联	70	0.40~0.60	0.05~0.35	0.80~1.25	≤ 0.055	≤ 0.05	676~833	14	UIC860-79
	90A	0.60~0.80	0.10~0.50	0.80~1.30	≤ 0.05	≤ 0.05	882	10	
	90B	0.55~0.75	0.10~0.50	1.30~1.70	≤ 0.05	≤ 0.05	882	10	
日 本	60kg/m	0.60~0.75	0.13~0.30	0.70~1.10	≤ 0.035	≤ 0.040	≥ 784	≥ 10	JRS
英 国	普通级	0.45~0.60	0.05~0.35	0.95~1.25	≤ 0.05	≤ 0.05	≥ 706	$\delta_5 \geq 9$	BS11, 1978
	耐磨A级	0.65~0.75	0.05~0.35	0.80~1.30	≤ 0.05	≤ 0.05	≥ 882	$\delta_5 \geq 8$	
	耐磨B级	0.50~0.70	0.05~0.35	1.30~1.70	≤ 0.05	≤ 0.05	≥ 882	$\delta_5 \geq 8$	

碳素钢主要是靠碳强化的，众所周知，当钢中的锰和硅含量不变时，其抗张强度随其碳含量的增加而提高。例如，对于含1.2% Mn的碳钢，当其碳含量为0.2%时，其抗张强度为500MPa，而当碳含量提高到0.8%时，其 σ_b 可达1000MPa。与此同时，随着 σ_b 的提高，作为衡量变形能力的尺度，延伸率 δ 下降，由原来的60%下降到20%，发生这种变化的原因在于随着钢中碳含量的增加，钢中珠光体组织的分量增加。当碳含量增加到0.7%时，钢中为纯珠光体组织。

抗张强度为900MPa的轨钢组织为珠光体，强度稍低的，除珠光体外，还含有少量铁素体。

轨钢中的珠光体一般为片层状。珠光体钢的性能与珠光体片层间距大小、渗碳体片厚度及珠光体团尺寸大小相关。钢的强度指标主要是由片层间距决定的，例如，钢的屈服强度随珠光体片层间距减小而提高，如图1所示。

图1 $\sigma_{0.2}$ 与珠光体片层间距S的关系

在珠光体钢中，屈服强度 $\sigma_{0.2}$ 与珠光体片层间距可由下式表示：

$$\sigma_{0.2} = \sigma_i + k_y S_0^{-1/2}$$

式中

σ_i 为位错通过点阵运动时所需的摩擦应力； K_y 为Hall-Petch斜率； S_0 为珠光体片层间距。

据文献报道,对于碳素轨钢 $\sigma_i = -342\text{N/mm}^2$, $K_p = 0.381\text{N/mm}^{3/2}$ 。

锰使碳素轨钢中的珠光体片层间距变小,从而使钢的屈服强度提高,而硅主要是强化铁素体,对组织参数影响不大。

在抗张强度 σ_b 和珠光体片层间距 S 间亦有类似的关系,但 S 对 σ_b 的影响要弱些。因此,在抗张强度高的珠光体钢中, $\sigma_{0.2}/\sigma_b$ (屈强比)总是增长的。

B.E.O. DoNnelly等指出,上述传统的Hall-Petch公式在 $\sigma_{0.2}$ 和 σ_i 之间,当 $S_0^{-1/2} = 0$ 时, σ_i 为负值。在定义摩擦应力中的这一矛盾表明,尽管珠光体片层间距 S_0 是一个重要的显微组织特征,看来在Hall-Petch分析中,利用 S_0 并不完全合适。因此,他们建议对于含有先共析铁素体的珠光体轨钢采用下列表达式:

$$\sigma_{0.2} = \sigma_i + [K_\alpha + (K_p - K_\alpha)V_p]d_c^{-1/2}$$

式中

σ_i —摩擦应力;

d_c —组合铁素体晶粒尺寸

$$d_c^{-1/2} = V_p d_p^{-1/2} + V_\alpha d_\alpha^{-1/2}$$

d_p 、 d_α —分别为珠光体和铁素体晶粒尺寸;

V_p 、 V_α —分别为珠光体和铁素体的体积分量;

K_p 、 K_α —Hall-Petch斜率。

对于全珠光体钢宜采用,

$$\sigma_{0.2} = \sigma_i + K_p d_p^{-1/2}$$

式中

$$d_p = \bar{S} - \bar{t}$$

$\bar{S}$ —为珠光体平均片层间距;

$\bar{t}$ —为渗碳体片平均厚度。

在这里 σ_i 与纯铁素体的值很接近。随钢中先共析铁素体体积分量的增加, Hall-Petch斜率增加,但 σ_i 值保持不变。

珠光体钢韧性与渗碳体片厚度及奥氏体晶粒尺寸大小相关。如图2所示。

对于断面收缩率 ψ 亦有类似关系。随渗碳体片厚度和晶粒尺寸下降钢的脆性转变温度下降。

国际上通用的UIC70 (BS11)、ASTM和ГОСТ标准轨以及UIC90B和90C轨的强度级别均在700~1000MPa之间。

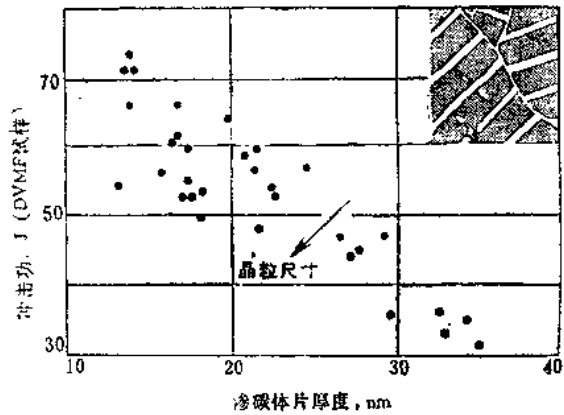


图2 渗碳体片厚与冲击功的关系

图3为轨钢的冲击韧性值与温度之间的关系曲线。可见,钢的韧性分散度较大。在UIC90A和90B之间的韧性差别是由于碳含量不同引起的,因为钢中碳含量不同,其渗碳体片厚度不同。而在90A和特级轨之间的差别

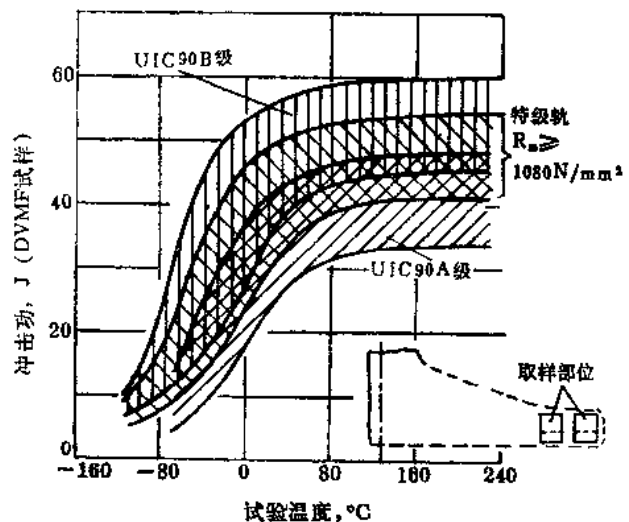


图3 轨钢的冲击韧性与温度的关系

别, 则是由于特级轨的屈服强度较高, 可变形性较大所致。

实验表明, 在珠光体轨钢的强度与断裂韧性 K_{Ic} 之间没有明显的关系。

断裂韧性为原奥氏体晶粒尺寸的函数, 晶粒愈细, K_{Ic} 愈高。实验表明, 珠光体团尺寸对断裂过程影响不大。

珠光体轨钢的正常冲击断口为解理断裂。解理断裂小平面尺寸与原奥氏体晶粒尺寸有一定关系。

图4为标准珠光体共析轨钢和亚共析轨钢的断裂小平面尺寸与原奥氏体晶粒尺寸关系图

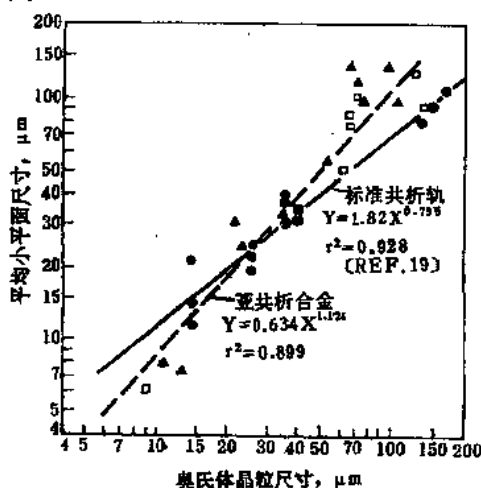


图4 共析和亚共析钢断裂小平面尺寸与奥氏体晶粒尺寸的关系

轨钢的脆性转变温度与钢的原奥氏体晶粒尺寸有关, 其关系曲线如图5所示。

全珠光体组织的解理断裂应力随其片层间距的下降而增加, 并与原奥氏体晶粒尺寸无关。

钢轨的最重要使用性能之一是耐磨性。钢轨的磨损与摩擦系统的许多因素有关。在轮轨系统中, 与轮轨材料匹配、温度、润滑、摩擦条件以及引入应力等相关。

实验室试验与线路试验结果均表明 对轨钢来说, 其显微组织, 抗张强度或硬度, 可能是主要控制因素, 有以下规律性:

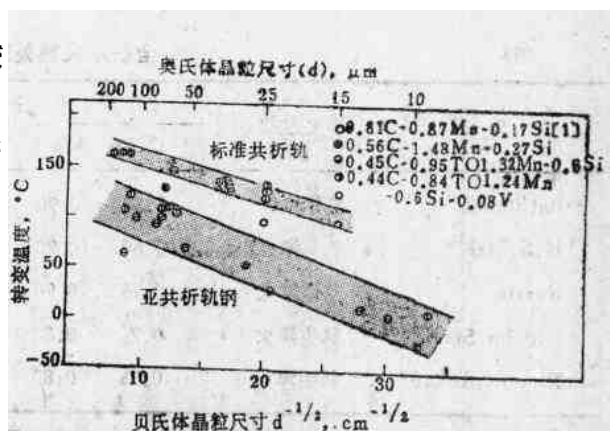


图5 共析和亚共析钢夏比转变温度与原奥氏体晶粒尺寸的关系

1. 在硬度相同的条件下, 贝茵体轨钢的磨损快于珠光体钢;

2. 组织相同时, 硬度愈高, 耐磨性愈好;

3. 珠光体钢的硬度与其珠光体片层间距大小相关。因此, 不论是热轧合金钢轨, 还是经热处理成为珠光体的钢轨, 当硬度相同时, 其耐磨性亦相同。

为发展无缝线路, 要求钢轨具有较好的可焊性。人们知道, 随着钢中碳含量的提高其焊接性能变坏。因此, 对于属于高碳钢的碳素钢轨, 要采取适当措施, 以保证其焊缝和热影响区的金属质量。

二、全长淬火钢轨

为提高钢轨的使用性能, 现在苏、美、日等国采用在标准碳素钢轨的基础上进行热处理, 使钢轨头部或整个断面得到所需要的组织, 从而提高其性能。表2给出全长淬火热处理轨所达到的性能。

各国所采用的钢轨热处理工艺不尽相同, 就是在一个国家内, 各个生产厂所采用的工艺路线也不相同。例如, 苏联的四个主要生产热处理钢轨的厂家所采用的全长淬火方法就不同: 亚速钢厂采用高频加热淬火; 而下塔吉尔和库钢则采用油中整体淬火再回火; 捷尔仁斯基钢厂采用常化淬火。美国伯利恒公司日尔顿钢厂采用油淬、回火炉内回