

金属材料及热处理 论文集

中国铁道学会铁道材料工艺委员会编辑

中国铁道出版社

金属材料及热处理论文集

编辑者：中国铁道学会材料工艺委员会

出版者：中国铁道出版社

印刷者：中国铁道出版社印刷厂

印 数：2000 册 定价：~~4.50~~ 元

出版日期

1980年10月

出版说明

中国铁道学会铁道材料工艺委员会于1978年举行了学术交流讨论会。我们从这次会上宣读交流的论文中选出55篇汇编成本论文集。

为了便利读者和便于交流，整理出的55篇论文分金属材料及热处理、非金属材料及理化检验、钢铁焊及机械加工工艺三册出版。

本分册原计划有12篇，其中3篇，即杨开庭、应惠敏同志的“GCr15SiMn轴承钢真空淬火的研究”、杨世璇、宋子豪、高嘉年、涂荣昌同志的“红外线碳势自动控制甲醇——煤油滴注剂可控渗碳机理的初步探讨”、刘淑华、杜夷娴、陈光甲、王冰莹、林吉忠同志的“前进型机车主动轴横向裂纹的研究”由铁道部科学研究院出版，这里不再重复。

限于编辑水平及出版时间仓猝，缺点错误在所难免，诚恳希望读者批评指正。

中国铁道学会编辑委员会

1979年

目 录

结构钢亚温淬火

——北京型内燃机车万向轴低温脆性的研究

.....北京二七机车车辆工厂(1)
大连铁道学院

低碳马氏体高强度鱼尾螺栓的研究

.....鞍山工务器材厂(16)
西安交通大学金属材料强度研究室

锻造余热淬火

.....大连柴油机厂(35)
大连铁道学院

针阀体用无铬、镍高强度新钢种及其工艺的研究

.....北京钢铁学院(45)
南口机车车辆机械工厂

吸热型气氛控制的试验研究

.....戚墅堰机车车辆工艺研究所控制气氛热处理课题组(63)

钢轨的电感应加热全长淬火

.....周镇国(68)

车轮的热损伤机理及耐磨抗热损伤车轮的研制

.....董仁泽 杜夷闲(76)

结构钢的冶金因素对断裂韧性的影响

.....许晋璠(85)

钢轨接触疲劳问题

.....高嘉年(95)

结构钢亚温淬火

—北京型内燃机车万向轴低温脆性的研究

北京二七机车车辆工厂

大连铁道学院

执笔人 王传雅

一、前言

北京型内燃机车的万向轴（图1）系由三段焊接而成。现用母材为35CrMo钢，加工好后用二氧化碳、氩弧半自动保护焊焊接，焊丝材料为08CrMnSiMo钢。

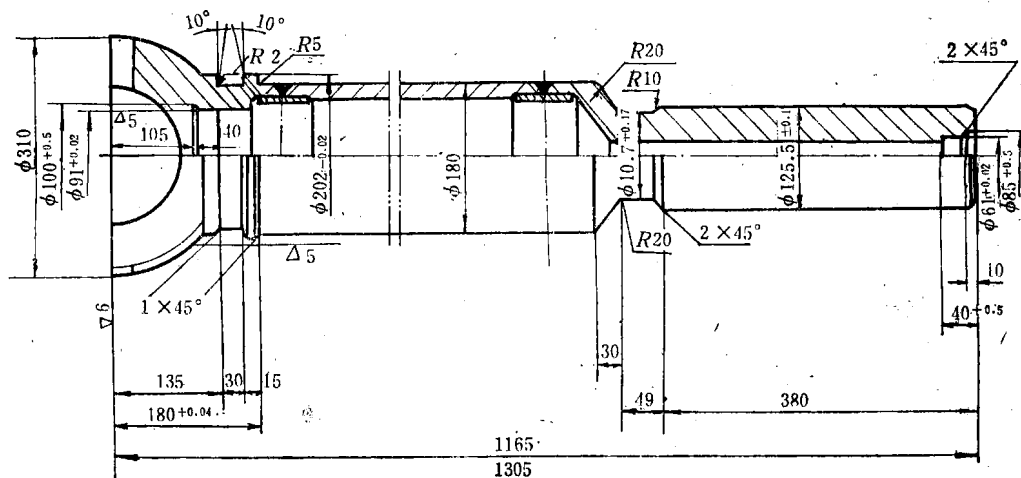


图1 万向轴

原用热加工工艺为：锻造→调质→焊接→低温回火。现用热加工工艺为：锻造→正火→焊接→调质。调质规范均为：860℃油淬及575℃二小时回火。对性能要求为： $\sigma_b \geq 85$ 公斤/毫米²， $\delta \geq 12\%$ ， $a_K \geq 5$ 公斤·米/厘米²，HB260~270。

北京型内燃机车要在东北线路上行驶，冬季气温低达-40~-60℃。因此，要求提高万向轴的低温韧性，并用40Cr钢代替35CrMo钢，

以往热处理工作者的主要精力多集中于强度方面，随着强度水平的不断提高，韧

性问题变得日益突出，尤以超高强度钢的使用，许多零件常因塑性、韧性不足而发生低应力脆断。因此，近年来国内外强韧化工艺逐渐冲破了陈旧传统观念的羁绊而蓬勃发展起来。

目前结构钢的强韧化工艺种类很多，主要有：

1. 获得板条马氏体（位错马氏体）的强韧化工艺；
2. 超细化处理；
3. 真空热处理；
4. 形变热处理；
5. 利用过剩相（铁素体或奥氏体）的强韧化工艺。

过去，中碳结构钢淬火组织中不能允许过剩铁素体存在。但近年来发现过剩铁素体的积极利用有助于在不降低材料强度的同时提高其韧性。因此，亚温淬火打破了从前对亚共析钢加热淬火所不允许的“ $Ac_1 \sim Ac_3$ ”禁区。所谓亚温淬火，亦即亚共析钢的不完全淬火，或称临界区淬火、两相区加热淬火，系一种将钢加热至奥氏体及铁素体两相区进行加热淬火及随后回火的强韧化新工艺，此工艺对钢的原始组织一般有一定要求。

许多文献均报导了亚温淬火的强韧化效果。如亚温淬火可以有效地抑制超高强度钢35CrMnSi的可逆回火脆性；且在 σ_b 相同的情况下，使 α_K 值远较一般调质的 α_K 为高[1]。亦可抑制含P的Ni-Cr钢中的可逆回火脆性[2]。亚温淬火使低碳低合金钢（0.15%C、0.38%Si、1.13%Mn、0.25%Cr、0.03%V、0.07%Al）[3]及转子钢25Cr2Ni4MoV[4]的脆性转变温度降低。对超高强度钢37CrMnSiTiV[5]、40CrMnSiTiV[6]、低碳锰钢（0.15~0.21%C、1.4~6.7%Mn）[7]、低碳复杂合金钢25CrMnSiNi[8]及其它钢种[9]亦有类似效果。还可消除18MnV钢距熔合线0~5毫米处热影响区的过热对韧性所造成的不良影响[10]。亚温淬火这一韧化措施对发展低碳的镍系高强度高韧性低温用钢亦有一定贡献[11]。

既然亚温淬火是提高结构钢低温韧性的良好途径，因此，为了提高万向轴的低温韧性，我们采取了在原调质基础上进行亚温淬火的强韧化工艺。除测定了35CrMo钢、40Cr钢及焊丝为08CrMnSiMo钢的焊肉等经现行调质工艺处理后于-60°C时的冲击韧性外，探讨了通过亚温淬火来提高上述材料低温冲击韧性的可能性。为了对比，还用42CrMo钢及45钢进行了一些试验。

目前认为亚温淬火的强韧化机理是：

1. 晶粒细化：在 $Ac_1 \sim Ac_3$ 临界区加热时，钢的实际晶粒度较细，电镜观察表明，铁素体与原奥氏体晶界的面积、即 α/γ 界面比完全淬火组织里原奥氏体晶界的面积约大10~50倍[4]。在两相合金中，材料的强度指标与晶粒尺寸之间依然存在着Hall-Petch关系：

$$\sigma_s = \sigma_{0s} + K_s d^{-\frac{1}{2}}$$

式中 σ_s 系应变量为 ϵ 时的应力值， σ_{0s} 为单晶体的强度， K_s 为晶界强化系数， d 为平均晶粒直径。其中， σ_{0s} 及 K_s 皆为由实验确定的常数。

上式表明,使晶粒细化,即有效增大 $d^{-\frac{1}{2}}$ 的数值,可使强度指标显著升高。因此,虽然亚温淬火保留了强度较低的铁素体,但晶粒细化使复合组织仍保持与完全淬火组织相当的强度水平,而晶粒细化又对韧性有所裨益。

2. 杂质元素的分布起了变化: Auger 电子谱仪的研究结果证明,第二类回火脆性系因杂质元素P、Sn、Sb等在奥氏体晶界偏聚所致[12]。这些造成可逆回火脆性的有害元素P、Sn、Sb等均缩小 γ 区,因而将优先富集于 α 相内,亦即具有稳定铁素体的作用。由于亚温淬火保留了一定数量的细小分散的铁素体,从而减少了这些有害元素在原奥氏体晶界偏聚的机会,使可逆回火脆倾向性降低。资料[13]对40CrMnSi钢所进行的研究还表明,两相界面提供了P的扩散通道,使P的扩散速度加快,从而消除了P的偏析。此外,由于晶界面的增多,相当于进一步减少了有害元素对回火脆性及低温韧性的有害影响。

3. 残余相阻碍裂纹扩展:对有些特殊的钢种,如对0.1%C、8%Mn钢进行亚温淬火,在室温可以获得约25~50%的残余奥氏体[14]。由于在两相区内加热时奥氏体中富集了C和Mn,故比较稳定。0.1%C、6%Ni、0.2%Mo钢于-196°C低温下仍保留有很稳定的残余奥氏体[15]。这种分散的稳定奥氏体可以阻碍裂纹扩展,其阻碍作用系因残余奥氏体的塑性变形或产生部分马氏体转变(应变诱发马氏体转变)而使应力松弛所致。资料[16]还介绍了高稳定性的分散残余奥氏体提高马氏体 K_{Ic} 的原因是裂纹在分岔中需要吸收能量。而裂纹之所以分岔,或是为了绕过残余奥氏体,或是由于裂纹尖端“陷”入了残余奥氏体之中。

残余铁素体硬度低而塑性较佳,其存在亦能防止应力集中、阻碍和延迟裂纹扩展,从而提高材料的韧性。

4. 碳化物形态发生变化:亚温处理后所得组织中的碳化物比完全淬火及回火后的粗大。可能在两相区加热时,对有的钢有部分强碳化物(如资料[11]介绍的 V_4C_3)已开始析出,从而作为随后回火时碳化物的形核中心,使碳化物的弥散程度减弱,因而亦减少了晶界上碳化物沉淀。这将有于韧性的提高及可逆回火脆倾向性的降低。

钢的成分不同,亚温淬火强韧化的机理亦异。对于本文所研究的普通中、低碳钢及中碳低合金钢,看来亚温淬火强韧化的机理只可能是晶粒细化及铁素体改变杂质的分布和阻碍裂纹扩展所致。

二、试验方法

将35CrMo钢、40Cr钢、42CrMo钢及45钢先热锻成13×13毫米或17×17毫米的毛坯。考虑到加工方便,部分试样经预处理后即加工成标准梅氏冲击试样,一部分试样则经过最终处理后再加工成标准梅氏冲击试样。U形缺口用成型铣刀铣出后再经金刚砂及气门砂研磨。

焊缝材料08CrMnSiMo钢试样取自焊好后的万向轴。先切出长55毫米、焊缝居中的圆环,然后沿轴向将圆环切成冲击试样毛坯,再加工成标准梅氏冲击试样。缺口开

在焊缝正中。可以近似认为所得的冲击韧性值即为焊缝材料 08CrMnSiMo* 钢的冲击韧性。最危险的热影响区及熔合线处的冲击韧性可由此乘以小于 1 的系数近似得出。

热处理所用加热炉为 SRJX—4—9 型箱式电阻炉，控温及示温仪表为 DRZ 型控制器。事先用 UJ—31 型低电势直流电位差计及二级标准铂铑—铂热电偶配套校温。回火时鉴于加热温度低、加热不均匀，故将试样放在用钢板自制的两头敞开的马弗罐内一起置于箱式电炉内用两条导轨架空进行加热，并使试样尽量接近于热电偶处。为防止试样加热时氧化脱碳，采用热涂硼酸法保护[17]。

冲击试验在 JB—36 型三用冲击试验机上进行。对高挡 (30 公斤·米) 及低挡 (15 公斤·米)，进行了对比及校正。进行低温冲击试验时，高于 -80°C 的低温用干冰配以酒精获得；低于 -80°C 的低温用液氮配以酒精获得。测量高于 -80°C 的低温时，采用低温酒精温度计，事先用标准低温温度计校对；测量低于 -80°C 的低温时，用镍铬—康铜热电偶配以事先用内插法刻度好的 X CZ—101 型毫伏计予以示温。试样经酒精浸泡清洗后，用脱脂纸包裹好，再用特制的不锈钢丝夹子夹持住 (图 2)，一起放入杜瓦瓶 (即广口暖瓶) 中冷却保温 25 分钟[18]。在冲击试验机上安置了简易定位装置。试样从杜瓦瓶中取出至冲断的时间间隔中，用工作端与试样表面直接接触的热电偶未测出温度有回升现象。

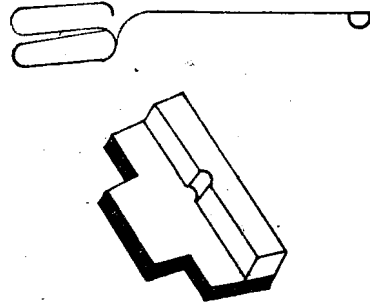


图 2 试样、脱脂纸及试样夹

每一规范用五个冲击试样，取其平均值。用冲断后的试样测硬度并观察金相组织。

硬度的测定在 H100 型洛氏硬度计及 HR150 型洛氏硬度计上进行，测量前后均用标准块校对，其修正值为测量前后两次校正的平均值。低于 RC20 的硬度系用 HD1 187.5 型洛布维硬度计测出，然后将 HRB 换算成 HRC。

三、试验结果及分析

(一) 亚温淬火的一般规律

共研究了 08CrMnSiMo、35CrMo、40Cr、42CrMo 及 45 五种钢的亚温淬火一般规律。从合金钢手册上所查出的上述材料的 Ac_1 及 Ac_3 如表 1 所示。对每一种材料均在 $Ac_1 \sim Ac_3$ 之间选取 4 个亚温淬火加热温度。考虑到生产上的需要，加之亚温淬火只有在较高温度回火后才能发挥其作用[10]，故选取了 450、500、550、600 及 650°C 五个回火温度。测出了亚温淬火并回火后的冲击韧性及硬度。

* 确切地说，应为焊肉成分 22CrMnSiMo 钢。

为简便起见，文中以后所提 08CrMnSiMo 钢均代表 22CrMnSiMo 钢，不再另行指出。

各种材料的 A_{c1} 及 A_{c2}

表1

钢号	08CrMnSiMo	35CrMo	40Cr	42CrMo	45
A_{c1}	—	755	743	730	724
A_{c2}	—	800	782	780	780

图3~图5示出亚温淬火的加热温度对08CrMnSiMo钢、35CrMo钢及40Cr钢回火后性能的影响。对其它两种钢亦有同样的规律。所得结果表明，与一般文献[1]、[19]所介绍的数据基本相同。即随着淬火温度的提高，亦即随着未溶铁素体体量的减少，淬火及回火后的硬度均不断升高，冲击韧性的变化则较复杂，一般随着淬火温度的提高，淬火及回火后的冲击韧性先降后增，以后又降（见图4）。 α_K 值之所以随淬火温度的升高而有这样的变化规律，目前尚不太清楚。文献[20]认为 α_K 值最低的情况可能对应于获得大量铁素体及非常硬的高碳马氏体区。

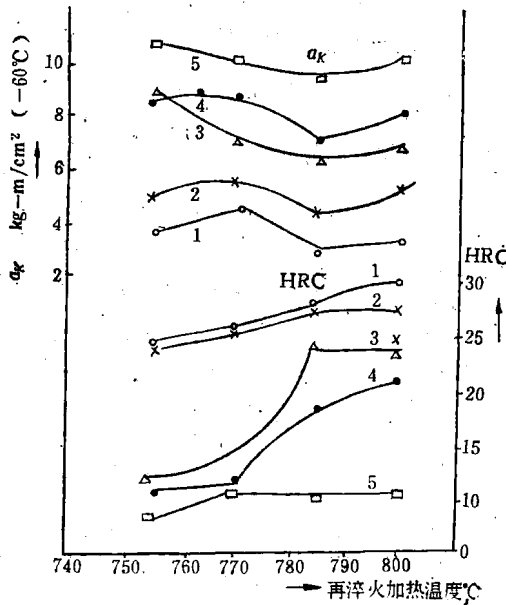


图3 调质后的再淬火加热温度对不同温度回火后的08CrMnSiMo钢力学性能的影响

- 1. 450°C回火；2. 500°C回火；
- 3. 550°C回火；4. 600°C回火；
- 5. 650°C回火。

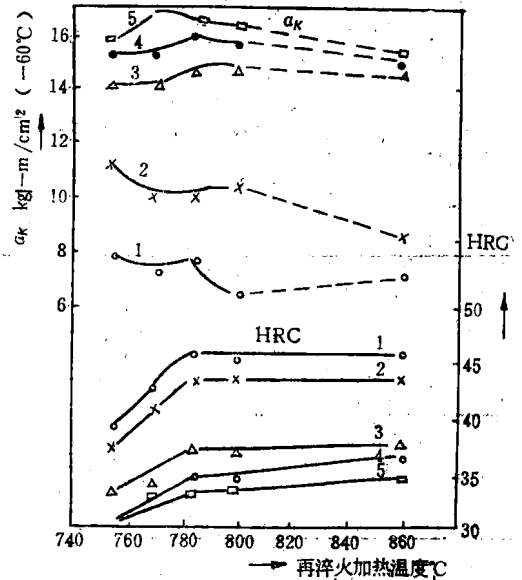
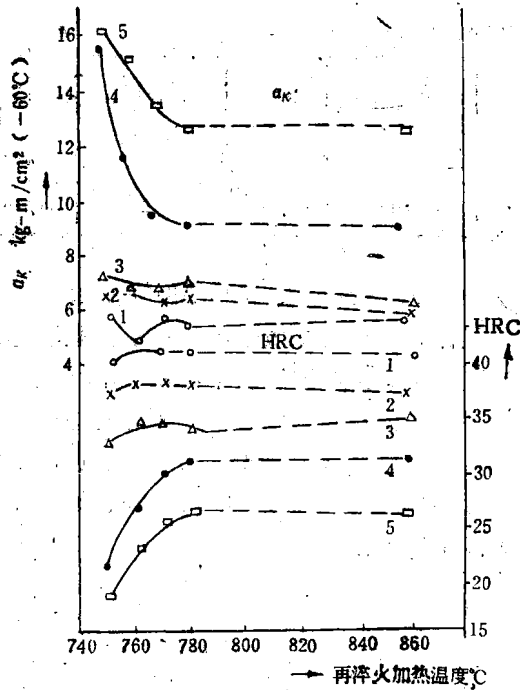


图4 调质后的再淬火加热温度对不同温度回火后的35CrMo钢力学性能的影响

- 1. 450°C回火；2. 500°C回火；
- 3. 550°C回火；4. 600°C回火；
- 5. 650°C回火。

(二) 亚温淬火的强韧化效果

对每一种钢均可从20种不同的规范中选出1~2种强度（硬度）与一般调质处理后的相当、而冲击韧性最佳的亚温淬火工艺。所得结果见表2。



1. 450°C回火;
2. 500°C回火;
3. 550°C回火;
4. 600°C回火;
5. 650°C回火。

图5 调质后的再淬火加热温度对不同温度回火后的40Cr钢力学性能的影响

各种材料经最佳亚温处理与一次调质后的性能对比

表2

钢 号	热 处 理 规 范	HRC	$a_k \cdot \text{kg-m/cm}^2$	
			25°C	-60°C
08CrMnSiMo*	860°C+575°C**	29.8		2.20
	860°C+575°C***	27.5		2.77
	860°C+575°C+785°C+500°C	29.6		4.52
	860°C+575°C+785°C+550°C	24.4		6.85
35CrMo	860°C+575°C	36.4		8.03
	860°C+575°C+785°C+550°C	37.3		14.58
	860°C+575°C+800°C+550°C	36.8		14.53
40Cr	860°C+630°C	30.7		7.85
	860°C+630°C+770°C+660°C	29.8		9.17
42CrMo	860°C+600°C	36.0	12.25	
	860°C+600°C+765°C+550°C	38.7	11.06	
45	830°C+600°C	17.0	14.87	
	830°C+600°C+780°C+600°C	20.2	15.57	

* 焊缝08CrMnSiMo钢的临界点未查出, 但由金相组织看出, 焊肉22CrMnSiMo钢经860°C淬火后的组织中无铁素体存在, 而经800°C淬火后的组织中则有铁素体, 故焊肉的 A_c 界于800~860°C。

** 按二七厂现用热加工工艺, 即在锻造、正火、焊接后调质。

*** 按二七厂原用热加工工艺, 即在锻造后、焊接前调质。

为了了解08CrMnSiMo钢、35CrMo钢及40Cr钢在可能的最低工作温度-60°C下的冲击韧性，故其冲击韧性值均在-60°C测定。为了节省干冰，42CrMo钢及45钢的冲击韧性值则于室温下测定。

由表2中的数据可见，08CrMnSiMo钢及35CrMo钢按二七厂现用工艺调质处理后再进行一次接近Ac₃的亚温淬火及高温回火，可以在保持硬度不降低的同时显著提高-60°C的冲击韧性。对08CrMnSiMo钢而言，可提高100~200%；对35CrMo钢而言，可提高83%。

对于40Cr钢而言，在调质后再加一次接近Ac₃的亚温淬火及高温回火，虽亦能在保持硬度的前提下提高冲击韧性，但提高不多，仅17%。

对于42CrMo钢及45钢而言，再一次亚温淬火并高温回火的强韧化效果不明显。

从上列数据可见，钢中含碳量愈低，亚温淬火并高温回火的强韧化效果愈佳。随着钢中含碳量的增加，强韧化效果愈来愈低。这可能是对含碳量低的钢而言，亚温淬火后得到的仍然是板条马氏体；而对含碳量较高的钢而言，亚温淬火时，奥氏体含碳量偏高，且不均匀，因此淬火后得到的是板条马氏体及片状马氏体的混合组织，抵消了晶粒细化及未溶铁素体的有利作用。

金相组织分析有助于阐明上述观点。图6a)示出08CrMnSiMo钢焊肉调质后再进行一次亚温处理，虽经550°C回火，但仍保留板条马氏体痕迹。图6b)及图6c)示出35CrMo钢经785°C亚温淬火的组织中亦有大量板条马氏体，随后于550°C回火的组织中亦保留有板条马氏体痕迹。图6d)及图6e)分别示出40Cr钢完全淬火及亚温淬火后组织中的板条马氏体。图6f)、图6g)及图6h)、图6i)则分别表明亚温处理后42CrMo钢及45钢的板条马氏体已不明显。

为了了解亚温淬火对冷脆转变温度的影响，对35CrMo钢、40Cr钢、42CrMo钢及45钢经调质及最佳亚温淬火工艺处理后的试样进行了系列冲击试验，前两种钢的结果见图7、图8。由图7看出，对35CrMo钢而言，在调质后再加一次亚温淬火及高温回火可使冷脆转变温度自-60°C下降至-120°C，约下降了60°C。对于40Cr钢、42CrMo钢及45钢而言，影响不大。

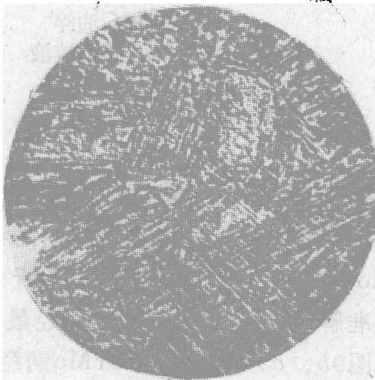


图6 a)

材料 08CrMnSiMo钢焊肉
热处理 860°C油淬+575°C回火
+785°C油淬+550°C回火
腐蚀 4% HNO₃酒精溶液
放大倍数 1024×
组织 回火索氏体+铁素体

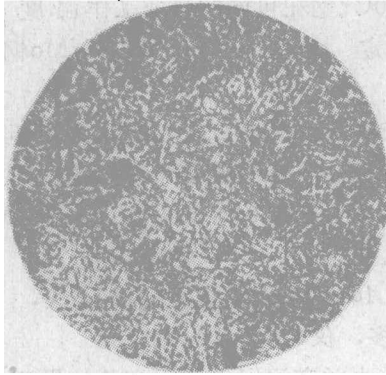


图 6 b)

材料 35CrMo钢
热处理860°C油淬+575°C回
火+785°C油淬
腐蚀 4% HNO₃酒精溶液
放大倍数 1024×
组织 马氏体+铁素体

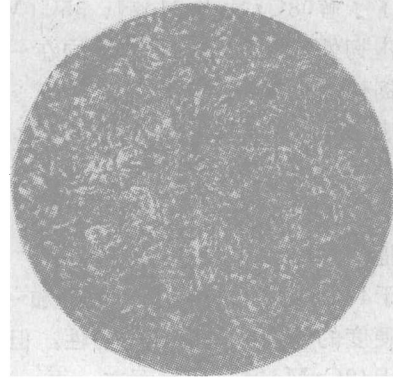


图 6 c)

材料 35CrMo钢
热处理860°C油淬+575°C回火
+785°C油淬+550°C回火
腐蚀 4% HNO₃酒精溶液
放大倍数 1024×
组织 回火索氏体+铁素体

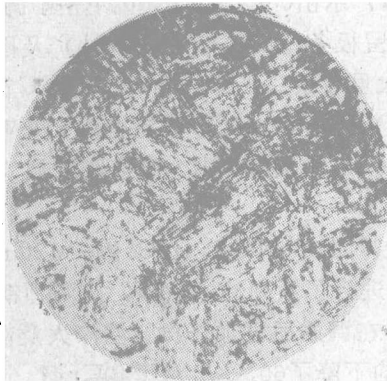


图 6 d)

材料 40Cr钢
热处理 860°C油淬+630°C回火
+860°C油淬
腐蚀 4% HNO₃酒精溶液
放大倍数 1024×
组织 马氏体

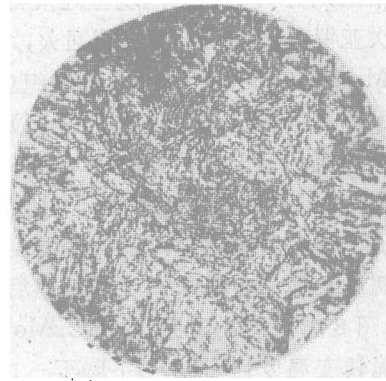


图 6 e)

材料 40Cr钢
热处理 860°C油淬+630°C回火
+770°C油淬
腐蚀 4% HNO₃酒精溶液
放大倍数 1024×
组织 马氏体+铁素体

断口分析进一步证明亚温淬火的韧化效果。于-60°C冲断的宏观断口上看出经最佳亚温淬火工艺处理后的方向轴焊肉08CrMnSiMo钢只有标志韧性破断的纤维区及剪切唇，而无标志脆性的放射区。母材35CrMo钢亦然。从微观电子扫描断口可以看出，焊肉经一次调质后为呈现大量撕裂棱的准解理破断（图9a），而经最佳亚温淬火工艺处理后则为准解理及韧窝混合断口（图9b、c）。母材35CrMo钢经一次调质后于-60°C冲断为准解理及解理断口（图10a、b），而经亚温处理后于-60°C冲断则

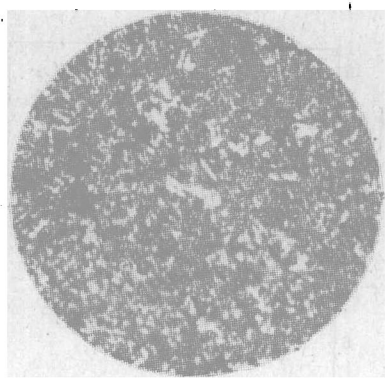


图6 f)
 材料 42CrMo钢
 热处理 860°C油淬+600°C回火
 +765°C油淬
 腐蚀 4% HNO₃酒精溶液
 放大倍数 1024×
 组织 马氏体+铁素体

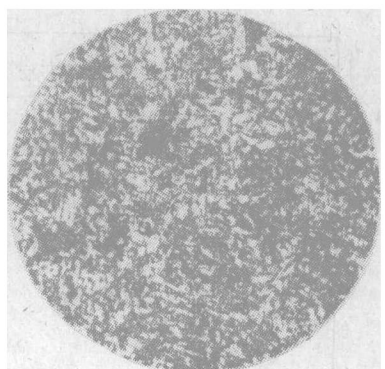


图6 g)
 材料 42CrMo钢
 热处理 860°C油淬+600°C回火
 +765°C油淬+550°C回火
 腐蚀 4% HNO₃酒精溶液
 放大倍数 1024×
 组织 回火索氏体+铁素体

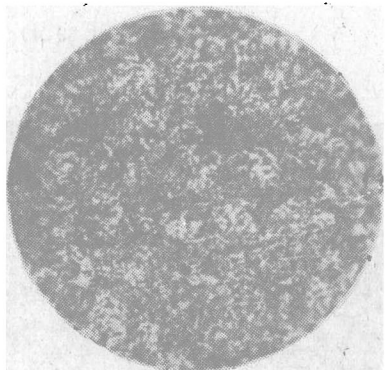


图6 h)
 材料 45钢
 热处理 830°C水淬+600°C回火
 +780°C水淬
 腐蚀 4% HNO₃酒精溶液
 放大倍数 1024×
 组织 马氏体+铁素体

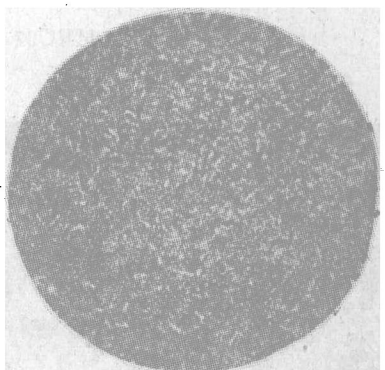


图6 i)
 材料 45钢
 热处理 830°C水淬+600°C回火
 +780°C水淬+600°C回火
 腐蚀 4% HNO₃酒精溶液
 放大倍数 1024×
 组织 回火索氏体+铁素体

全部呈现出韧窝(图10c)。

(三) 二次调质处理

为了进一步了解亚温淬火的强韧化效果,又取35CrMo钢及40Cr钢进行了二次调

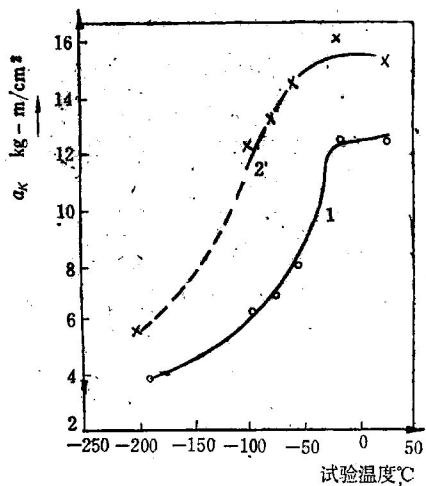


图7 试验温度对35CrMo钢冲击韧性的影响

1. 860°C淬火+575°C回火 (HRC36.4)
2. 860°C淬火+575°C回火+785°C淬火+550°C回火 (HRC37.3)

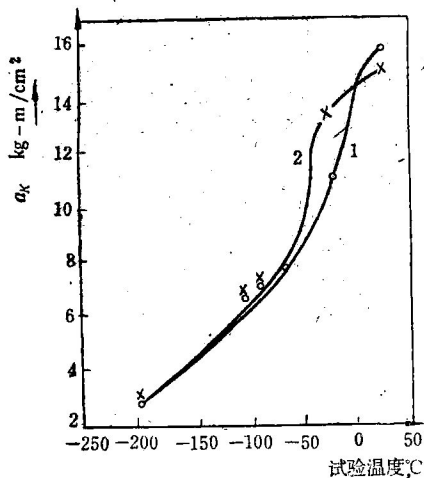


图8 试验温度对40Cr钢冲击韧性的影响

1. 860°C淬火+630°C回火 堆放空冷 (HRC30.7)
2. 860°C淬火+630°C回火+770°C淬火+600°C回火 开炉门冷却 (HRC29.4)

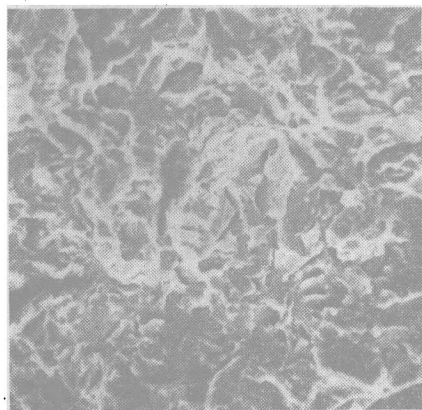


图9 a)

材料 08CrMnSiMo钢焊肉
 热处理 860°C油淬+575°C回火
 冲断温度 -60°C
 放大倍数 1000×
 断口形态 准解理 (有裂纹、沟道)

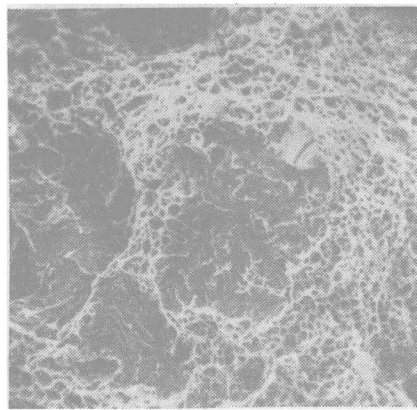


图9 b)

材料 08CrMnSiMo钢焊肉
 热处理 860°C油淬+575°C回火
 +785°C油淬+550°C回火
 冲断温度 -60°C
 放大倍数 500×
 断口形态 准解理+韧窝

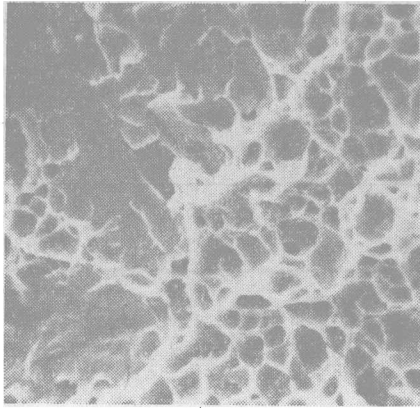


图9 c)

材料 08CrMnSiMo钢焊肉
 热处理 860°C油淬+575°C回火
 +785°C油淬+550°C回火
 冲断温度 -60°C
 放大倍数 2000×
 断口形态 准解理+韧窝

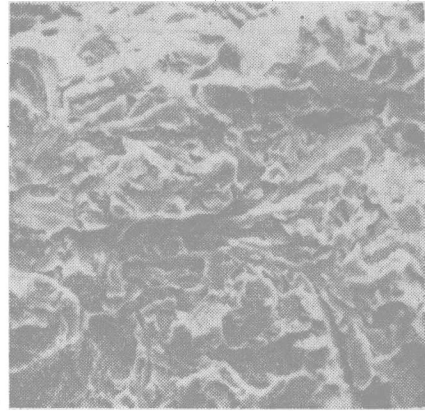


图10 a)

材料 35CrMo钢
 热处理 860°C油淬+575°C回火
 冲断温度 -60°C
 放大倍数 1000×
 断口形态 解理+准解理

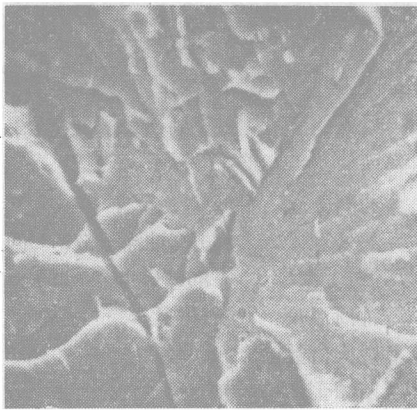


图10 b)

材料 35CrMo钢
 热处理 860°C油淬+575°C回火
 冲断温度 -60°C
 放大倍数 2000×
 断口形态 解理+准解理

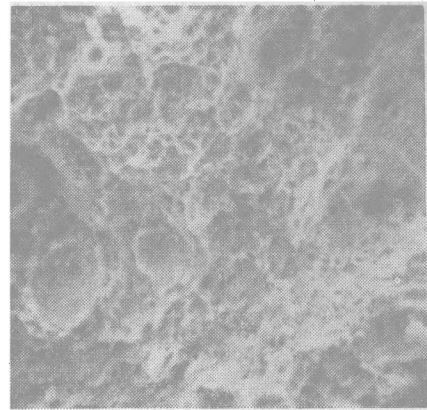


图10 c)

材料 35CrMo钢
 热处理 860°C油淬+575°C回火
 +785°C油淬+550°C回火
 冲断温度 -60°C
 放大倍数 1000×
 断口形态 韧窝

质处理，即以再次调质处理来代替亚温淬火及高温回火，所得结果见表3。

对比表2及表3的数据可以看出，二次调质所得结果与最佳亚温淬火并高温回火

经一次调质及二次调质后的性能对比

表 8

钢 号	热 处 理 规 范	HRC	$a_{K-60^{\circ}C}$ kg-m/cm ²
35CrMo	860°C+575°C	36.4	8.03
	860°C+575°C+860°C+550°C	37.5	14.35
40Cr	860°C+630°C	30.7	7.85
	860°C+630°C+860°C+600°C	31.2	9.03

后所得结果基本相同。断口分析结果亦然。以35CrMo钢为例，二次调质后于-60°C冲断的宏观断口上不呈现放射区，仅有纤维区及剪切唇二部分。其电子扫描断口亦全部为韧窝（图11a、b）。

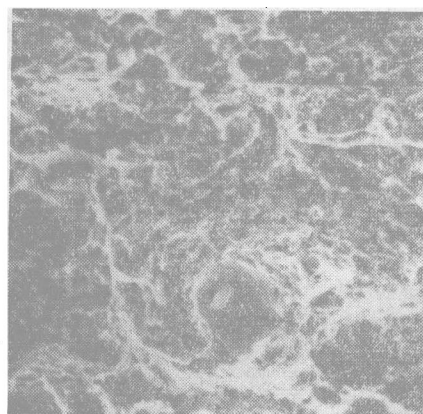


图11 a)

材料 35CrMo钢
 热处理 860°C油淬+575°C回火
 +860°C油淬+550°C回火
 冲断温度 -60°C
 放大倍数 1000×
 断口形态 韧窝

图11 b)

材料 35CrMo钢
 热处理 860°C油淬+575°C回火
 +860°C油淬+550°C回火
 冲断温度 -60°C
 放大倍数 2000×
 断口形态 韧窝

由此是否可以认为二次调质和亚温淬火的强韧化本质基本上一样，即均与奥氏体晶粒的细化有关。从我们所得的数据来看，亚温淬火时保留下来的未溶铁素体对韧性似乎并无多大贡献，因为仅当淬火温度接近 A_{c3} 而使未溶铁素体的量减至最少时才能获得与二次调质相同的强韧性，可否认为此时少量未溶铁素体的有害影响可以忽略不计。有关未溶铁素体对强韧化所起的作用尚有待进一步探讨。

(四) 亚温淬火对回火脆性的影响

如前所述，一般认为亚温淬火可以防止可逆回火脆性，其原因是减少了奥氏体晶界上能引起可逆回火脆性的有害元素P、Sn、Sb等的含量。

本文研究了亚温淬火对40Cr钢可逆回火脆性的影响, 所得结果见表4。

600°C以上回火后冷速对40Cr钢冲击韧性的影响

表4

序号	热 处 理 工 艺	最后一次回火后的冷却方式	HRC	$a_{K-80^{\circ}\text{C}}$ kg-m/cm ²
1	860°C+630°C	毛坯堆放缓冷	30.7	7.85
2	860°C+630°C+770°C+600°C	单件散放快冷	29.8	9.17
3	860°C+630°C+770°C+600°C	断电开炉门缓冷	29.2	8.00
4	860°C+630°C+860°C+600°C	单件散放快冷	31.2	9.03
5	”	断电开炉门缓冷	—	7.60

注: 1——一次调质;
2~3——最佳亚温淬火工艺;
4~5——二次调质。

由表4中数据可见, 不论是经一次调质、二次调质, 抑或是亚温淬火, -60°C时的冲击韧性仅取决于最后一次回火后的冷速, 而与热处理工艺无关。快冷时, 冲击韧性值均较高; 而缓冷时, 冲击韧性值则均较低。在硬度相同的情况下, 冲击韧性值亦相近。这表明对40Cr钢而言, 上述工艺均不能防止可逆回火脆性。为了进一步证实这一结论, 又了解了在脆化温度(550°C)回火后的冷速对-60°C时的冲击韧性的影响, 结果见表5。

550°C回火后冷速对40Cr钢冲击韧性的影响

表5

序号	热 处 理 工 艺	最后一次回火后的冷却方式	HRC	$a_{K-80^{\circ}\text{C}}$ kg-m/cm ²
1	860°C+630°C+770°C+550°C 2小时	单件散放快冷	34.3	6.50
2	860°C+630°C+770°C+550°C 4小时	断电开炉门缓冷	32.5	6.43
3	860°C+630°C+760°C+550°C 2小时	单件散放快冷	34.4	6.62
4	860°C+630°C+760°C+550°C 4小时	断电开炉门缓冷	32.1	6.10
5	860°C+630°C+860°C+550°C 2小时	单件散放快冷	35.1	6.20
6	860°C+630°C+860°C+550°C 4小时	断电开炉门缓冷	33.1	5.80
7	860°C+630°C+550°C 4小时	断电开炉门缓冷	32.5	6.60

注: 1~4——最佳亚温淬火工艺;
5~6——二次调质;
7——一次调质。

由表5数据可见, 经550°C回火后, 不论原工艺如何, 亦不论回火后采取快冷或缓冷, 均得到相同的硬度值及冲击韧性值, 且后者仅6公斤·米/厘米²左右。这表明脆化系在550°C回火保温时发生, 故与回火后的冷却无关, 回火后快冷不能提高冲击韧性, 而亚温淬火亦并不能防止在550°C回火时所发生的脆化。

亚温淬火不能抑制40Cr钢的可逆回火脆性, 其原因尚未弄清, 对此需作进一步的探讨。如前所述, 通常认为亚温淬火一则细化了奥氏体晶粒, 减少了单位面积晶界上