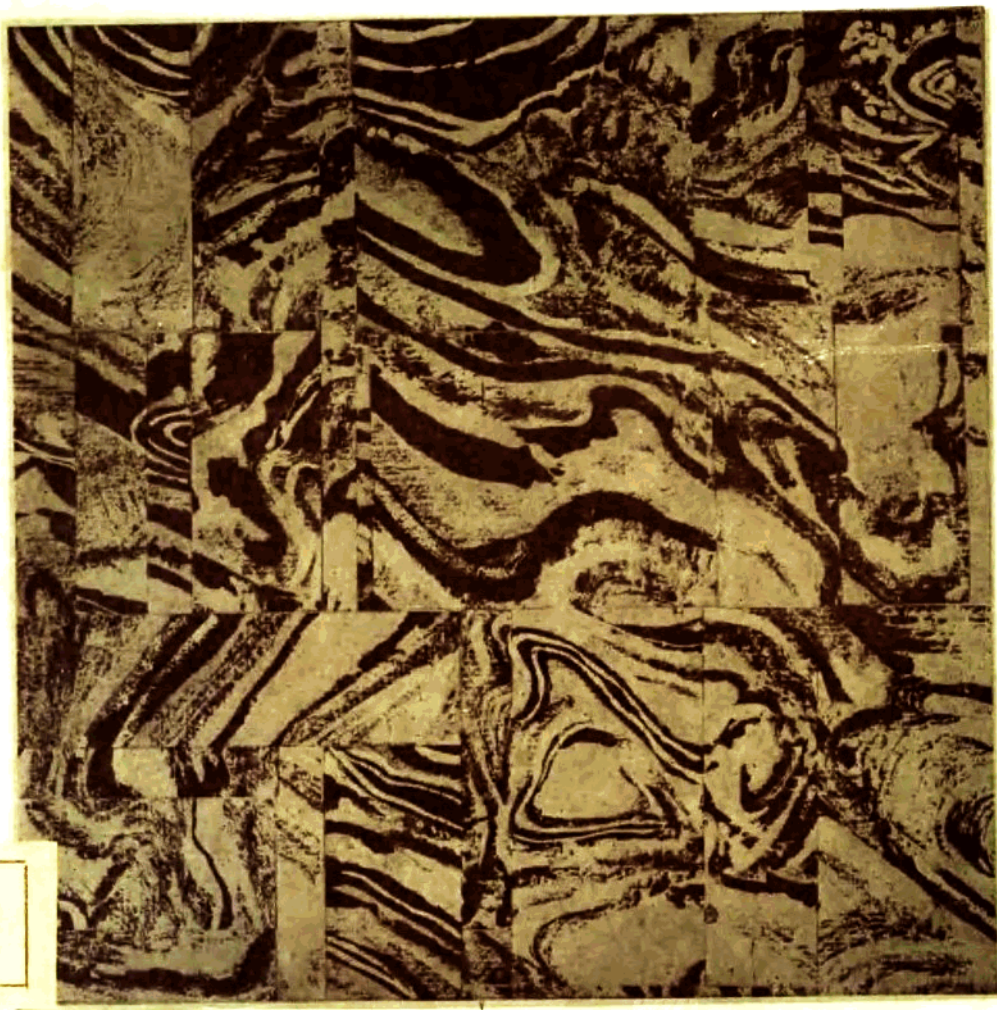


国外热处理

热处理应用理论



上海科学技术出版社

1.1.1 / 1.1.2

TG151
6
3

前 言

热处理技术是提高产品零件内在质量的重要手段。国外许多企业在产品市场竞争中都凭借其所掌握的热处理技术来保证产品优质,从而赢得胜利。例如美国休斯公司的石油钻采机械,瑞典的«SKF»轴承,美国 National、英国 Domer、西德 DSW 等的钻头以及美国钻石牌链条等产品,其所以在国际市场上享有较高的声誉,在很大程度上就在于材料和热处理工艺上有独到之处。

当前国外热处理的发展,基本上都是以提高零件的强韧性、抗疲劳性和耐磨性,延长零件使用寿命为中心,并在此基础上探索新的热源和冷却介质,研究和发展新工艺,降低工艺成本,节约能源和贵重的原材料,减少和防止公害。其工艺发展和提高的特点又遵循于 3S 和 3C 的准则。所谓 3S 是指可靠(Sure)、安全(Safety)和节约(Saving); 3C 是指不热(Cool)、洁净(Clean)和安静(Calm)。

近来,随着电子显微和检测技术的不断提高,对金属内部组织的精细结构和成分的微区分析的不断深化,普遍加强了对金属和合金在热处理中的各种组织转变机理的研究,并把微观结构的变化与宏观性能联系起来,例如对残余奥氏体的作用,钢中马氏体的形态、成分及其特性,各种元素在表面强化中的行为及钢中残余应力等方面进行定量研究,改变了以往一些传统的看法,发展了热处理强韧化理论,由此而产生了多种热处理的新工艺。

通过机械零件的失效分析、电镜和断口分析、微区成分和结构分析、残余应力的无损检测,以及电子计算机数据处理等,使人们能够详细地了解零件失效的全过程及其承载的状况,从而为提高零件的机械性能提出有效的强化途径。

国内近年来在热处理应用理论方面虽然做了很多工作,但在深度和广度上还远不够。由于对热处理应用理论和大量基础性的研究工作重视不够,因而对热处理工艺的反应机理、影响因素以及对材料机械性能的影响缺乏规律性的认识,致使老工艺得不到革新,新工艺得不到推广应用,直接影响产品质量的提高。

为此,学组编委会委托史美堂、何葆祥两同志组编了«热处理应用理论»专辑,以期对此引起进一步的重视,并满足广大技术人员的需要。其内容包括:(1)结构和机理;(2)残余奥氏体的研究;(3)渗碳钢和高速钢的韧性和断裂韧性;(4)残余应力、疲劳性能和耐磨性以及应用扫描电子显微镜解决热处理问题等 5 个方面的 29 篇论文。

从以上这些论文中,我们初步可以看到国外一些工业比较先进的国家中,它们在热处理应用理论方面的一些科研动向和成就,从而予以借鉴和推陈出新。

本专辑可供从事金属材料热处理的工作人员以及高等院校研究单位的有关专业人员和在校的高校学生参考。



上海市机械工程学会热处理分会
一九八一年十二月

A889564'

目 录

结构和机理

低合金钢中回火马氏体脆性机构	1
氮化钢 ϵ -层的结构和使用性能	17
碳氮共渗碳素钢的 ϵ -层的组织与其碳浓度的关系	26
碳在碳素钢的 ϵ -碳氮化合物层中的实际意义	33
工具钢渗钒时碳化钒层的形成和生长	40
P18 钢马氏体转变时动塑性效应的研究	46
钢成分对氮化层的 A_{c1} 温度位置影响的研究成果	48
锻造后未经中间退火热处理的高速钢的组织与性能	57
工具钢温变形后在再次淬火时的强化遗传	62

残余奥氏体的研究

残余奥氏体的研究	64
残余奥氏体对 20X2H4A 钢抗咬合能力的影响	70
残余奥氏体对渗碳钢接触疲劳的影响	73
残余奥氏体的形态对镍-铬-钼中碳钢的静拉伸性能的影响	76
残余奥氏体对 9X18 钢耐磨性能的影响	85

渗碳钢和高速钢的韧性和断裂韧性

渗碳钢的断裂韧性研究	90
渗碳钢的韧性	92
氮化对高速钢断裂韧性的影响	96
高速工具钢韧性的评定	98
两种高速钢的韧性及韧性行为	103

残余应力、疲劳性能和耐磨性

残余应力对钢的滑动摩擦、磨损的影响	111
EN41B 钢中残余内应力分布与氮化层深度的关系	118
关于金属疲劳的研究	123
在高速切削钢材时硬质合金刀具的扩散磨损	128

热处理时相变重结晶对钢耐磨性的影响	139
淬火、氮化和渗硼钢的磨损和失效试验结果与相磨件的热处理及所用润滑剂化学成分 之间的关系	142
在磨料磨损条件下成分和组织对钢耐磨性的影响	152

其他

SNC21 渗碳钢的表面耐压强度与最佳硬化层深度	155
金属和合金加热时的相变和组织转变	166
应用扫描电子显微镜解决热处理问题	169

低合金钢中回火马氏体脆性机构

[美国] R. M. Horn 等

摘 要

本文对工业用超高强度钢 4340 和添加硅的 4340 (300-M) 合金钢的回火马氏体脆性 (TME) (亦称为“500°F”或“350°C”或第一类回火脆性) 机构作了研究, 对板条间残余奥氏体膜的作用给予特别的重视。本文研究了 i) 强度和韧性的变化和 ii) 从奥氏体化温度油淬、等温及连续空冷后残余奥氏体的形态、体积百分数、热稳定性和机械稳定性的变化都是回火温度的函数。4340 钢在 300°C 左右回火和 300-M 钢在 425°C 左右回火时, 观察到回火马氏体脆性现象, K_{IC} 和夏氏 V 型缺口冲击功均有降低。此时, 断裂机构是板条间解理或主要是穿晶解理。脆性的出现是由于回火时板条间渗碳体的沉淀与随后加载时, 板条间残余奥氏体膜机械不稳定同时发生的结果。300-M 钢中, 硅的作用是推迟这些过程的发生, 因而与 4340 钢相比, 300-M 钢 TME 被抑制到较高的回火温度才出现。当显微组织中具有较大体积百分数的残余奥氏体时, 发现脆性程度有明显增大。明确地说, 具有少于 4% 残余奥氏体的 300-M 油淬组织, 由于 TME 使 K_{IC} 减少 5 兆帕 $\sqrt{\text{米}}$, 空气中缓冷后, 具有 25% 奥氏体组织的 K_{IC} 减少值达 70 兆帕 $\sqrt{\text{米}}$ 。本文提出了一个完整的回火马氏体脆性机构, 它包括 i) 由于板条间残余奥氏体膜的部分热分解形成板条间渗碳体沉淀; ii) 碳化物沉淀使奥氏体中碳贫化, 造成奥氏体不稳定, 在随后加载条件下, 由于形变诱发使残留在板条间的奥氏体发生转变。因此, 伴随着 TME 的韧性恶化, 可归结为 i) 板条间渗碳体沉淀的脆化作用; ii) 奥氏体机械转变产生的板条周界层, 即未回火马氏体的脆化作用。奥氏体化时残存杂质元素在奥氏体晶界的偏析, 可能由于为断裂提供一个交替的弱化通道而加速了破断过程。本文讨论了上述这些作用的相对重要性。

通过热处理以获得强度、延性和韧性最佳配合的高强度马氏体钢, 在回火时易于脆化, 这一事实已为人们所熟知有多年了。韧性的这种降低, 主要是由以下两类热处理所引起: i) 600°C 以上温度回火的合金钢, 在 350~550°C 温度范围内恒温保持或缓冷(回火脆性), ii) 经淬火的合金钢, 在 250~450°C 温度范围内回火(回火马氏体脆性)。虽然现

在有大量证据, 表明回火脆性现象与偏聚杂质或“游离”元素(如 S、P、Sb、Sn 等) 弱化晶界的作用有联系, 但对回火马氏体脆性机构 (TME), 也称为“500°F”或“350°C”或“第一类”回火脆性还存在着一些未搞清的问题。传统上把回火后室温下夏氏 V 型缺口冲击功的突然降低和夏氏转折温度的提高看作为脆性, 并一贯地与破坏时晶间断裂的

比例增加相联系。某些钢中还会出现断裂韧性和抗拉延性的降低,但这种情况并不总是与回火脆性的出现相一致。

早期认为,回火马氏体脆性(TME)与淬火后残余奥氏体在回火时的转变有关。然而,它忽视了已了解到的下列现象: i) 淬火后钢的冷处理(假定这种处理能最大限度地消除残余奥氏体)并不能消除脆化现象, ii) 残余奥氏体的转变不容易说明所观察到的晶间断裂的发生。然而,高合金钢的近期研究表明在脆性范围的断裂并不总是晶间的;断裂机构比如解理、准解理、纤维状、延性-脆性混合型、“贯穿马氏体板条”、马氏体板条间或马氏体领域的破坏均有报道。Grossmann 或许是设想碳化物沉淀结果和 TME 之间有着更为明确联系的第一位作者。这点已为 Klinger 以及他的同事们所证实。他们发现脆性与取代 ϵ -碳化物的片状渗碳体的形成是同时发生的,并且 TME 与不同回火温度下的回火时间有关,即在稍低于脆性特征温度以下的某一温度长期回火也会引起脆化。快速感应加热和冷却将会抑制脆性的这类研究,进一步证实了 TME 与时间有关。其他一些研究者提到 TME 的开始与形成粗化的渗碳体膜有关,一般可观察到这些膜在晶界或板条周界上形成。对加有硅和铝的高强度钢的研究工作支持碳化物沉淀对 TME 具有重要作用的观点。硅和铝都被认为是使渗碳体置换 ϵ -碳化物推迟至更高回火温度的元素,并发现这种含硅和铝的钢其脆性温度范围也相应地移向较高温度。其它一些研究者提出,除了粗大的碳化物沉淀以外,高的位错密度也是发生脆性的一个要素。King 等人提供了交互作用的论证,他们发现在室温以下断裂的钢, TME 区移向较高的回火温度。

由于很多 TME 破坏是晶间断裂,因而另一些理论就集中到残存杂质元素在晶界偏聚的作用方面。例如,已发现加入合金元素

铬和锰,以及一定的杂质元素磷和氮的存在,就会增加脆性程度,俄歇(Auger)摄谱仪可直接测定在 TME 晶界断口表面上偏聚的磷和氮。对在实验室制备的,与脆化敏感的工业用钢具有同样额定成分的高纯度钢进行实验时,在室温下观察不到脆性现象*,这就以最令人信服地证实杂质对 TME 的作用。这促使 Banerji 等人提出了 TME 机构本质上与高温下回火脆性机构相似,这机构包括残存杂质的偏析,例如 P 、 N 偏聚**到原来奥氏体晶界,这种偏析是由锰可能还有硅的共同偏聚所引起的。此外,还提出当碳化物长大时,抑制杂质元素,造成碳化物与基体相界面上的杂质浓度局部提高,以此试图说明杂质和碳化物沉淀的综合作用。最近,注意力再一次集中在以回火时残余奥氏体的分布、形态、热稳定性、机械稳定性等新论据为基础的,残余奥氏体对 TME 的作用上。本研究的主题是按照这些新资料去确定残余奥氏体的作用,以试图阐明普通工业用超高强度钢 TME*** 的特有机构。然而,我们认为一定成分钢的脆性不能只归结为一种机构,诸如:板条间碳化物沉淀、残余奥氏体分解、或杂质偏析,事实上,几乎总是几个因素的综合结果。我们的目的是:明确地证明残余奥氏体作为促进回火马氏体脆性开始的一个主要影响因素。

实验过程

研究材料是两种工业用超高强度钢(AISI4340、300-M),它们的合金成分(按重量百分比)表示于下:

* 近期工作表明 TME 脆性区在 -196°C 试验中再出现。

** 最近已经表明,这样的偏析在原来奥氏体化时就出现,并不是在回火时才出现的,如同一般回火脆性的情况。

*** TME 名称将适用于观察到的相应的脆性现象,并不只限于完全马氏体钢。

	C	Mn	Cr	Ni	Mo	Si	S	P	V	Cu
4340	0.41	0.80	0.79	1.75	0.23	0.26	0.004	0.006	—	0.06
300-M	0.42	0.76	0.76	1.76	0.41	1.59	0.002	0.007	0.10	—

300-M的成分除多加入约1.3% Si (重量百分数)外,基本上与4340钢相同。两种炉次的钢材都属于优质航空用钢(真空-电弧重熔),加工成完全退火状态的热轧棒材。热处理之前,把材料热锻或热轧到所需厚度,随后缓冷,并在650°C 球化处理,以获得良好的切削加工性能。试样经870°C 奥氏体化一小时,然后采取以下三种冷却方式中的一种来进行冷却(图1),即i)直接淬入搅动的油,ii)以相当于1英寸(25毫米)或2英寸(50毫米)厚板空冷的速度连续地缓慢冷却,iii)油淬前先经250°C* 保温1小时的等温转变(相当于分级淬火)。

表1列出了所研究的两种钢的冷却方式。冷却后,试样在200~650°C 温度范围内回火1小时。所有组织的原先奥氏体晶粒尺寸约为20微米。按照相应的ASTM标准,采用25.4毫米标距的圆柱或平板拉伸试样来测定室温下单向拉伸性能,采用25.4毫米厚1-T小型拉伸试样以测定平面应变断裂韧性(K_{IC})。除去650°C 回火的试样外,其它所有实验按这种标准所测的 K_{IC} 值是正

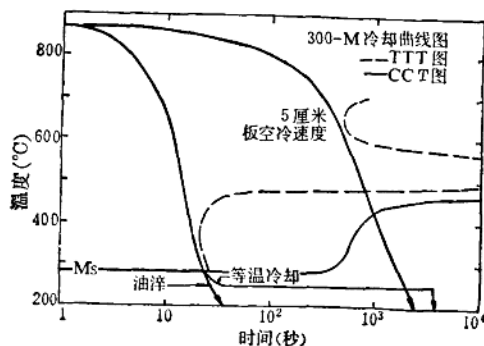


图1 300-M钢转变图上所研究的几种冷却曲线示意图

确的。估计650°C 回火试样的韧性可采用以下方法: i)最大载荷下等能量试验, ii)在断裂一开始时,采用电势方法测定 J_{IC} 值。采用ASTM标准的夏氏V型缺口冲击试验,来与断裂韧性值作比较。所有试样都沿着轧棒纵向截取。

采用光学显微镜和透射电镜描绘显微组织特征,采用扫描电镜研究断口形态。采用标准的X-射线技术和磁饱和感应法测定所研究组织中残余奥氏体数量,这两种方法测定的奥氏体体积分数达到一致,误差在±1%之内。在单向拉伸试验时,通过连续检测钢的磁饱和度,来确定奥氏体对于变形的机械稳定性。利用无奥氏体标准定标方法,测定钢中原始奥氏体数量。用透射电子显微镜一般明暗场象方法,鉴定残余奥氏体的分布和形态。从抛光并经深度侵蚀的金相试样上萃取复膜,进行衍射花样的分析,以鉴定碳化物类型。

表1 所研究的几种热处理

钢	870°C 奥氏体化1小时后的冷却方法	符号
300-M	油淬	300-M-QT
300-M	250°C 等温1小时	300-M-ISO
300-M	缓慢冷却(相当于50毫米板的空冷)	300-M-AC
4340	油淬	4340-QT
4340	缓慢冷却(相当于25毫米板的空冷)	4340-AC

* 250°C 等温温度对4340而言,相当于 M_s 以下50°C的转变温度,对300-M而言,相当于 M_s 以下20°C的转变温度。

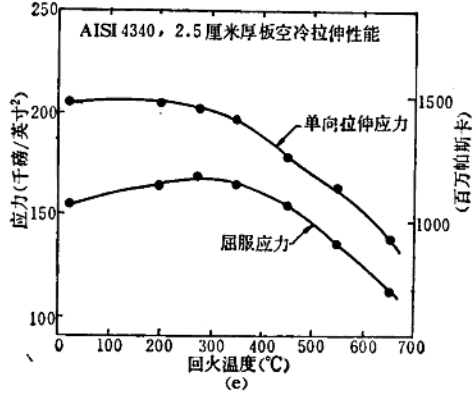
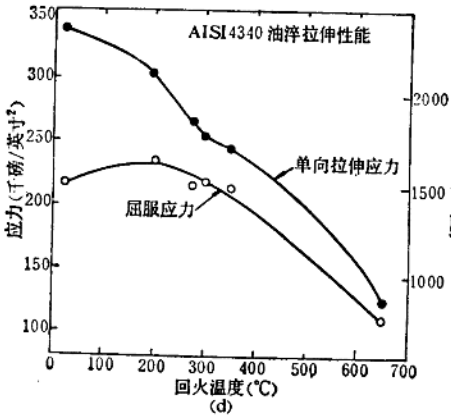
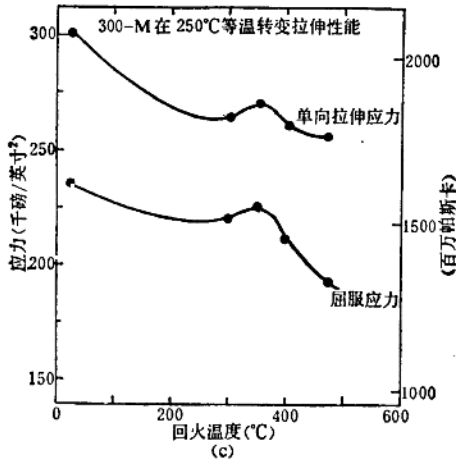
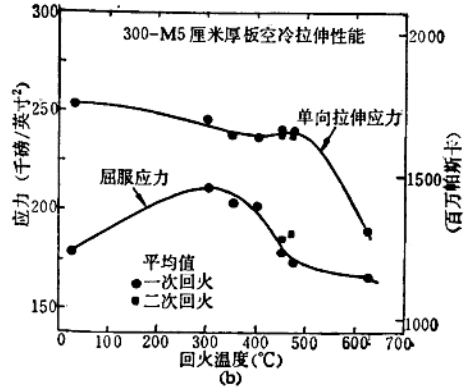
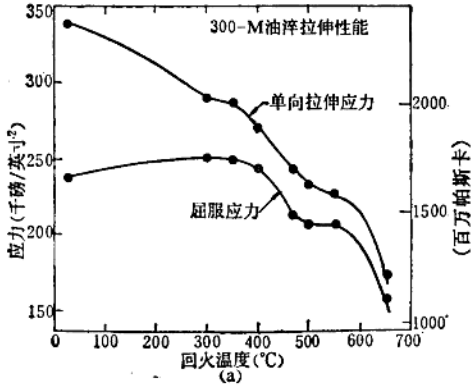


图2 回火温度对所研究几种热处理室温下单向拉伸性能的影响。

(a) 油淬 300-M 钢, (b) 空冷 300-M 钢 (50 毫米厚截面), (c) 300-M 钢等温转变 (250°C 1 小时),
 (d) 油淬 4340 钢, (e) 空冷 4340 钢 (25 毫米厚截面)。(冷却前, 均在 870°C 奥氏体化 1 小时)

结 果

图1的曲线和表1示意地表明了所研究的几种热处理方式,即奥氏体化后油淬、空冷和等温转变。

图2表示了按五种不同方式处理后,试样的室温单向拉伸性能,它们是回火温度的函数。300-M油淬(300-M-QT)经300°C回火达到峰值强度[图2(a)],比空冷(300-M-AC)和等温转变(300-M-ISO)后的强度值要明显较高。后两种处理也在300°C回火后达到峰值强度[图2(b)和(c)]。AISI 4340含硅量比300-M低,所以在200°C回火后就达到强度峰状态[图2(d)和(e)],油淬组织(4340-QT)强度比空冷组织(4340-AC)强度要明显较高。显然,300-M含硅量高导致了 i) 由于硅固溶强化作用,使300-M整个强度值都比4340高, ii) 回火动力学变化,改变了出现峰值强度的相应回火温度,4340的峰值强度出现在200°C,而300-M在300°C*。对于各种冷却方式,拉伸性能始终随回火温度而变化,冷却方式的特性对显微组织和断裂性质具有明显的影响。每种冷却方式的结果综合于下。

A) 300-M 钢油-淬处理(300-M-QT)

图3表示300-M油淬(300-M-QT),室温平面应变断裂韧性(K_{IC})随回火温度的变化。尽管淬火状态(未回火)韧性是低的($K_{IC}=35$ 百万帕斯卡 $\sqrt{\text{米}}$),但经300°C回火后断裂韧性迅速增加到65百万帕斯卡 $\sqrt{\text{米}}$ 。在较高温度400°C回火,尽管强度减小,还是引起 K_{IC} 值稍微降低[图2(a)]。在夏氏V型缺口冲击功的图上出现“韧性谷”(图4),这就是回火马氏体脆性(TME)。然而,可以看到钢淬火回火后的脆性仅导致很小的韧性降落(~5百万帕斯卡 $\sqrt{\text{米}}$)。高于400°C回火引起韧性显著增加,而钢的强度是降低的。断裂模型随着回火温度的变化示于图5。由延性断

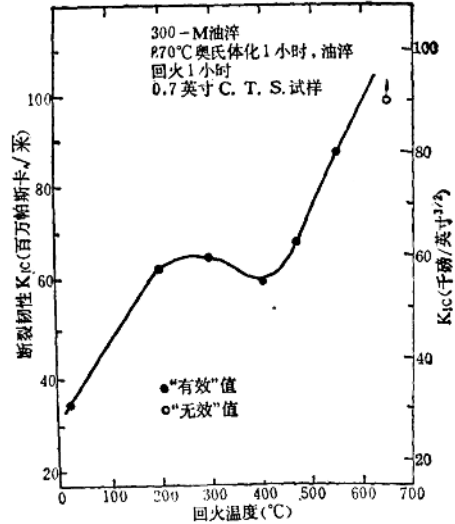


图3 回火温度对300-M钢油淬后室温平面应变断裂韧性(K_{IC})的影响

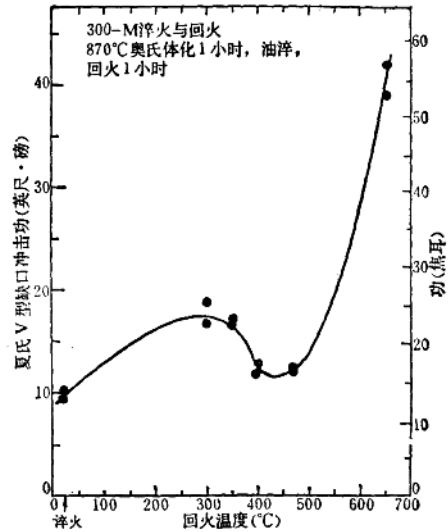


图4 回火温度对300-M钢油淬后室温夏氏V型缺口冲击功的影响

裂(微孔聚合),晶间和穿晶解理的混合模型引起淬火组织的破坏[图5(a)]。300°C回火组织(TME谷“顶”),以及400°C回火组织

* 上述回火温度与在油淬后工业上采用的处理温度相一致。

(TME 谷“底”)的破坏是由延性断裂模型引起的[图 5(b) 和 (c)], 400°C 回火的破坏模型还带有一些穿晶解理的迹象。650°C 回火组织的破坏是 100% 延性断裂[图 5(d)]。

图 6 是 300-M 经油淬后的显微组织, 是

一种板条状马氏体组织, 伴有一些孪晶, 并在板条周围包敷着几乎连续的残余奥氏体膜(厚度为 100~200 埃)。在 300°C 回火状态下, 碳化物被鉴定为 ϵ -碳化物, 而在回火温度超过 400°C 时才是渗碳体。发现残余奥氏

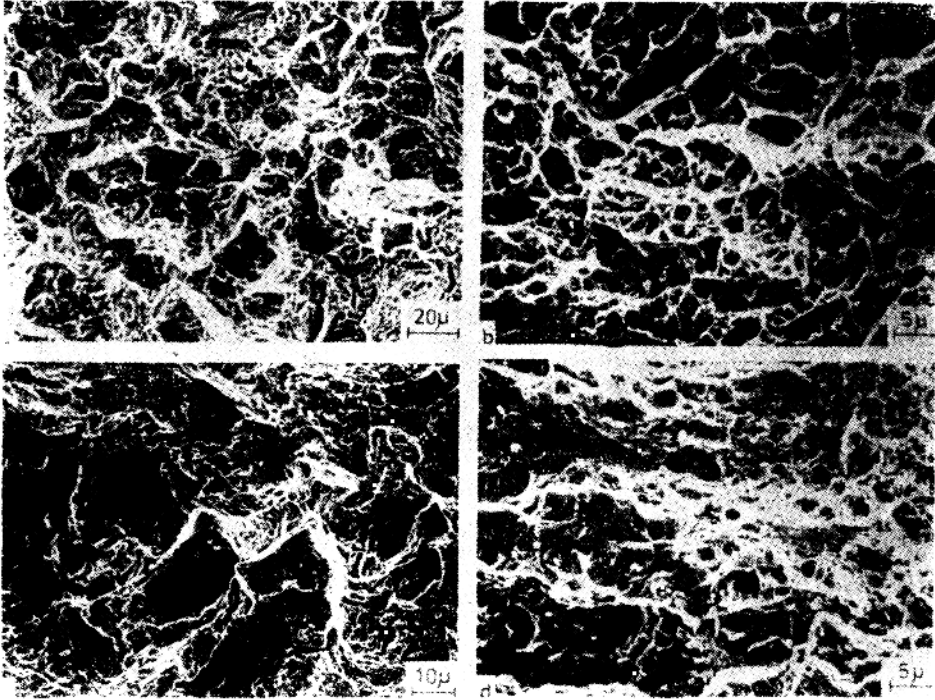


图 5 300-M 钢油淬断裂机构, (a) 未回火状态, 是一个延性破坏, 准解理和沿晶破坏的混合模型, (b) 300°C 回火, 显示出延性破坏, (c) 400°C 回火, 显示出延性破坏和穿晶解理, (d) 650°C 回火, 显示出延性破坏

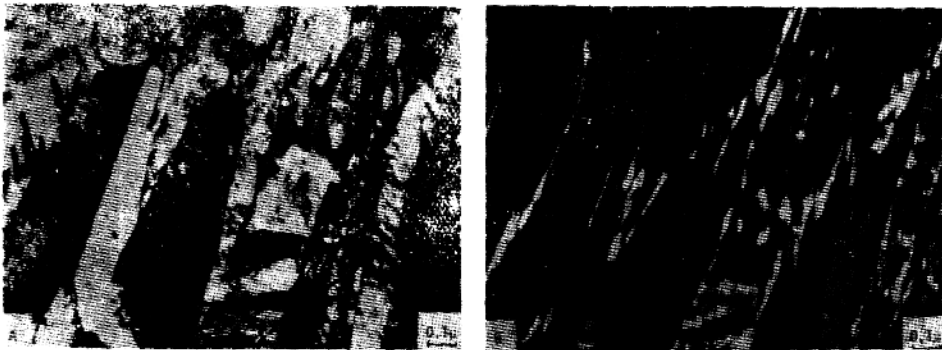


图 6 300-M 直接从 870°C 油淬的透射电子显微镜照片, 显示出残余奥氏体膜围绕在马氏体板条周围: (A) 明场成象; (B) 相反衬度的奥氏体反射暗场成象

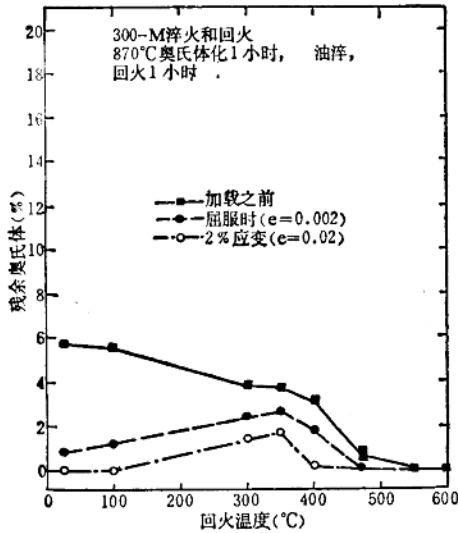


图7 300-M 油淬,用磁饱和方法测量残余奥氏体百分数随回火温度的变化。曲线表示原来值(未受应力),经0.2%应变(即屈服)和2%应变后未转变的值

体的稳定性与加热过程和加载状态有着明显的函数关系(图7)。图7表示用磁饱和方法*测量残余奥氏体体积分数随回火温度的变化情况: i) 未受应力显微组织状态, ii) 在0.2%应变后(即屈服之时), 以及 iii) 在2%应变后。现在区分下述两种变化是重要的, 即没有应力作用(加载之前)的奥氏体百分数的变化, 这种变化, 就回火温度而论, 代表了残余奥氏体的“热稳定性”, 另一种发生在应变后奥氏体的百分数变化, 这种变化就回火温度而论, 代表残余奥氏体的“机械稳定性”**。首先就热稳定性而论, 显然, 油淬后残余奥氏体约有6%, 随着回火温度升高, 一直到400°C, 还有4%奥氏体保持稳定。当回火温度高于470°C时, 残余奥氏体的分解才能基本上完成。对未受应力与经受0.2%、2%应变的残余奥氏体机械稳定性相比较有些不同。很清楚, 未回火组织中存在的奥氏体极不稳定, 所有原来的残余奥氏体除去1%以外, 全部由于屈服变形(0.2%应变)而

转变了。回火温度约在300~350°C时, 机械稳定性最大, 但到400°C时, 残余奥氏体又重新变得机械不稳定, 它与出现TME的回火温度相对应。

B) 300-M 钢-空冷(300-M-AC)和等温处理(300-M-ISO)

图8、9表示300-M钢经空冷和等温处理后, 断裂韧性随回火温度的变化曲线, 与图3所示的油淬处理300-M钢比较, 显示出同样倾向。经300°C回火后再次达到韧性峰值, 韧性显著提高($K_{IC} \sim 90$ 百万帕斯卡 $\sqrt{\text{米}}$), 这与空冷、等温转变组织的低强度事实相一致。然而, 最明显的不同大约是在470°C时出现的回火马氏体脆性谷特别大, 即这种状态下的韧性降落在35~45百万帕斯卡 $\sqrt{\text{米}}$ 之间, 而油淬状态下韧性降落在5百万帕斯卡 $\sqrt{\text{米}}$ (图3)。夏氏V型缺口冲击功曲线出现与300-M-QT相似的倾向。300-M-AC与

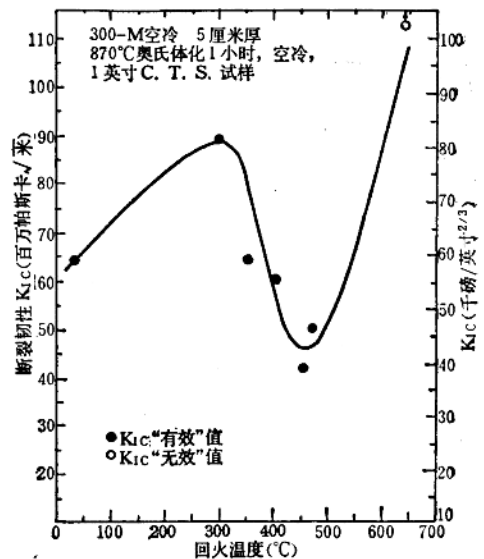


图8 回火温度对空冷300-M钢(板厚50毫米)室温平面应变断裂韧性的影响

* 用X-射线方法核实最初的奥氏体体积分数。

** 机械稳定性, 习惯上认为是在相变后变形的奥氏体稳定性, 与相变应力所造成的奥氏体稳定性相反。

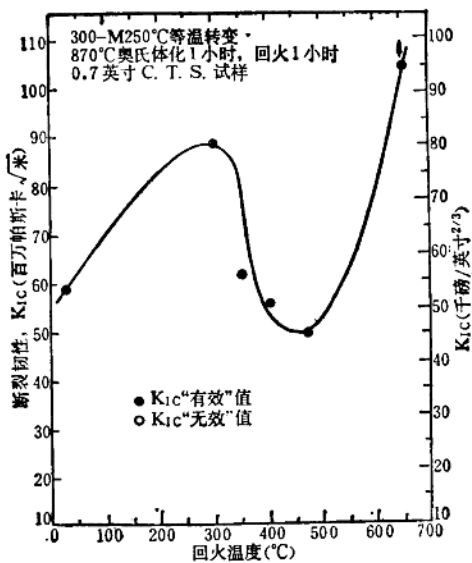


图9 回火温度对250°C等温1小时处理的300-M钢室温平面应变断裂韧性的影响

300-M-ISO的断裂机构相似。300°C回火后的组织(TME的‘顶’)破坏由延性断裂造成,而470°C回火后的组织(TME谷的‘底’)破坏由板条间解理的分机构造成(图10)。可以看到与油淬的情况一样,没有与TME相关的晶间断裂。

300-M-AC与300-M-ISO的显微组织也很相似,但与油淬的显微组织相比有显著的不同。图11表示300-M-AC状态,经300°C回火后的明、暗场电子显微镜照片,照片表明主要是贝氏体组织,其中包含有大量厚的($\sim 500 \text{ \AA}$),在条片间的残余奥氏体膜。这两种冷却方式(300-M-AC与300-M-ISO),经300°C回火后,起硬化作用的主要碳化物经鉴定为 ϵ -碳化物,470°C回火后才是渗碳体。300-M-AC和300-M-ISO钢中回火温度与奥氏体热稳定性和机械稳定性的关系分

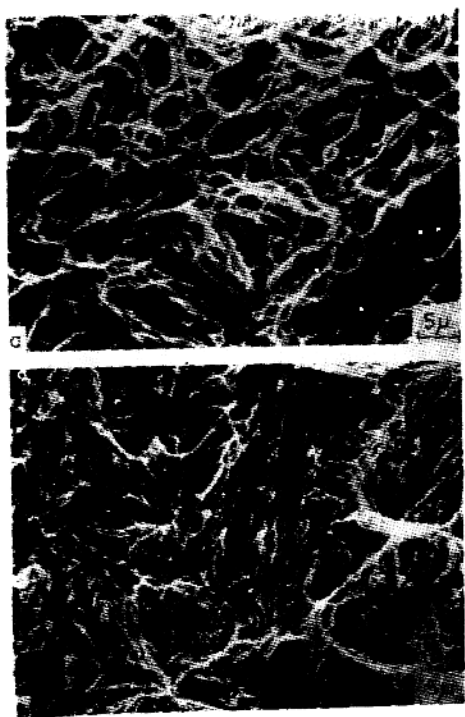


图10 经等温处理的300-M破坏机构, (a) 300°C回火显示延性断裂, (b) 470°C回火显示板条间解理



图11 300-M空冷, 300°C回火的透射电子显微镜照片, 显示出贝氏体-马氏体基体上有残余奥氏体膜: (A) 明场成象; (B) 相反衬度奥氏体反射暗场成象

别示于图 12 和图 13。在这些组织中,残余奥氏体的体积分数(形变前)明显地多于油淬组

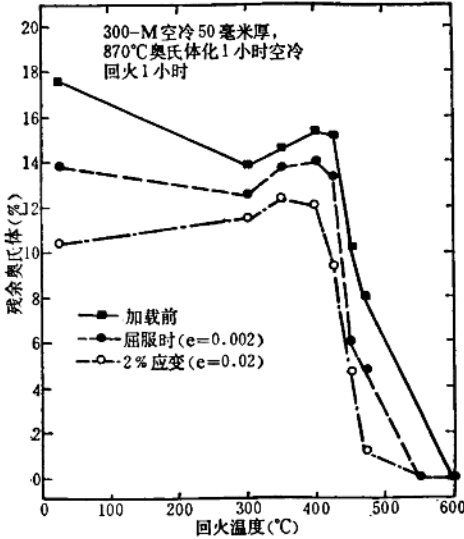


图 12 空冷 300-M (未受应力, 0.2% 应变, 2% 应变)用磁饱和方法所测定的残余奥氏体百分数随回火温度的变化

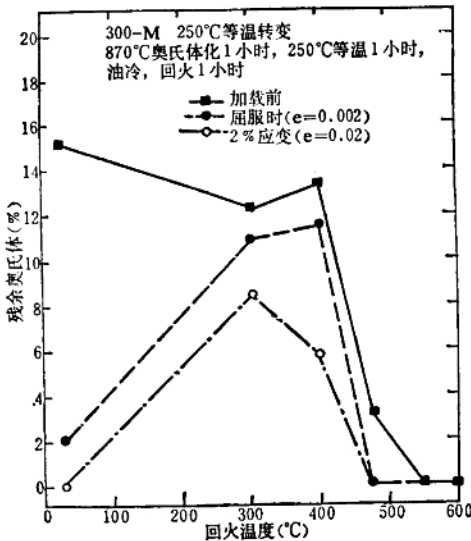


图 13 250°C 等温 1 小时的 300-M (未受应力, 0.2% 应变, 2% 应变)残余奥氏体百分数随回火温度的变化

织(见图 7),直到回火温度为 425°C 时, 13~16% 残余奥氏体仍稳定地保持着。高于 425°C, 由于在较高温度回火时奥氏体发生了分解,奥氏体量非常迅速地减少。300-M-AC 和 300-M-ISO 两种处理状态的奥氏体对于回火温度的机械稳定性是相似的,并且显示出与油淬组织同样的倾向(图 7)。在未回火状态,残余奥氏体又是机械不稳定的(300-M-ISO 状态经 2% 应变后,所有 15% 残余奥氏体发生了转变),但是,经 300°C 回火,残余奥氏体又成为十分稳定的。回火温度超过 425°C,可以看到出现了明显的机械不稳定性;它与回火马氏体脆性开始温度相同(图 8、图 9)。因此,显然 300-M 钢 TME 的严重程度直接与残余奥氏体的体积分数有关,并且,就形变而论,脆性开始的回火温度与奥氏体变得机械不稳定的回火温度是一致的。

C) AISI 4340 钢——油淬 (4340-QT) 和空冷 (4340-AC) 处理

由于含较低硅的结果,热处理的 4340 钢的特性与 300-M 相比是有些不同,除了显出较低强度以外,油淬 4340 钢 (4340-QT) 的韧性随回火温度变化表示在图 14。图 15 表示空冷 (4340-AC) 状态的 4340 钢韧性随回火温度的变化,这两种情况具有与 300-M 同样的一般倾向。然而,性能对温度的依赖情况已经迁移。由于 300-M 中硅起作用的结果,延缓了渗碳体形成,并扩大了 ϵ -碳化物存在的温度范围。因此,4340 钢经 200°C 回火达到强度与韧性的峰值,改变了 300-M 钢在 300°C 出现峰值的情况,并且可以看到 TME 谷特别小, TME 谷移向了低的回火温度,约为 275°C。夏氏 V 型缺口值显示出同样的倾向。

图 16 表示 4340-AC 在 200°C 和 275°C 回火时(分别位于 TME 谷的‘顶’和‘底’)的断裂机构。在 200°C 回火时发生带有孤立的解理刻面的延性断裂 [图 16(a)],但是,在

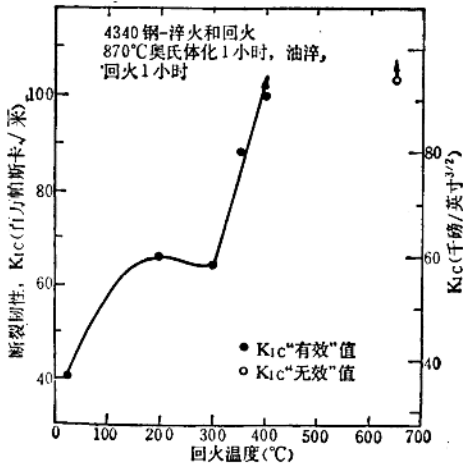


图 14 油淬 4340 钢, 回火温度对室温平面应变断裂韧性的影响

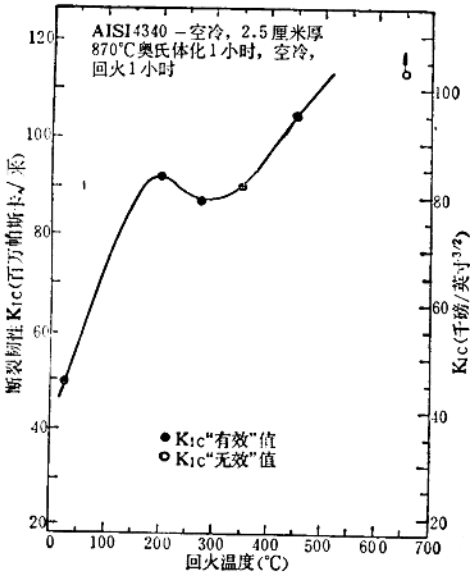


图 15 空冷 4340 钢(截面厚 25 毫米)回火温度对室温平面应变断裂韧性的影响

275°C 回火时, 完全是穿晶解理破坏 [图 16(b)]; 再次检测并没有明显的晶间破坏。

分析 4340-QT 显微组织表明, 如同 300-M 钢一样, 在强度峰和韧性最大值(即经

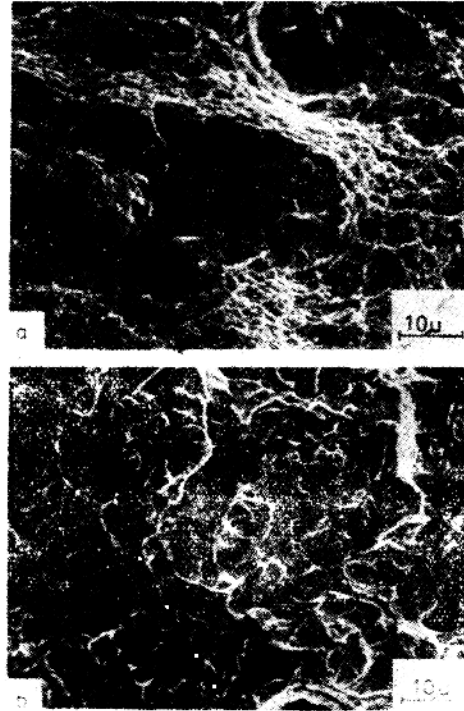


图 16 空冷 4340 钢破坏机构, (a) 200°C 回火, 显示延性断裂, (b) 275°C 回火, 显示穿晶解理

200°C 回火)时, 淬硬钢中的碳化物是 ϵ -碳化物, 而在 TME 谷底处(即经 275°C 回火)经鉴定是渗碳体。在板条马氏体的板条间存在着残余奥氏体薄膜。

图 17 和图 18 分别表示 4340-QT 和 4340-AC 残余奥氏体相对于回火温度的热稳定性和机械稳定性。显然, 残余奥氏体总数比 300-M 明显地要少(最大体积分数为 6%), 即使奥氏体化后慢冷(即 4340-AC 处理)并不象 300-M 情况那样会增加残余奥氏体体积分数。回火温度一直到 200°C, 奥氏体还相当稳定而不热分解, 超过 200°C 以后, 热稳定性和机械稳定性急剧下降。与 300-M 相比, 含硅量较低, 使得这些变化出现在较低的回火温度, TME 谷的数值是与残余奥氏体较少的总量相对应的, TME 开始的温度又与奥氏体的不稳定性相一致的。

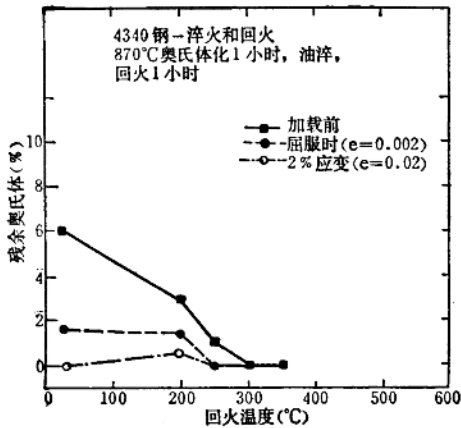


图 17 油淬 4340 钢 (表示未受应力, 0.2% 应变, 2% 应变), 残余奥氏体百分数随回火温度的变化

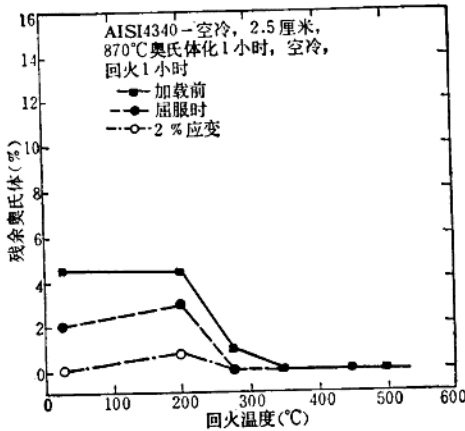


图 18 空冷 4340 钢 (表示未受应力, 0.2% 应变, 2% 应变), 残余奥氏体百分数随回火温度的变化

讨 论

如本篇引言中所描述的那样, 关于回火马氏体脆性, 目前所持观点认为脆性与渗碳体沉淀有关; 以及(或者)与残存杂质元素的偏析有关; 建立在残余奥氏体分解基础上的原了解说已被大大地低估甚至遗忘。然而, 从现代研究中已很清楚, 4340 型钢的回火马

氏体脆性取决于奥氏体对于回火温度的热稳定性和机械稳定性, 残余奥氏体的存在对脆性的开始和脆性的严重程度起着主要作用(表 2)。研究了上述两种钢的各种热处理, TME 的开始直接与回火温度范围有关, 在这个温度范围, 对形变而言, 残余奥氏体成为机械不稳定的。改变钢中硅含量, 会改变碳化物沉淀动力学, 但并不影响相互关系; TME 谷仍出现在奥氏体变成不稳定的回火温度范围。另外, 脆性根据 K_{IC} 值减小多少来定, 那末, 脆性大小直接与存在的残余奥氏体量成比例。因此, 空冷和等温转变的组织, 由于具有高的残余奥氏体体积分数, 尽管这种组织的强度低, 还是比油淬组织显示出更大的 TME 谷(图 2)。做进一步试验, 300-M 试样模拟 100 毫米厚板的空冷速度, 十分缓慢地进行连续冷却, 于是残留下了极高的奥氏体量($\sim 25\%$)。 K_{IC} 随回火温度的变化出现了一个很大的 TME 谷(图 19), K_{IC} 从谷‘顶’(300°C 回火) 110 百万帕斯卡 $\sqrt{\text{米}}$ 降低到谷

表 2 回火马氏体脆性现象一览表

钢种及热处理	出现脆性的回火温度	最大韧性降 百万帕斯卡/米	奥氏体分解的回火温度	奥氏体量 (%)
300-M 油淬	$\sim 400^\circ\text{C}$	5	$\geq 400^\circ\text{C}$	5
300-M 250°C 等温	$\sim 425^\circ\text{C}$	30	$\geq 400^\circ\text{C}$	12
300-M 相当于 50 毫米空冷速度	$\sim 450^\circ\text{C}$	40	$\geq 425^\circ\text{C}$	14
300-M 相当于 100 毫米空冷速度	$\sim 450^\circ\text{C}$	70	$\geq 425^\circ\text{C}$	25
4340 油淬	$\sim 275^\circ\text{C}$	5	$\geq 250^\circ\text{C}$	5
4340 相当于 25 毫米空冷速度	$\sim 275^\circ\text{C}$	5	$\geq 275^\circ\text{C}$	4

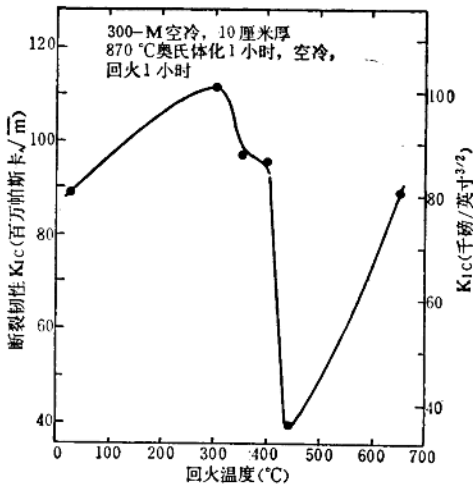


图 19 相当于 100 毫米厚板空冷后, 回火温度对平面应变断裂韧性的影响 (450°C 回火后韧性降低 70 兆帕 $\sqrt{\text{米}}$)

‘底’ (450°C 回火) 仅为 40 百万帕斯卡 $\sqrt{\text{米}}$ 。再一次发现韧性减少 70 百万帕斯卡 $\sqrt{\text{米}}$ 的开始与残余奥氏体成为机械不稳定的回火温度范围相一致, 在脆断的试样上并没有发现沿晶界破坏的迹象。显然, 作为 TME 一个根本原因的残余奥氏体机械不稳定因素不能不考虑, 并且, 对于 4340 型钢, 必须重新评价建立在残余奥氏体基础上对 TME 的解释。

早期的研究低估了残余奥氏体对 TME 的作用, 因为 i) 奥氏体化后进行冷处理, 并没有消除脆性, ii) 在低合金钢中脆性断口的沿晶界特征不能直接与奥氏体存在联系起来。低合金钢冷处理只能部分消除奥氏体* (附带说, 一般采用两次回火处理)。另外, 本研究以及其它一些研究, 已经清楚地证明了晶间断裂不是 TME 的必然特征, 特别在一些重要的工业用钢中更是如此。本研究中, 包含多量板条间奥氏体的组织具有最大的脆性谷 (300-M-AC 和 300-M-ISO), 它的破坏与板条间解理破断机构有关 [图 10(b)], 相反, 包含少量奥氏体的组织, 具有较小 TME 谷 (300-M-QT, 4340-QT, 4340-AC), 它的破

坏与穿晶解理 [图 16(b)] 或解理-微孔聚合 [图 5(c)] 混合破断型机构相连接。上述这些钢的脆性试样显然并没有晶间断裂, 但并不能低估, 杂质对 TME 的作用由于粗晶组织也可能引起一些晶间破坏, 然而这一种说法仅仅为了强调杂质的作用不一定是 TME 的一个主导原因。

本文研究了 TME 的另一个重要特点, 即对上述各种处理, 在强度峰 (同时也是韧性峰) 时淬硬钢的碳化物被鉴定为 ϵ -碳化物, 在脆性范围, 渗碳体取代了 ϵ -碳化物。此外, 透射电子显微镜 (图 20) 显示出, 在脆断组织中渗碳体已经沉淀为不连续的板条间薄膜 [图 20(c)]。其它一些研究者把 TME 谷的形成直接归结为由于板条间渗碳体沉淀。很显然, TME 的开始与板条间奥氏体膜机械不稳定性以及板条间渗碳体沉淀取代了 ϵ -碳化物这两个因素都有关。这两种现象明显地有连系, 因为碳化物是在高碳奥氏体膜的同一位置上沉淀析出。图 20 所示, 为脆化的 300-M-QT (经 400°C 回火) 板条组织暗场成象, 它证实了板条间界上同时存在着奥氏体和渗碳体。因此, 就 TME 发生程序论述于下。在上述的冷却组织中 (例图 7), 由于奥氏体化时, 碳的少量分配而造成机械稳定性和热稳定性, 在油淬组织中, 奥氏体残留成板条间薄膜。由于空冷或等温转变时, 碳的大量分配, 在慢冷组织中残留了大量奥氏体。然后, 板条间界上的高碳奥氏体成为奥氏体-马氏体板条间界面上脆性碳化物薄膜沉淀和长大的主要源泉**。一旦碳化物形成, 奥氏体变成贫碳, 并相应地变得机械不稳定。表 3 列出了 300-M-AC 在不同回火状态下的奥氏体点阵常数 (a_0)。经 470°C 回火后, 奥氏体点阵常数 a_0 减小, 这与奥氏体中碳的贫化是相一致的。在形变时, 不稳定奥氏体转变, 在

* 这些附加处理可减少奥氏体量约 2~4%。

** 目前研究表明, 渗碳体直接从含硅贝氏体钢的奥氏体中沉淀。

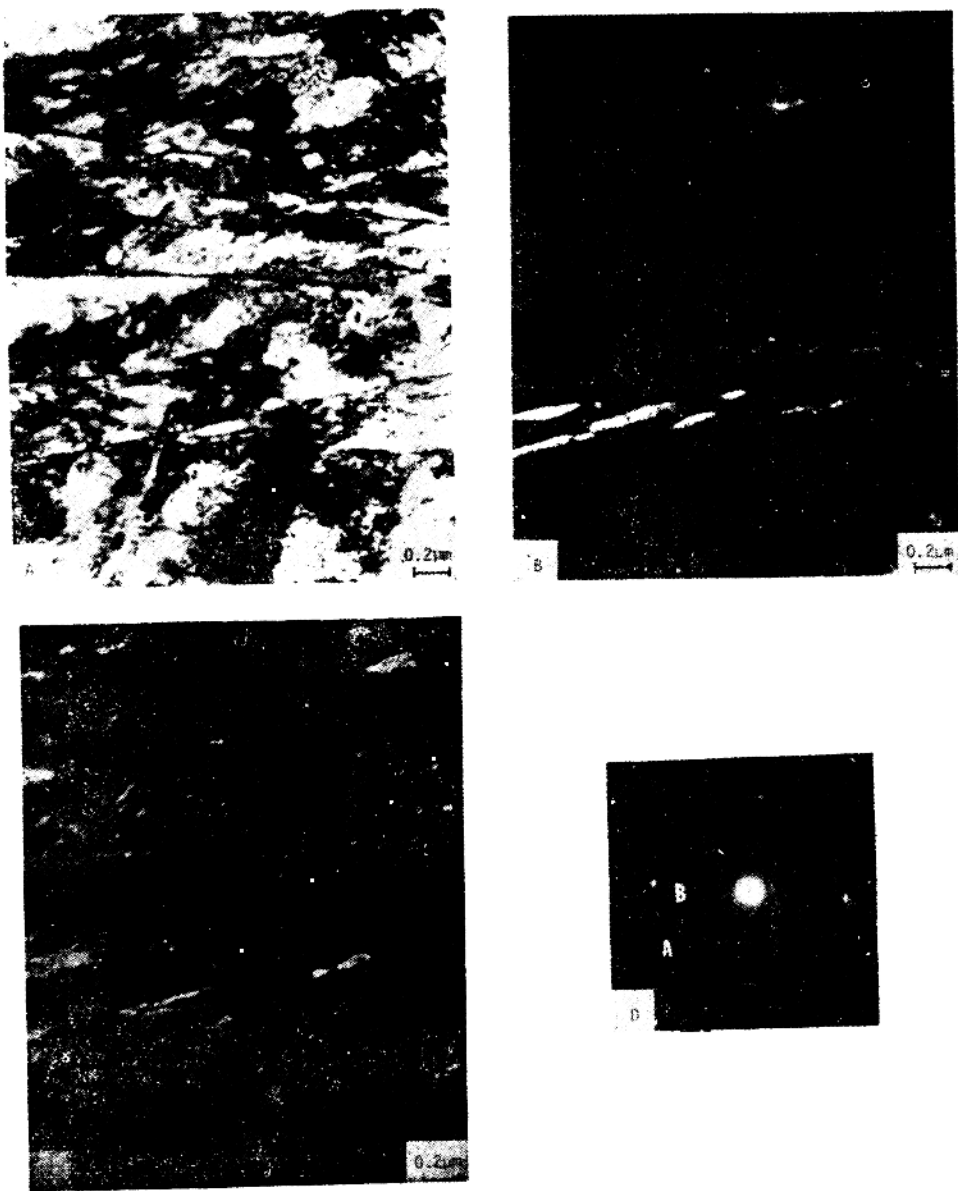


图 20 油淬 300-M 钢, 400°C 回火, 透射电子显微镜照片, (A) 明场成象显示出板条马氏体组织, (B) $(200)_\gamma$ 奥氏体相反衬度暗场成象, (C) 板条间界上不连续碳化物膜的 (102) 渗碳体反射的相反衬度暗场成象, (D) $[111]_\gamma // [010]_{Fe_3C} // [011]_\alpha$ 的衍射花样。A 是 $(200)_\gamma$, B 是 $(102)_{Fe_3C}$ 。