

有色金属合金文集

第三輯

輕合金

2

冶金工业出版社

有色金屬合金文集

第 3 輯

輕 合 金

2

冶金工業出版社

有色金属合金文集 第3辑

轻 合 金 2

冶金工业出版社出版(北京市灯市口甲45号)

北京市书刊出版业营业许可证出字第093号

冶金工业出版社印刷厂印 新华书店发行

— * —

1959年11月 第一版

1959年11月北京第一次印刷

印数 4,012 册

开本787×1092·1/16·195,000字·印张 $9\frac{6}{16}$

— * —

统一书号15062·1908 定价 1.00 元

目 录

高速钢的现状和展望	潘复生等 (1)
高强度低合金钢的发展	刘天模等 (6)
马氏体与下贝氏体复合组织的强化机制研究	武永春等 (13)
低合金钢的高应变低周疲劳性能研究	盛光敏等 (15)
冷轧带钢的光亮退火工艺研究	唐继明 (16)
热喷涂巴氏合金试验研究	王东曦等 (20)
5CrMnMo 超塑性研究	赵锦贵 (23)
耐热合金球铁的研究	李伟等 (26)
高速钢中的碳化物相	石功奇 (29)
铁基结构材料的合金化	吴晓林 (32)
用两阶段碳化法制取 TiC 粉	苏华等 (37)
残余元素对不锈钢的热加工性的影响	王玉等 (40)
TiO ₂ 钢锯条的预热回火强韧化热处理	田建国等 (43)
定量金相在 9SiCr 钢超塑性研究中的应用	王锋 (45)
Al ₂ O ₃ /ZrO ₂ 复合材料中的相变强化	张平 (50)
攀枝花建立铁粉生产线的技术经济分析	何安西 (52)
铀和 U-0.75Ti 合金的腐蚀与防护	吴培强等 (57)
微机-相变潜热分析系统的研究	赵晓林 (59)
切削刀具新时代的到来——介绍陶瓷刀具材料的发展	周宗发 (64)
半导体深中心探测技术评述	吴荣常等 (67)
赤泥洗涤沉降槽苛化新工艺	刘保伟等 (68)
热喷涂技术及其在工业上的应用	张崇才 (72)
激光相变硬化的若干理论问题	刘江龙等 (74)
氚增殖材料研究	黄中琪 (76)
岩石材料的变形机制	肖勤学 (82)
失效分析在工业生产中的应用	陈在禹等 (84)
利用自燃煤矸石改善水泥硬化体结构与强度的研究	褚庆利等 (86)
阳极材料的现状和展望	唐电 (90)
耐火材料模具磨损机理的探讨及提高其使用寿命的初步尝试	周清涛 (93)
植-铝结合鞣革的机理——重量分析法的研究	王远亮等 (97)
不饱和聚酯树脂型 B 级无溶剂滴浸漆的研制	马林泉 (99)
电触头材料的现状及其发展	张明江 (102)
用系统思想认识电触头材料的发展	张万胜 (107)
膏剂法快速渗硼的研究	伍玉娇等 (109)
高钙粉煤灰作胶凝材料的早强效应及水化机理研究	瞿理志 (112)
使用水泥矿化剂的几个问题	褚庆利 (114)
论文摘要	(117)

高速钢的现状和展望

潘复生 丁培道*

高速钢在工具材料中一直占有极其重要的地位。本文简要综述了近十几年来新型高速钢的研制, 表面强化技术的开发和应用, 金属学问题的研究等方面的重大进展, 展望了高速钢的发展前景。

一、引言

高速钢的研究和发展已有近几十年的历史。本世纪初, 典型钢号 W18Cr V4 诞生; 二十年代, 钴加入高速钢用来提高红硬性; 三十年代以后, W-Mo 系逐渐代替 W 系, 发展了 M2、M10 等钢种; 六十年代后, 开始研制基本高速钢和超硬高速钢, 发展了 M42、M47 等钢种。近十年来, 低合金高速钢、时效硬化高速钢、粉末高速钢的研制引起了各国的广泛重视, 发展迅速; 表面强化技术已在高速钢中开始应用, 效果显著; 由于实验技术的发展, 高速钢中金属学问题的研究也取得了许多突破性的进展。有关这三方面的科研论著每年约有 300—400 篇。

二、新型高速钢的研究和发展

1. 低合金高速钢

由于合金资源短缺和元素价格的升高, 近十几年来世界各国都非常注重发展低合金高速钢。瑞典的 D950, 波兰的 SW3S2, 联邦德国的 S-3-3-2, 我国的 W3Mo2Cr4VSi 和苏联的 11M5 等是这方面的成功例子。这些钢种的特点是在中、低速刀具和部分模具上, 性能不低于通用高速钢, 但合金度降低 20—50%, 成本降低 20% 以上。

SW3S2 的特点是碳化物高度弥散, 碳

化物不均度比 M2 和 T1 低 1—2 级, 最终淬火温度 1120℃, 适合于氧氮化处理, 在切削速度低于 30m/mm 的场合可有效地替代 T1 和 M2 制造各种刀具。D950 的特点是基体硬度高, V/C 配比控制在 1.2—1.3, 在许多场合, 硬度、耐热性、韧性和耐磨性等方面和 M2 相近。11M5 是无莱氏体高速钢, 热塑性高, 脱碳敏感性小, 刀具寿命和 M2 相当, 可磨削性优于 M2。W3Mo2Cr4VSi 是我国研制成功的第一个低合金高速钢, 用来制作高速钢手锯条、机用丝锥等刀具, 产品性能和用 M2、M7 等制做的国际名牌产品相近, 该钢淬火温度范围宽 (1120—1220℃), 可用来制造模具, 并适合于表面强化处理。

随着合金化的深入研究, 既节约合金元素又具有良好性能的高速钢是今后的发展方向之一。今后不能单纯用合金度来评价高速钢的性能。为了使低合金高速钢性能不低于正常的高速钢, 研究最佳合金化是必要的。

2. 时效硬化工具钢

时效硬化工具钢是近代兴起的一种工具材料。它具有典型工具钢的特性但, 并不是通过碳化物析出产生二次硬化, 而是通过金属间化合物的析出获得高硬度和热强性。其高温耐热性可比一般高速钢和超硬高速钢高 60—100℃ 以上, 热处理硬度高达 HRC67—69。

*重庆大学冶金及材料工程系

这类钢都是低碳或无碳的 Fe-W(Mo)-Co (Ni) 高合金钢, 如 H8K13M17T。

时效硬化高速钢在红硬性方面处于超硬高速钢和硬质合金之间, 硬度和韧性和超硬高速钢相近, 特别适合于镍基合金和钛合金的加工。七十年代以前的时效高速钢 W、Co 含量都很高, 各约 30% 左右, 价格极为昂贵。近十年来, 各国都在向降 Co 和以 Mo 代 W 的方向发展。并适当加少量 B、V、Ti、Nb 等元素, 形成了 B18M4K25、B14M7K25、B11M7K23 和 H8K13M17 等一些新型时效高速钢。

B18M4K25 主要依靠提高 $\alpha \rightarrow \gamma$ 相变温度以及采用金属间化合物 (Co, Fe)₇W₆ 进行沉淀硬化。该合金用于切削钛合金和铬锰钢时耐用度可比 W18Cr4V 提高 50—60 和 80—150 倍, 并且可显著提高切削速度。这种合金的缺点是材料较脆, 退火硬度过高 (HRC40), 含 Co 量仍然不低, 价格极为昂贵。苏联最近研制成功的 H8K13M17, 钴含量已大幅度下降, 加有 8% 的镍, 是 18Ni 马氏体时效钢的基础上发展起来的, 用真空或电渣重熔, 可锻性良好。该钢在 1180—1210℃ 淬火后时效, 冲击值可达 2.2kgf·m/cm²; 超过含 Co 的超硬高速钢, 时效硬度 HRC67—68, 650℃、4 小时红硬性仍达 HRC60。另一个时效高速钢 B11M7K23 的性能也不错, 其刀具在切削钛合金时, 寿命是 18-4-1 高速钢的 30—40 倍, 是 BK8 硬质合金的 8—10 倍。我国近年来也正在研制时效高速钢, 正在研究发展中的 W11Mo7Co21Ni 合金, 其硬度、红硬性、切削性能等都较好。

时效高速钢有一些性能特殊的优点, 如在淬火时可切削加工; 磨削性大大高于传统高速钢, 因而特别适用于制作小尺寸刀具及耐磨成型的高精度刀具。目前时效高速钢已被认为是解决象钛合金这类特殊难切削材料的成型切削和精加工最为理想的工具材料。如果时效高速钢进一步降低合金度, 提高韧

性, 而保持其红硬性、硬度不变, 那么其前途是远大的。

3. 粉末高速钢

到 70 年代末期, 正式生产粉末冶金高速钢材的只有美国和瑞典的二家工厂。两厂均从 1975 年开始研制, 目前年产量分别为 2000 吨和 4000 吨。粉末高速钢的成分特点是 Cr、W、Mo 含量和传统高速钢相近, 而碳、钒含量通常大幅度提高, 如瑞典的 ASP-60, 美国的 CPMREX76 等。近年来英国 Bradford 大学采用全密封真空烧结试制了一批粉末高速钢, 成分和 BT1、BT42、BM2、BM35 等熔炼高速钢相同。

粉末冶金高速钢的优点是碳化物细小, 分布均匀, 磨削性能好, 淬火变形量小。但在使用性能及今后发展上却存在较大分歧。人们喜欢用高牌号成分的粉末高速钢与普通牌号的熔炼高速钢做切削寿命对比试验, 这显然是不客观的。粉末高速钢应该有自己的成分特色, 只有这样, 才能表现出较佳的性能。看来, 采用粉末冶金方法制造介于硬质合金和现有高速钢之间的工具材料是有希望的。这方面国内外都做了一些工作。我国用 TiC 和 Al₂O₃ 做为弥散相 (约占 10%V) 制造的粉末冶金工具材料 (Fe-4Cr-3.5—5Mo-1V-TiC 或 Al₂O₃), 在大幅度降低合金度的情况下, 其切削性能仍和 M2 接近。国外 M·Hirano 等人正在开发超氮粉冶高速钢, 初步研制的 KHA5NH 和 KHN7NH 高速钢, 其硬度几乎与硬质合金相同, 但仍保持良好的韧性。二次硬度大于 HRC70、 σ_b 大于 250kgf/mm², 工具寿命和硬质合金相当。

制粉是生产粉末高速钢的关键, 而这主要取决于科研的进展。一些国家, 如联邦德国已把粉末冶金列入今后十年材料研究的几个发展重点之一。这对粉末高速钢的科学研究是大有好处的。可以说是发展粉末高速钢的最有利时期已经到来。

4. 通用型高速钢和超硬高速钢

我国的 W9Mo3Cr4V 和 M2Al、W1-2RE, 美国的 M61、M62 等都是近年发展起来的通用高速钢和超硬高速钢。其中 W9 通用高速钢已在我国得到广泛应用; M2Al 出口美国, 具有强大的竞争力。

三、表面强化技术的研究和应用

近年来, 高速钢热处理工艺的重大的进展主要是表面强化技术的研究和成功应用, 如气相沉积 (PVD 和 CVD)、离子注入、激光加工、无公害盐浴软氮化、超声波处理等。其中, PVD、CVD、激光加工等可望在今后十年内得到广泛应用。此外, 在传统的高速钢热处理工艺上也进行了许多有益的改进。

1. 表面薄膜强化

(1) PVD 和 CVD

物理气相沉积 (PVD) 和化学气相沉积 (CVD) 是近年来国外发展的最新表面处理技术, 目前在美国、日本、苏联、联邦德国和我国都有所应用。1980年国际机床展览会上首次展出了高速钢刀具 TiN 涂层的试验品, 1981年第一次出售 TiN 涂层高速钢钻头。目前, 美国汽车工业中滚刀至少有 30—40% 采用 TiN 涂层, 联邦德国 Gühring 公司氮化钛涂层刀具占刀具总量约 5—10%。采用 PVD, TiN 涂层硬度高达 HV3000, 摩擦系数小, 耐磨性好, 可提高刀具寿命 2—10 倍。CVD 法由于涂层温度高, 涂层后还必须淬火, 效果和 PVD 法相近。

和 CVD 相比, PVD 的优点在于处理温度低。工具涂层后不必再淬火, 变形小, 外观好, 更适用于精密工具; 缺点在于设备装置受限制, 处理前表面状态要求很高 (否则, 表层和基体的结合强度下降, 易剥落)。相反, CVD 法则被认为适于变形公差大于

0.03mm 的刀具, 它的优点是可以密装, 产量大, 预先处理要求不高, 工艺容易掌握, 质量比较稳定。采用 CVD 法, 刀具变形量较大, 可以采用预先留余量的办法或者热处理后再作精加工。

PVD 和 CVD 成本较高, 对于一般通用型高速钢刀具, 普遍采用这种新技术, 经济上是否合算还有争议。但技术发展极快, 成本将会有所下降, 是刀具强化工艺中最有竞争力的方法之一。我国已有近十个厂家引进了 PVD 设备。有人预测, PVD 工模具将以每年 40% 的速率增长, 到 90 年代将占有 50% 的工模具市场。

(2) 离子注入

离子注入是加速器在几万到几十万伏电压下, 把某种元素的离子注入到金属表面的过程。注入的离子层厚约为几百至几千埃, 注入的效果可在几微米至几十微米的表层内起作用。高速钢刀具的离子注入尚在研究中。1984年美国的实用化试验已证实, 将氮注入高速钢刀具, 可使其寿命提高 2—12 倍。这种方法具有不受扩散规律的限制, 注入的剂量、深度和面积均匀性都容易控制, 注入层和底层没有界面, 工件没有变形, 表面精度高等优点。其缺点是注入过程需在真空 ($\sim 10^{-4}$ Pa) 下进行, 并且只适于能直射到的外表面, 处理小孔里面有困难。离子注入系统复杂, 设备昂贵, 因而成本较高, 国内有的单位正在研究。国外有人将离子注入与其它表面强化技术结合起来, 效果尤其明显。对工具制造业, 离子注入可作为较长远的项目, 争取逐步见到成效。

2. 激光加工

(1) 激光淬火和激光熔化

激光相变硬化的工业应用七十年代初开始于美国通用汽车公司。高速钢激光淬火的研况和应用是近几年的事。苏联在这方面研究较多。要求淬硬层较浅的工具可以利用激光直接加热淬火; 要求淬硬层较深的刀具可

以先作正常热处理,再用激光加热表面淬火。激光淬火不用冷却介质,辐照完毕后,自行空冷即可淬硬。如果利用高功率密度的激光短时照射材料,使表层快速熔化,那么表面熔化层的冷却速度甚至可超过形成非晶态的冷却速度而获得非晶态层。在激光淬火时,由于激光加热速度快,淬火温度比通常高,因此,尽管加热时间短,碳化物溶解仍然很充分,淬火层硬度很容易达到HV1000以上,表层晶粒很细小,红硬性比普通淬火明显升高(热硬性大概可提高80℃)。使用表明,激光淬火的工具寿命比普通淬火的提高2—3倍。据国外研究激光熔化表明,560℃回火硬度可达HV1050—1100,甚至高于HV1100。如果控制表层硬度为HV800—900,其材料的韧性可明显改善。最近,苏联已研制成一种用激光强化各种工模具的专门仪器。

(2) 激光合金化

激光合金化是高能密度激光束扫描复盖在工件表面的一种或多种元素粉末的混合物,使合金粉末和工件表面熔化或熔融,此时元素添加剂快速向内扩散,最后经快速冷却而形成所希望的表面合金化层。合金化层的深度为10—1000μm。高速钢表面合金化目前国内外只做了少量初步试验。今后较有前途的是在基体高速钢或低合金高速钢工件表面进行激光表面合金化。激光合金化时应用氩或氦气保护。

(3) 激光涂复

激光表面涂复与合金化处理的共性是快速熔凝,不同点是工件表层基本上不熔化,其表面不会形成合金化层,涂层和基体间是冶金结合。表面涂复可以是粉末状自熔性合金,也可以是化合物粉末。高速钢激光涂复比较成功的是用WC自熔性合金作为涂层。美国宾夕法尼亚大学在高速钢刀具表面涂以75μ的WC层,表面硬度达HV1500,提高刀具寿命2—3倍。国内有人正在试验高速钢工件表面用钴基自熔性合金作为涂

层,估计使用温度可提高到700℃。

把激光处理和表面成分调整联系起来将是一个很有前途的领域。更有意义而且更实用的是在激光处理过程中把合金化材料连续地送到工件表面上的处理方法。这种方法是在激光堆焊的同时,硬颗粒就被喷射到合金基体中以获得一个耐磨的表面。

3. 其它表面热处理技术

(1) 无公害盐浴软氮化

该工艺的主要特点是原料不含氰盐;熔化的盐浴中为高氰酸盐,含氰盐在3%以下。工件从盐浴中带出来的少量含氰根的盐,可以在含有 HO_2^- 和 OH^- 的盐浴中清洗,使工件表面生成兰黑色氧化膜,有防锈和美化外观的作用,达到商品刀具的要求。该法的主要优点是提高刀具寿命效果显著(2—6倍),操作方便,周期短,尤其适合于带柄刀具的局部处理。该工艺正在许多国家的刀具处理上大量使用。处理结果完全符合无公害标准。

(2) 超声波处理

苏联在这方面已进行了多年的研究。认为超声波处理可使淬火的M2钢第一类内应力减少20%;550℃回火可提高硬度1.5—2HRC。超声波处理后,淬火高速钢的表层硬度可提高到HV1000以上,硬化层达~100μ,提高刀具寿命约2倍。强化的原因是超声波使钢的表层形成很细的嵌镶块。这种方法设备简单,成本低。

(3) 脉冲淬火

脉冲淬火可以使材料表层的晶粒比正常淬火细化十倍左右,韧性得到明显改善。采用脉冲淬火,高速钢的表面硬度可达HV1050—1148。这种工艺特别适用于高速钢锯条的表面处理,硬化区能够精确地被控制。经过脉冲淬火,工具的使用寿命提高了2—6倍,切削速度增加了80%。如果成本能进一步降低,脉冲淬火技术今后可望在我国带齿高速钢工具的生产中得到推广应用。

(4) 蒸汽处理

蒸汽处理是一种老的表面处理方法,国外在刀具上早已广泛应用。近年来,美国又提出重新开发蒸汽处理,认为蒸汽处理效果较好,方法简便,应在机械工业中普遍推广。大量生产试验表明,蒸汽处理可提高刀具寿命 50% 左右。

国外应用较多的是先盐浴氮化,再作蒸汽处理。此法称复合处理。

四、金属学问题的深入研究

高速钢中金属学问题的研究一直受到各国学者的重视。近十年来,在高速钢铸态组织的精细结构、二次硬化碳化物的类型和位向、合金元素的作用、多元相图的测定和计算等方面又已取得了诸多重大的进展。

1. 高速钢铸态组织的精细结构

由于近十年来,钨钼系与钼系高速钢代替了高钨系高速钢,在生产中得到了广泛应用,因此有关凝固和铸态组织所研究的钢种也多选用含钼的高速钢。国内外在这方面做了许多细致的研究。研究表明:高速钢共晶碳化物有骨骼状、层片状、蜂窝状、棒状、谷穗状等多种。钨系高速钢主要是骨骼状的 M_6C 碳化物,周围有一碳化物“墙”,共晶莱氏体中 M_6C 和奥氏体的取向关系有 2 种, $(1\bar{1}1)_A // (240)M_6C$, $[2\bar{1}\bar{1}]_A // [001]M_6C$ 和 $(010)_A // (1\bar{1}0)M_6C$, $[00\bar{1}]_A // [001]M_6C$ 。钨系高速钢中 δ 共析体并不是以前普遍认为的层状,而是以丝束状为主,边缘有一椭圆形碳化物壳层。钼系高速钢主要是层片状 M_2C 共晶碳化物; δ 共析体很少,这和包晶反应的完全程度有关。骨骼状共晶的生长过程是 M_6C 碳化物的八面体晶核沿棱角扩展、长大的过程; M_2C 层片状共晶的生长是液相中原子通过二度形核向孪生沟槽添加、附着的过程。

2. 二次硬化碳化物的类型和位向

近年来,许多高速钢的二次硬化碳化物类型和位向已被确定。作者认为 $W_3Mo_2Cr_4VSi$ 中二次硬化碳化物以 MC 型为主,呈薄盘状,厚度 (2—3nm) 和直径之比为 0.3—0.4; MC 和基体满足 Baker-Nutting 关系, C. S. Wright 等人研究了 T42 高速钢 (粉冶和熔炼两种), 认为 MC 型碳化物沉淀对二次硬化起主要作用。A. M. EC. Bakayby 研究了 M42 高速钢, 认为二次硬化碳化物是立方的 M_2C , 随后向六方的 M_2C 转变, Wang Rong 等人研究了粉冶高速钢, 表明二次硬化碳化物 M_2C 和基体间满足 Pitsch-Schradr 关系, 认为 M_2C 呈不规则形状, 多数为薄片状。他们在研究中还发现了另一种位向关系:

$$(0001)_{M_2C} // (021)_{\alpha}$$

$$(11\bar{2}0)_{M_2C} // (100)_{\alpha}$$

$$(\bar{1}100)_{M_2C} // (012)_{\alpha}$$

从各研究者的报导文献表明,在二次硬化峰温度附近回火时析出的碳化物是 MC, 或者是 M_2C , 或者是它们的组合, 这主要取决于钢的化学成分和热处理工艺。对二次析出起作用的主要碳化物形成元素是铬和钼, 而钨和钨所形成碳化物的比例比溶入马氏体中的比例要大得多。这些碳化物的“混合”性质是颗粒细化和抗回火粗化的原因。在粉末冶金高速钢中测定出 MC 和 M_2C 的化学式分别为:

$$MC: (V_{0.32}, Mo_{0.39}, W_{0.37}, Cr_{0.21})C_{0.35}$$

$$M_2C: (Cr_{0.40}, Fe_{0.24}, Mo_{0.26}, V_{0.04}, W_{0.07})C_{0.28}$$

3. 合金元素的作用

十年前,硅还是高速钢中的杂质元素,近年来已在一些新研制的高速钢中作为合金元素加入,含量为 1—2%, 如 SW3S2, 6-5-4-2-Si, $W_3Mo_2Cr_4VSi$ 等。硅价低廉,可用来部分代替 W、Mo、Co 元素在

高强度低合金钢的发展

刘天模 何泽福*

在当今世界,原材料的短缺和能源危机,向现代科学技术提出了新的挑战,如何开发材料的最大潜力,节约原材料和降低能耗,这是现代材料科学发展面临的重大课题之一。为了寻求最大限度地发挥材料潜力的途径,材料科学家们作了不懈的努力。高强度低合金钢由于其低廉的成本和优良的综合性能,特别受到材料科学家们的重视,因而有了迅速的发展。

高强度低合金钢,又称HSLA钢,广泛用于桥梁、建筑、船舶、高压容器、管材及管线、运输工程及车辆等方面。它主要具有以下特点:

- 1) 屈服强度高;
- 2) 可焊性好;
- 3) 具有高的抗脆性劈开断裂和抗延性断裂的能力以及低的冲击转变温度;
- 4) 冷成型性好,特别是弯曲以及在板厚方向上的延伸和抗断裂的能力;
- 5) 可以用热轧材代替热处理材,以及提高钢锭收得率来降低成本。

断的能力并不重视,故含碳量一般较高。后来,随着焊接技术的发展,给冶金学家们提出了可焊性问题。为此,人们降低了钢中的碳,并通过增加钢中的锰含量来弥补因含碳

一、高强度低合金钢的历史背景

在本世纪初,钢结构的普遍形式是铆接。因此,早期的高强度热轧钢材是根据抗拉强度设计的,对焊接性能,成型性能和抗脆

*重庆大学教授

高速钢中使用,因而引起了世界各国的重视。各国相继进行了大量的研究工作。硅通过回火析出的碳化物并使其显著细化,可提高二次硬度1—3 HRC,但由于促进粗大的 M_6C 碳化物析出,而对抗回火稳定性不利,因而只适宜于在低合金高速钢中使用。在超硬高速钢中,硅不宜作为合金元素。在铸态,硅促进骨骼状 M_6C 碳化物的形成;在退火态,硅促进 $M_2C \rightarrow M_6C$ 反应的进行,因而对细化初生碳化物有利;在回火态,硅明显降低残余奥氏体量,因而可减少回火次数。

在高速钢中加入稀土元素进行孕育处理,可显著改善高速钢铸锭的铸态组织,从而改善高速钢的热塑性和大断面材的韧性。稀土本身除了净化外还有强化晶界的作用。研究微量稀土元素改善W18Cr4V钢的热塑

性的机理时指出,稀土主要是富集在晶界或相界上,它通过细化碳化物,改变其存在形态和分布,以及净化晶界等作用来减缓孔洞、裂纹的形成和扩展。在W18Cr4V中加入0.015—0.03%钆、铈、镨、钕等,可提高钢的强度和切削几个方面的工作应引起重视:

1. 高速钢中残余奥氏体的催化、稳定化机理和快速精确测定方法的研究;
2. 超硬高速钢和大断面高速钢韧性的改善以及低合金高速钢的最佳合金化研究;
3. 适合气相沉积的基体材料的研究和PVD、CVD的广泛应用;
4. 高速钢在辐照下的相变及相的稳定性研究;
5. 粉末冶金高速钢的合金化方法及生产工艺的研究。

量下降而引起的强度降低, 这就是原始的锰钢。随着焊接结构的广泛应用, 由于焊缝脆断而引起的失效, 提醒了对冲击和断裂韧性的重视。为了提高韧性, 含碳量越来越低, 锰含量越来越高。锰钢的发展, 给钢铁工业的发展开辟了一个新纪元, 进入了 HSLA 钢的时代,

1. 晶粒细化钢的产生

五十年代初, 细化的铁素体晶粒对屈服强度和韧脆转变温度的有利影响就已经显示出来了。但锰通过降低奥氏体转变温度来细化晶粒的重要性没有被人们完全认识。组织和性能的相互关系, 其研究方法的最新进展促进了常化细晶粒钢的产生。起初, 晶粒细化是通过加入 AlN 元素达到的。后来, 发现其它添加物如钒、铌和钛对沉淀强化和屈服强度也有促进和提高, 这样又发展了沉淀硬化钢。

2. 控制轧制的发展

沉淀硬化钢的发展使钢的屈服强度大大提高, 同时也带来了一些问题。如铌钢在轧制状态下有粗大的奥氏体晶粒, 转变时易产生粗大的多边形铁素体晶粒或针状铁素体转变产物 (即贝氏体型组织), 所以冲击性能并不好。为了解决这个问题, 人们发展了控轧技术, 降低终轧温度, 并控制轧后冷速。用这种方法, 可获得细的奥氏体晶粒, 进而得到细的铁素体晶粒, 同时还保留了沉淀强化的作用。用控轧的方法, 可使屈服强度达到 450—525MPa, 并具有良好的低温冲击韧性。

3. 夹杂物形状的控制

随冶炼技术的进步, 人们开始注意到夹杂物对性能的影响。当终轧温度降低时, 会引起非金属夹杂物呈条状或带状分布, 这对性能极为不利。为了解决这个问题, 人们在 HSLA 钢中加入铝、铈、钙, 使夹杂物的

塑性降低, 也就不会形成长条状或带状夹杂物, 实现了夹杂物形状的控制。这使韧性增加, 改善了夏比冲击能, 并降低了这些性能的各向异性。

二、现代高强度低合金钢的发展

1. 铁素体-珠光体钢

这类钢是 HSLA 钢的主要类型, 一般具有屈服强度高, 低温韧性好, 夏比冲击能高, 各向同性好, 可焊性好, 成型性好及成本低等优点。

1) 组织与性能的关系

这类钢的组织 and 性能之间的关系已被很好地确定下来。在生产中钢质的均匀性及试验技术的精确控制, 已经可以把屈服强度预测在一定的极限范围内。

在 1963 年 5 月的 BISRA/ISA Harrogate 会议上, Pickering 和 Gladman 提出了关于强度 (抗拉强度 UTS 和下屈服点 LYP) 和韧性 (ITT) 的扩展的 Hall-Petch 公式, 以及断面收缩率的另一关系式:

$$\begin{aligned} \text{UTS} (\text{N/mm}^2) = & 295.0 + 27.5 (\% \text{Mn}) \\ & + 82.6 (\% \text{Si}) + 3.9 \\ & (\% \text{珠光体}) + 7.8d^{-\frac{1}{2}} \end{aligned}$$

$$\begin{aligned} \text{LYP} (\text{N/mm}^2) = & 104.1 + 32.6 (\% \text{Mn}) \\ & + 84.0 (\% \text{Si}) + 17.5d^{-\frac{1}{2}} \end{aligned}$$

$$\begin{aligned} \text{ITT} (^\circ \text{C}) = & 63 + 44 (\% \text{Si}) + 2.2 \\ & (\% \text{珠光体}) - 258 (\% \text{Al}) \\ & - 11.6d^{-\frac{1}{2}} \end{aligned}$$

$$\begin{aligned} \psi (\%) = & 78.5 - 5.39 (\% \text{Mn}) - 0.53 \\ & (\% \text{珠光体}) - 328d \end{aligned}$$

这一工作具有创见性, 极为有用。强度公式的简单应用可得出表示不同强化机制作用的图, 这使得化学组成及显微组织对不同的碳和锰含量的钢的强化贡献清楚明了。这些公式的表达导致了 HSLA 钢领域的重大发展。

固溶强化一般不是很有效的,而且往往是昂贵的。置换式固溶体强化效果有限。而间隙式固溶强化又受其溶解度的限制,因而含量不可能达到很高。况且所有的溶质,特别是间隙式溶质,它们对于冲击转变温度都是有害的。因此,依靠固溶强化来提高HSLA钢的强度是很不划算的。现代HSLA钢强化的主要手段是晶粒细化强化,沉淀强化以及相变强化。

2) 合金设计的进展

一般来说,合金元素加到钢中是为了提高强度。正如前面所述,依靠合金元素的固溶强化是不可取的。现代HSLA钢合金设计主要是基于细化晶粒和沉淀强化来考虑的。在传统的HSLA钢中,含碳最高于1000ppm,含氮量高于100ppm。在这种情况下,一些微合金化元素如钒的细化晶粒的作用并不明显。实际上,铌、钒、钛等元素的相对强化效应主要是碳和氮含量的函数,也是加工过程的函数。由于钛在高温下形成的高温氮化物和硫化物对强度几乎没有什么贡献,因此,加入的钛有一部分是浪费掉了。而铌和钒在钢水中并不形成很多氮化物和硫化物,因而浪费量少得多。它们的强化效应主要取决于碳含量,为了最大的限度地利用微合金化元素,必须根据钢中的碳含量来确定微合金化元素的加入量。比较起来,铌是更有效的晶粒细化元素。钒是更有效的沉淀强化元素。钛可固定自由碳氮原子,可减少铁素体区的间隙元素,提高铁素体区的“纯净”程度。在低碳钢中加入千分之几的钛,就可基本控制住自由碳氮原子,出现连续屈服,这对改善成型性能非常有利。

3) 控制轧制

对尽可能细的铁素体晶粒尺寸的要求导致了控制轧制的发展。特别是沉淀硬化将导致脆转变温度升高,这更促使人们在控制轧制上动脑筋。早在20年代,人们就已经认识到低的终轧温度可导致力学性能的改善。但由于终轧温度的降低会引起轧机负载

增大,因而未能推广应用。随着人们对形变奥氏体再结晶机理的认识不断深化,控制轧制的工艺有了飞速的发展。现在已经确定,固溶体中的元素,特别是形变时形成非常细小的沉淀粒子,都可以阻止再结晶。这为控制轧制提供了理论依据。在理论发展的基础上,人们对控轧工艺进行了一系列的革新。主要体现在以下几个方面:

(1) 控制冷却 主要是通过控制终轧后的冷却速度来实现的。加速冷却可使铁素体晶粒更细,在适当的化学成分下,可形成强韧的低碳贝氏体。加速冷却还可使沉淀相细化,并可消除珠光体条带。

(2) 在控制轧制时道次间的冷却 传统的控制轧制的主要缺点之一是因降低终轧温度而导致加工时间过长,生产率降低。因此,研究试验了在延滞期甚至在各粗轧和精轧的道次之间,用加速冷却来减少加工时间的可能性。试验发现在控轧时,道次间的加速冷却对性能并无不利影响。

(3) 再结晶热处理 这是热机械处理的一种形式。在这种热机械处理中,人们企图保持由于在适当低的温度(900—1000℃)终轧所产生的细小静态再结晶晶粒尺寸,消除昂贵的和不方便的控制工艺。其目标是在于轧制后是从再结晶过的奥氏体而不是从“薄煎饼形的”奥氏体(即形变奥氏体)发生相变。

(4) OLAC方法 这是日本钢管公司发展的一种方法,又叫中间淬火。其工序是在轧制后立即以一种精心控制的每秒不超过15℃的速度把钢板冷到中间温度(不是室温)。但这种冷却速度必须精心地与钢板的成分和厚度相匹配,这样就可以省去随后的回火工艺。这种方法用于生产高强度的钕制。

2. 双相钢

HSLA钢具有极好的力学性能。它对于要进行压力成型的汽车部件(包括延伸成

型)还不能提供足够的冷成型性。因而必须改善强度与成型性之间的结合。双相钢的出现在某种程度上解决了这个问题。它是将铁素体-珠光体组织改变为含有马氏体-奥氏体岛(M-A相)的铁素体组织。这种组织不同于非连续屈服的典型的铁素体-珠光体组织。双相钢具有连续屈服的特征,屈服比低,并且在塑性变形开始后立即可有较高的加工硬化速率。其加工硬化速率随应变的增加而减少,均匀延伸可增加10%以上,总延伸率也大大增加。这就提供了优良的成型性能,并有可能在为低碳钢设计的压力机和模具上将这种钢压制成挡板、轮毂、底架等汽车部件。研究指出:双相钢的疲劳寿命、低温韧性,也比通常的HSLA钢好。正因为如此,双相钢可用于任何要求强度高,形状复杂和成型困难的场合。它填补了因形状复杂,不能用普通HSLA钢冲压成型的高强度冲压用钢的空白。

1) 双相组织的产生

目前,双相钢按生产工艺一般分为两种,一是热处理型双相钢,另一种是热轧型双相钢。

热处理型 这种工艺是将冷轧板材加热到双相区,保温一段时间,再根据其淬透性,以一定速度冷却,得到双相组织。M-A相的百分比,由钢的化学成分和两相区保温的温度来决定,一般要求M-A相的体积分数不超过25%。在一般轧制生产线上,在连续退火工艺的冷却条件下,采用合金含量较低的常规HSLA钢就可得到双相组织,这是很有意义的。

热轧型 Climax 钢公司1978年报道了在热轧状态下得到双相组织的试验,并得到了极有希望的成果。从而发展了Gr-Mo系热轧双相钢。这种工艺是在轧制输送辊道上控制冷却速度和轧制工艺,使之形成80—90%的细小多边形铁素体。这可节约大量热处理成本和设备投资,而且在普通的热轧生产线上稍加改造就可实现。日本人立足于其

先进的计算机技术和控轧能力很强的轧机,发展了价廉的Si-Mn系热轧双相钢。但这种钢要求严格控制轧制参数,所获组织为复相组织,一般轧机是很难生产的。

2) 组织和性能关系

很多学者对双相钢的形变行为和组织-性能关系进行了大量的研究工作,提出了许多理论。比较流行的双相钢强度理论,根据两相变形特征可分为三类。第一类以等应变模型为基础,即认为在变形过程中,两相变形相同。如长纤维复合材混合律, Mileiko 理论等。但大量的试验工作证明,这种理论仅适用于两相强度差别较小的合金,而在用于普通工程双相钢时则偏差较大。这类理论主要是认为马氏体体积分数与双相钢强度成线性关系。第二类则把马氏体看成硬质点,即认为在缩颈前马氏体根本不变形,这类观点以 Ashby 理论为代表,但由于两相的变形要受多种因素的影响,所以这种理论只适用于某些特定的情况。第三类介于以上两者之间,即承认马氏体变形,但其变形量比铁素体小得多。这类理论以 Ariki 塑性松弛连续介质模型, Tomota 连续介质模型, Tamura 中间模型为代表。这些理论从不同的角度将两相应变差这一重要特征引入,这还是比较合理的。另外,我国学者提出的短纤维强化模型,在一定范围内与实验结果也有较好的重合性。但由于双相钢变形行为极其复杂,很难定量描述组织因素对其影响。因此,到目前为止,还没有一个很成熟的理论来圆满地解释双相钢的变形行为。

一般认为,双相钢连续屈服是由于以下两个原因,一是双相钢铁素体基体中间隙元素少,铁素体比较“纯净”,不易形成柯氏气团。二是在冷奥氏体转变为马氏体时,由于相变体积膨胀会在相界附近产生大量位错,这些位错在受力时,极易运动,这就导致了双相钢的连续屈服。认为,在较低的应变条件下,高的初始加工硬化速率与冷却中奥氏体区向马氏体转变时产生的位错有关。

随塑性变形开始, 这些位错缠结在一起造成基体强化, 使加工硬化速率升高。

3) 双相钢的发展趋势

目前, 双相钢发展很快, 特别是热轧双相钢, 由于其节约能源, 节约设备投资等优点, 正受到越来越多的重视。但双相钢仍然存在着一些问题, 首先是刚性问题, 双相钢抗拉强度虽然比低碳钢高得多, 但弹性系数并不比低碳钢高很多, 在采用双相钢时, 减薄了厚度, 就会引起刚度下降。其次是点焊性不好, 在焊区附近, 双相组织发生变化, 使强度降低。再其次是价格太高, 特别是热处理型的双相钢, 需要专用设备, 加上热处理能耗、成本较高, 导致价格提高。Cr-Mo系热轧双相钢虽然省掉了热处理成本, 但由于含钼因而钢材成本较高。Si-Mn系热轧双相钢虽然成本较低, 但对轧机要求高, 生产上很难实现。所以, 现在各国都在努力试制无钼的、而且工艺性能也好的热轧双相钢。作者经过几年的工作, 研制出了一种符合我国资源特点、成本低廉、工艺性能很好的无钼热轧双相钢。

现在, 人们开始注意到, 双相组织比单纯的双相组织有更多的优点。事实上, 双相组织中的硬相若是马氏体加少量贝氏体, 将会有更佳的综合机械性能。这是目前双相钢研究中的一个热点。

3. 其它类型的 HSLA 钢

1) 贝氏体钢和针状铁素体钢

从组织形态上看, 针状铁素体与低碳贝氏体是很相似的, 是由含有高密度位错的板条铁素体晶粒组成。实际上, 针状铁素体与低碳贝氏体是属于两种不同类型还是属于同一类型的转变产物, 目前尚无定论。某些研究工作者指出, 在上贝氏体中, 铁素体板条间形成的碳化物具有脆性作用, 关键的区别是针状铁素体钢的含碳量极低($\sim 0.03\%$), 有效地消除了板条间碳化物而大大地改善了韧性。

贝氏体钢主要是依靠钼和硼对多边形铁素体相变有较强的推迟作用而对贝氏体相变力学影响相当小这方面的联合作用, 来达到在很大范围的冷却速率下得到全贝氏体组织的目的。贝氏体钢成型性和可焊性好, 韧性较佳, 抗拉强度可达 $600\sim 1200\text{MPa}$ 。虽然贝氏体钢具有高强度、韧性好、成本低等优点。但是由于其含碳量高(一般为 $0.1\sim 0.16\%$), 因此, 对于许多用途来说, 它的低温韧性还不够理想。

所以贝氏体钢的进一步发展, 有待于钢材生产技术的改变, 以促使其达到较低的含碳量。生产合适的钢的基本要求是: (1) 碳含量不大于 0.06% 。(2) 联合添加合适的合金元素, 以阻止多边形铁素体的形成并在 CCT 图中产生很长的平顶低温相变开始线。(3) 加入微合金化元素(通常加铌), 以产生沉淀强化, 以便控制晶粒尺寸, 特别是便于控制轧制。

基于这样的要求, 针状铁素体钢应运而生。其显微组织是针状铁素体+M-A 小岛。它广泛的用于管线和结构工程上。由于组织的复杂性以及许多组织参数难于取得定量测定结果, 所以, 针状铁素体钢的组织与性能之间关系不像对多边形铁素体组织那样了解的清楚。认为, 针状铁素体相变机制没有平面列阵的相间析出, 析出强化是在铁素体内析出引起的, 最大可能是在许多位错线存在的地方析出, 通常称这种析出为应变诱导析出。当含有少量细小多边形铁素体与针状铁素体混合时, 具有最佳的低温韧性, 但这使屈服强度略有降低。不过这种组织很难控制, 一旦多边形铁素体晶粒粗大, 则韧性和强度都要下降。

控制轧制对针状铁素体组织影响很大, 一般说来, 形变量越大, 终轧温度越低, 就会产生越多的极细小的多边形铁素体组织。较高的终轧温度则产生针状铁素体组织。

针状铁素体钢最初的发展是以高锰为主要合金化系列的。1969年, 瑞典人提出

Fama 系列锰钢。典型含量为 0.03% C, 4.5% Mn 和 0.1% Nb。这种钢在轧态下可达 730MPa 的 0.2% 屈服应力和低于 -40℃ 的转折温度。后来, Climax 钼公司提出了低锰系列的针状铁素体钢。这种钢含有 0.035% C, 1.4—2.0% Mn, 0.25—0.35% Mn 和 0.04—0.1% Nb, 在控轧状态下, $\sigma_{0.2}$ 可达 500MPa, 并有较佳的低温韧性。若加以 620℃ 回火, 通过附加的 Nb (CN) 沉淀而使屈服应力上升到 650MPa 而对转折温度很少损害。

2) 淬火+回火钢

发展 HSLA 钢的另一途径是采用淬火+回火的方法。因为大多数微合金化元素, 例如铌、钒或钛, 在 900℃ 的加热温度下不能溶入固溶体, 因此在回火时, 二次硬化的可能性是受到限制的。另外, 在较高的温度下加热, 就会引起奥氏体晶粒长大使冲击性能变坏。所以早期的淬火+回火钢都含有较高的碳, 还含有镍、铬和钼一类的合金元素。基于用铌、钒、钛可提高钼的效能, 以及在较便宜的钢中添加或不添加合金元素的情况下, 企图用钒取代较昂贵的钼。许多学者还研究了微合金化元素对淬透性的影响。结果表明, 在一定的奥氏体化温度下, 随合金元素的增加, 淬透性也增加, 直到相应的某些碳氮化物的溶解度极限为极大值。还有一些研究指出, 微量元素(钼、铌、钒等)与硼的综合作用可以增加淬透性。

从终轧温度直接淬火, 特别是采用控制轧制后可以得到最好的综合性能。一般地说, 较低的终轧温度可以得到较好的性能。直接淬火后, 在 600℃ 左右回火的钢, 最佳性能是 σ_s 在 850MPa 以上。当 σ_s 从 550MPa 提高到 850MPa 时, 转变温度从 -100℃ 升高到室温。这种钢都含有一定量的铌或钒。虽然其强度比铁素体-珠光体组织的高, 但其成本也相应要高一些。

3) 其它工程用钢

线、棒产品 混凝土钢筋是线棒材最普

通的一种形式。以前一般认为其强度取决于碳当量, 为了获得较高强度, 采用 0.3% C 或更高的碳量。用各种冷加工也可得到高强度, 但这不仅使塑性降低, 而且成本也高。为了保证塑性和可焊性的要求, 必须降低含碳量。由此产生的强度下降, 一般都采用微合金化的方法来弥补。通常, 钒与高氮量一起作为优先采用的添加剂, 铌钢也常被采用, 若辅之以微钛处理来细化晶粒, 加上沉淀强化的效果, 这样就可将屈服强度提高到所需要的水平。在生产工艺上, 由于用钒微合金化处理的钢中的 VC 和 VN 易于溶解, 所以可采取较低的再加热温度和降低终轧温度的方法来提高强度。VN 析出的结果, 不仅使沉淀强化效果提高, 而且可有效地防止室温应变时效的出现, 这对抗震混凝土结构是很有意义的。另一种生产工艺是在控轧之后, 改变控制冷却的工艺, 又称为自身回火处理法。这种工艺是在线材离开最后一架轧机时, 用高压水快速冷却, 使表层部分地转变为马氏体, 而中心保留为奥氏体。然后线材离开水冷装置空冷, 表层马氏体被回火。最后线材在冷却床上冷却, 中心奥氏体区在低温下转变为细小的铁素体-珠光体组织。这种组织可得到相当好的强韧性。

管材和型材 一般来说, 对简单形状的较轻的型材使用类似于线材采用的控轧控冷工艺。而对贝氏体或针状铁素体角钢, 则采用控制终轧温度的工艺。对任何产品形状来讲, 由于截面厚度的变化造成了控制终轧温度及控制冷却的困难。因此, 对控轧材料采用相变强化机制, 即使之形成针状铁素体而不形成铁素体-珠光体组织也许是更有益的。如碳-锰钢轨钢, 截面中各部位的终轧温度都是不同的。但可让这些不同的截面离开轧制线进行不同的热处理, 也可用水冷夹紧辊或精确控制的喷淋系统在线热处理方法来处理。常常需用正火来获得各种性能的最佳配合, 以及利用钛来稳定碳氮化物析出, 或采用感应加热或电阻加热使之快速奥氏体化的

方法来限制奥氏体晶粒长大。在无缝钢管生产工艺中,例如油田管线产品,常使用较高的终轧温度。为了改善各种性能,特别是改善韧性,必须细化热加工的奥氏体晶粒。这可通过加入相当高的合金元素,例如钒和高氮来实现。利用这种工艺就不必采用传统而昂贵的正火工艺。将终轧温度降低至900℃可进一步改善韧性。

锻钢 近几年,在锻造工业中应用HSLA钢具有很大的吸引力,特别是用于承受疲劳而不是冲击载荷的有关部件中。例如,汽车的连杆和曲轴。这种钢在联邦德国以DIN49MnV53标准化了。其典型成分为(%):0.49C,0.75Mn,0.1V,0.05S。由于这种钢在锻后自然成强迫空冷即可获得最终的优良性能,所以引起了人们很大的兴趣,也有人称它为非调质钢。由于高体积分数、相当“稀”的珠光体(较低的平均含碳量)的强化,以及在多边形铁素体和珠光体状的铁素体中的V(CN)的沉淀,这种钢在空冷时极限强度可超过850MPa。免去了淬火回火处理,也就免去了开裂的危险和锻造及机械切削零件的过度变形。由于具有一定的硫含量,所以铁素体-珠光体钢的另一个优点就是改善了切削性能。但微合金锻造钢的冲击性能比淬火回火钢差。

低温用钢 通常HSLA钢的低温韧性由冶炼过程中控制硫磷含量来保证,但在许多高寒地带,对HSLA钢的应用还是受到限制的。最近,重庆大学研究了微量铈对低碳及中碳钢低温冲击韧性的影响,发现仅加入非常微量的铈就可将韧脆转变温度降低20℃左右。这是低温用钢方面的又一条新途径。

三、高强度低合金钢的发展趋势

1. 合金化

为了提供不复杂的工艺,例如再结晶热

轧易于焊接,现在的趋势是朝着较低的碳当量和钛的微合金化相结合。这对于生产降低碳当量的钢板几乎都是用加速冷却技术来补偿强度损失,否则在具有较低碳当量的钢中,强度总是要下降的。尺寸达10mm的热带材钢可能朝着更高屈服强度(大于700MPa)的方向发展,这就为薄规格可焊性的淬火回火钢板提供了便宜的代用品。微合金化在形成更经济有效的工程钢方面已经做出了很大的贡献。现在,用价廉的合金元素和微合金化元素取代昂贵元素的研究是一个热点。在改造现有钢种时,应根据合金化理论的新进展,重新调整化学成分,使其更经济,更有效,也是HSLA钢发展的一个方向。通过便宜的硼处理或其它微合金化,在改善中碳、微合金铁素体-珠光体钢的轧态和锻态韧性方面,可望使所有标准的淬火回火钢将会获得高的马氏体淬透性。

2. 加工技术

随控轧技术的发展,加速冷却在钢板生产方面将会得到更广泛的应用,在要求有极好的焊接性能时尤其是这样。如果从容易处理的观点来看,再结晶热轧是非常有吸引力的,而且可代替生产中强度钢板的控制轧制方法。为获得细化奥氏体显微组织的非调质钢的研究正方兴未艾,联邦德国、日本及我国均做了不少工作。非调质钢在锻造部件上的应用将会日趋广泛。同样,与随后空冷和直接淬火相结合的棒材和型材的热机械处理,在工业上的应用也将有明显的进展。

马氏体与下贝氏体复合组织的 的 强 化 机 制 研 究

武永春* 艾世民**

本文从理论上分析了马氏体与下贝氏体复合组织的强化机制,得到了新的屈服强度与各组织参数的关系式,该式能较好地定量分析屈服强度与复合组织间的关系。最后,对马氏体与下贝氏体复合组织的研究现状进行了简要的评述。

马氏体与下贝氏体(M+B_L)复合组织具有优良和广泛的强韧性相配合,获得了越来越多的应用。但是对这种组织的强化机制研究还不十分完善。因此,本论文应用60Si2Mn钢分析了(M+B_L)复合组织的强化机制,并且简要地评述了有关的研究情况。

本试验的热处理工艺如表1所示。所有试样最后均在250℃回火1.5小时。

表1 试验热处理工艺

奥氏体化温度 ×时间参数 (℃) min/mm	等温 温度 (℃)	等温 时间 (s)	下贝氏 体量 (%)	注
860×1	0	0	0	等温 后油冷 得到M
	320	40	~30	
		60	~40	
		85	~45	
		210	~60	
		780	~80	
		7200	~100	

通常认为(M+B_L)复合组织的屈服强度在一定的下贝氏体体积分数时出现峰值,其原因是下贝氏体“等效细化”原奥氏体晶粒的作用。Tomita等认为,可用混合定则

来修正定量分析下贝氏体的强化机理,即:

$$\begin{cases} \sigma_s = \sigma_{OM} + K_M \bar{d}_M^{-\frac{1}{2}} & (1-a) \\ \sigma_s = (\sigma_{OM} + K_M \bar{d}_M^{-\frac{1}{2}}) & (1-b) \\ (1-f_{BL}) + \sigma_{OB} \cdot f_{BL} & \end{cases}$$

(1-a)式适用于下贝氏体量少时,(1-b)式适用于下贝氏体量多时。

但是(1-a)和(1-b)式的计算结果与实测值相差较大。而且(1-a)中认为,当下贝氏体量少时,因受马氏体生长冲击,使下贝氏体的屈服强度达到马氏体的屈服强度。这一假设与实验结果相反。所以(1-a)和(1-b)式需要进一步完善。

从(M+B_L)复合组织的组织特点出发,考虑位错滑移变形的特点和界面处多滑移的作用,设想一个新的简单模型,笔者得到了不同的结论。在下列推导中,其符号所代表的意义如下:

S——位错滑移所扫过的总面积,

S_M——位错滑移所扫过的马氏体单元区域的面积,

S_{BL}——位错滑移所扫过的下贝氏体单元区域的面积,

D——位错滑移的总长度,

d_M——位错滑移通过马氏体单元区域

*西南交通大学

**重庆大学