

摘 要

新一代钢铁材料的开发是目前国际上关注的热点课题。双相钢具有屈服点低、初始加工硬化率高、强度高、延性好等特点，是一种强度高、成形性好的新型冲压用钢，在汽车制造领域得到广泛的应用。使用双相钢板可减轻汽车（尤其是轿车）钢结构件的自重 20% 左右。研究和开发低成本的热轧双相钢。对当今世界节约资源、降低能耗和可持续发展具有十分重要的现实意义。

双相钢的组织特征是在延伸性好的铁素体基体上分布一定比例的强硬马氏体。马氏体相体积分数大约在 15%~20%。这种组织的钢具有连续的屈服的变形行为，较低的屈服强度，高的加工硬化率，良好的总的延伸率和均匀延伸率。因此，双相钢在汽车工业上的应用倍受人们关注。为了进行低成本热轧双相钢的成分和工艺的开发，本文对含合金元素较少的低硅锰实验钢 NO.1 进行了热模拟实验，对实验钢的高温变形规律和过冷奥氏体连续转变曲线（CCT 曲线）进行分析。在此基础上对实验钢 NO.1 进行了三次实验室热轧实验，通过对轧后产品的力学性能的测量和金相组织的观察，深入分析了工艺参数对产品组织性能的影响，进而确定了适合于实验钢 NO.1 生产双相钢的最优工艺参数。论文的内容主要包括以下几个方面：

(1) 在 Gleeble-1500 热模拟机上进行了单道次压缩实验，得到了变形温度、变形程度和变形速率对实验钢组织性能的影响规律。

(2) 采用热膨胀法测定了未变形条件下的连续冷却转变曲线，结合金相观察结果，给出了冷却速度对实验钢组织的影响规律。

(3) 采用透射电镜观察，对变形后微观组织中马氏体的具体形态和铁素体内的位错和析出进行了分析。

(4) 在热模拟实验的基础上，通过三次实验室热轧实验给出了终轧温度、冷却速度和卷取温度等工艺参数对实验钢组织性能的影响规律，制定了合理的轧制、冷却工艺制度。

关键词：热轧双相钢；控轧控冷；显微组织；力学性能；连续冷却转变；工艺参数；低碳钢

Abstract

The development of new generation steel materials is a hot topic in the world. With a number of unique mechanical properties such as low yielding point, high preliminary work hardening rate, good ductility, dual phase steel has been largely used in the automobile industries as a new kind of drawing steel. The application of dual phase steel sheet as structure parts in automobiles (especially in cars) can reduce the weight by about 20%. It's of actual significance to study and develop hot-rolled dual phase steel of low cost for the worldwide aims of resources saving, reduction of energy consumption and sustainable development.

Characterized by microstructure consist of a dispersion of a hard martensite phase in a matrix of ferrite. The second phase martensite is at a level of about 20%.The steel exhibits continuous yielding behavior, a low yield strength, a high rate of work hardening, high levels of uniform and total elongation. Dual phase steel has received considerable attention from the automotive industry. In order to develop the component and technology of hot -rolled dual-phase steel of low cost , the paper has done some research on the rule of high temperature deformation and CCT(continuous cooling transformation) curve through hot simulation experiments in laboratory, and through three times' hot rolling experiments ,we have measured the mechanical property of rolled product and observed the metallurgical structure to analyze the influence of technological parameter to structure property in order to determine the best technological parameter .The contents of the present work include the following main parts:

(1) The effects of deformation temperature, strain and strain rate on microstructure and properties of tested steel were achieved by single pass compression tests by a Gleeble-1500 thermal-mechanical simulator.

(2) Through thermal expansion method and micrographs observation to obtain the continuous cooling transformation curves under undeformed conditions, we analyzed the effects of cooling velocity on microstructure and properties of tested steel.

(3) Using TEM observation, the microstructure of tested steel after rolling such as the

shape of martensite and dislocation and precipitation in ferrites were studied.

(4) Utilizing hot simulation experiments and hot rolling experiments, the influence of finish rolling temperature, cooling velocity and coiling temperature on microstructure and mechanical property has been studied. Then the rational rolling schedule and appropriate cooling system were obtained on the base of experiments in this article.

Key words: hot-rolled dual-phase steel; TMCP; microstructure; mechanical property; continuous cooling transformation; technology parameters; low carbon steel

声明

本人声明所呈交的学位论文是在导师的指导下完成的。论文中取得的研究成果除加以标注和致谢的地方外，不包含其他人已经发表或撰写过的研究成果，也不包括本人为获得其他学位而使用过的材料。与我一同工作的同志对本研究所做的任何贡献均已在论文中作了明确的说明并表示谢意。

学位论文作者签名：王月香

日期：2006.2.26

学位论文版权使用授权书

本学位论文作者和指导教师完全了解东北大学有关保留、使用学位论文的规定：即学校有权保留并向国家有关部门或机构送交论文的复印件和磁盘，允许论文被查阅和借阅。本人同意东北大学可以将学位论文的全部或部分内容编入有关数据库进行检索、交流。

（如作者和导师同意网上交流，请在下方签名；否则视为不同意。）

学位论文作者签名：

导师签名：

签字日期：

签字日期：

1 绪论

1.1 前言

我国的汽车制造业目前发展迅速,正在成为我国国民经济的支柱产业。而深冲板正是汽车工业所大量需求的金属材料^[1-4]。深冲板因不断的改进和创新,仍是汽车制造最常用的材料。减重、节能是现代汽车的发展趋势,汽车自重减重 1%,燃料即可降低 0.6~1.0%。为实现汽车减重,汽车用钢板减薄是主要途径。但是,汽车用板的减薄,必须提高强度,而且具有良好的冲压性能。目前新钢种的开发集中在优良的成型性及提高强度方面。例如烘烤硬化钢、低合金高强度钢、残留奥氏体钢及利用固溶强化的超低碳 IF 钢等。高强度汽车用钢占汽车全部用钢的比例越来越高。通过轧制获得的以 Mn、Si 为主要添加元素的双相钢的强度可达 780MPa,而且成型性能良好,在汽车制造业及其他方面有广泛的应用前景^[5-11]。

双相钢适合于各种高强度要求,且形状复杂、成型困难的产品。用于汽车业可使汽车冲压重量减轻 30%,从而降低汽车自重和减少耗油量。由于其特殊结构和性能,美国、日本等经济发达国家汽车制造业已广泛采用。我国在双相钢的应用上还需进一步推广。

1.2 双相钢的发展状况

1.2.1 双相钢的简介

双相钢系特指经临界区处理或控制轧制得到的主要由铁素体和马氏体按一定比例所构成的钢。这种钢具有屈服点低、屈强比低、初始加工硬化率高。在拉伸曲线上为连续屈服以及强度和延性配合好等特点。

一般来讲,普通结构钢的主要性能指标强度和延性相互矛盾,强度的提高往往伴随着韧性和延性的下降,反之亦然。欲取得相互矛盾的性能最优化的一个重要方法就是应用复合材料概念进行合金设计。这一方法的基本原理就是利用复合物使各相的优点尽可能得到发挥,同时使它们的缺点因其他相的存在减少或消除,其中一相的大小、分布、形状和体积分数影响和控制着双相的力学性能。这在一定程度上提供了达到最佳力学性能状态的灵活性。双相钢就是在这种原理指导下进行合金设计的一个范例。将强韧的马氏体引入高延性的铁素体中,马氏体赋予钢以强度,铁素体赋予钢以延性。

1.2.2 双相钢的产生及其发展过程

由于技术上的进步,生产工艺的发展以及应用理论研究的深入,低合金高强度钢发展很快,形成几个分支,以满足不同类型的构件对钢材性能的要求。七十年代初,美国、日本为制造汽车上的一些安全零件(如保险杠、横梁等)并减轻汽车自重,采用了低合金高强度钢以代替普通低碳钢。但一般低合金高强度钢难以满足冲压工艺对板材成形性的要求,冲压件难以成形,或在延展操作中严重开裂,尽管从钢板成形工艺上作了许多努力和改进,但屈服强度大于450MPa的低合金高强度钢的成形问题仍然难以解决。这时期,人们对复合材料强化机制和性能有了新的认识,复合材料强化理论有了新的发展,。因此一类新的复合显微组织强化,并具有良好成型性的低合金高强度钢—铁素体马氏体双相钢应运而生了^[12,13]。

(1) 国外双相钢的研究和应用

最先研究双相钢得国家是美国,早在1968年美国就取得了双相钢得专利。1975年日本学者S.Hayami,T.Furukawa,T.Matruoka和K.Yamamari等人发表了有关双相钢的化学成分、显微组织、力学性能和加工成型性的详细研究报告,同年日、美等国家先后研制和生产了用于汽车工业的双相钢。1976~1981年,在美国汽车工程师协会(SAE)冶金分会(TMS-AIME)的讨论会上对双相钢的性能、组织、用途、合金化以及生产工艺等问题进行了详细讨论和总结,才使双相钢在工业上的实际生产成为可能,并在汽车工业得到广泛应用。自1982年以来,国外在开发应用于高强度钢丝。高强度高塑性钢筋。高强度螺栓、高强度打包钢丝与钢带、高冲压性钢带等领域的双相钢新品种方面取得进展。

1985年美国加利福尼亚大学著名电子显微镜专家G.托马斯教授来华介绍,美国采用合金设计原理,在加州大学伯克利实验室进行了多年的双相钢研究,成功地提出了两种新型双相钢,并取得美国专利。G.托马斯教授认为,利用合金设计原理可以提出适合任何合金生产条件及装备的以上两类新钢种,不需要或只需少量技术装备的改造,即可用同样的成本生产出优质双相钢材,尤其在钢丝、钢丝绳和钢筋等方法具有很大优越性。这一双相钢生产技术更适用于生产成本低廉、劳动力密集和生产设备不很先进的发展中国家。日前,世界上已有13个国家的钢厂引进了这一技术,主要是生产棒材、带材和板材。

(2) 国内双相钢的研究和应用

我国自70年代开始双相钢的研究,已在双相钢板材和棒材方面取得了一定成果,主要是用于汽车工业的热轧和热处理双相钢板。而对于非冲压成型钢材,如线材、丝材、棒材、钢筋、管材和紧固件等量大面广的领域,双相钢的研制工作刚刚起步,有的尚未棒材、钢筋、管材和紧固件等量大面广的领域,双相钢的研制工作刚刚起步,有的尚未

开展。

鞍山钢铁(集团)公司进行了 4 方面研究:①热轧双相钢板(Mn-V 及 Mn-Mo-V 系钢),热连轧后直接卷取获得双相组织, $R_m=590\text{MPa}$, $R_e=470\text{MPa}$;②热处理双相钢(Mn-Mo 和 Mo-V-N 系钢),将热轧板材重新加热至双相区后冷却获得双相组织;③连续退火冷轧双相钢;④周期退火双相钢,主要是 Mn 系钢, $R_m=560\text{MPa}$, $R_e=225\text{MPa}$,成型性能好。

武汉钢铁公司采用的 Si-Mn 系钢($C<0.1\%$, $Si=0.4\%\sim 0.6\%$; $Mn=1.3\%\sim 1.5\%$),利用连续退火炉生产热处理双相钢, $R_m=590\sim 630\text{MPa}$, $R_e=370\text{MPa}$, $A_T=25\%\sim 29\%$ 。

北京科技大学进行了有关双相钢的高强度、高加工硬化率和高韧塑性的机理研究,并在双相钢棒材和带材方面进行了研制。其研制的冷成型高强度螺栓用热处理双相钢棒材(采用 $C<0.1\%$ 的 Si-Mn 系钢)制成高强度级别的螺栓(8.8 级), $R_m=835\sim 855\text{MPa}$;研制的冷轧热处理双相钢带材(主要是 Mn 系钢)成型性好, $R_m=686\sim 785\text{MPa}$, $R_e=295\sim 345\text{MPa}$, $A_u=20\%$, $A_T\geq 27\%$ 。

此外,天津钢管厂与鞍山钢铁(集团)公司合作、天津第三轧钢厂与天津市冶金材料研究所合作,也曾分别研制并批量生产热轧双相钢钢管(热轧后冷拔)和棒材。

双相钢在国外起步不久,我国与外国差距并不大。因此,我们应立即采取有效措施,选定适合我国国情的技术路线,加速开发双相钢。要促进科研、生产和使用部门密切合作,推广现有成果,并结合国外经验,加强学术交流,进一步开展科研工作,否则必定落后于国外。我国开发双相钢的方针应该是与国外齐头并进、同步发展,并力争赶超世界先进水平^[14]。

1.3 双相钢的组织与性能

1.3.1 双相钢的组织特点

根据所要达到的性能确定其所需的组织。双相钢主要用于冷成形结构件,对它的性能要求是:高的抗拉强度和低的屈服强度,高的塑性和大的均匀应变范围,优良的韧性,高的形变硬化率,从而保证双相钢获得优异的成形性和焊接性。因此,所设计的双相钢两相组织应当是:一个组成相具有高强度,以保证钢能承受外加载荷;另一个组成相则具有高塑性高韧性,以赋予钢材高的形变能力和优异的成形性。只有这种复相组织的钢,才能最大限度地保证钢获得优异的强塑性。因此面向 21 世纪的双相钢的形变加工组织是以晶粒细小具有高密度位错,净化 C、N 的等轴状的高塑性高韧性铁素体相作为基体,而以低碳位错马氏体作为第二相,它呈孤岛状均匀分布于基体上,其中位错具有可动性。

铁素体和马氏体是高度粘合的，在其间没有第二相粒子的偏聚，铁素体相可将载荷作用安全地传递给马氏体相。

1.3.2 双相钢的性能特点

双相钢的组织特征是在延伸性好的铁素体基体上分布一定比例的强硬马氏体。由于双相钢的显微组织具有细化晶粒、晶界强化、第二相弥散强化、亚晶结构及残留奥氏体利用等强韧化手段，因此双相钢具有十分优良的性能，主要表现在双相钢同时具有高的强度和良好的韧塑性^[15]：

(1) 双相钢具有高强度、高韧塑性和高加工硬化率，即具有很好的强度和韧塑性匹配。与通常使用的低合金高强度钢相比，在相同的强度级别条件下，双相钢具有低的屈强比、较高的延伸率（总延伸率和均匀延伸率）和很高的加工硬化率，而加工硬化率是钢的最重要的塑性指标。有必要指出，双相钢造拉伸时具有连续的应力—应变曲线，即双相钢的应力—应变曲线不存在屈服平台^[16]。如图 1.1 所示，这说明双相钢的加工硬化率比普通低碳钢和低合金钢高。

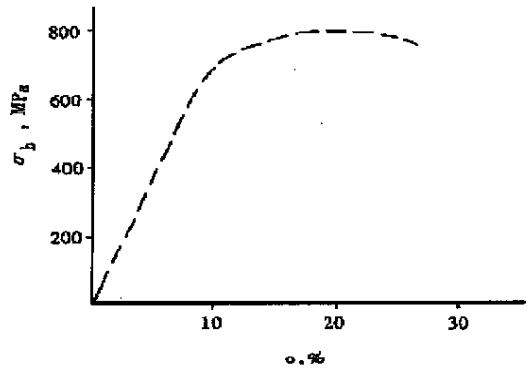


图 1.1 双相钢的应力—应变曲线

Fig. 1.1 The stress-strain curve of the dual-phase steel

由于双相钢具有上述优良特性，使其具有良好的成型加工性能，避免了常用的普通低碳钢成型过程中存在的形状稳定性（弹性后效）和延伸率差的缺陷。尤其是深拉伸和深冲压加工不会形成局部颈缩及断裂，并可保证经一定压下量的冷成型后获得较高的强度。因此双相钢特别适用于冷拔、冷轧、冷冲压等冷加工成型。

(2) 双相钢板材具有顺板面纵向与横向上力学性能差异小的特点。

(3) 双相钢具有良好的抗疲劳性能和抗应力腐蚀性能，其疲劳寿命及低温韧性均比通常的低合金钢好得多。这是由于处在铁素体中的马氏体作为高硬度的第二相阻止了裂纹的扩展，从而提高了双相钢的冲击韧性。研究表明，第二相马氏体弥散程度越高，越有利于降低疲劳裂纹扩展速率，抗疲劳性能越好。

(4) 双相钢具有良好的焊接性能^[14,17]。

双相钢的发展满足了运输机械的三大要求，即：在维持较高抗拉强度的前提下，尽可能减轻结构的重量；具有较高的工艺塑性，塑性加工硬化指数 n 低；提高成本不多，

其中加入合金元素简单，数量少、价廉，生产工艺简单，便于大量生产。比较汽车工业常用的三类钢材，即一般低碳冷轧钢、低合金高强度钢和双相钢，双相钢具有明显的优越性。由图 1.2 中可看出，双相钢在维持高强度的条件下，其延伸率比冷轧低碳钢和低合金高强度钢都好^[18]。

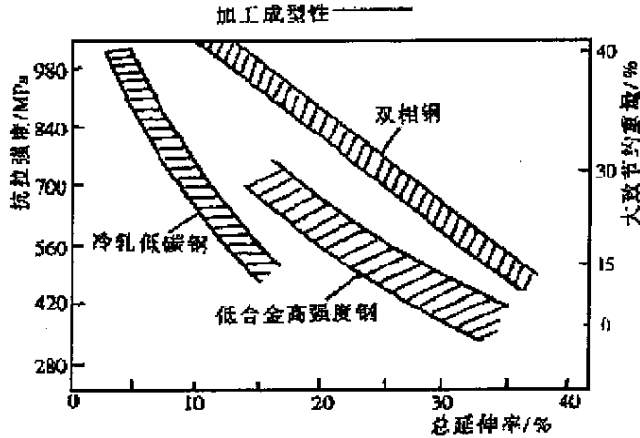


图 1.2 汽车工业常用的冷轧低碳钢、低合金高强度钢与双相钢的比较

Fig. 1.2 The comparison among the automotive industry frequent steel such as cold-rolled low carbon steel, low-alloy high-strength steel and dual-phase steel

1.4 双相钢的种类及生产工艺

双相钢的种类有多种，按化学成分可将双相钢分为三种：（1）普通低碳钢，含碳量一般不超过 0.2%；（2）低碳锰钢，总加入微量元素 V、Ti、Nb；（3）低碳硅锰钢，钢中加入合金元素 Cr、Mo，其中碳含量不超过 0.1%。

按双相化工艺可将双相钢分为两类：一类是热轧双相钢；另一类是热处理双相钢。所谓热轧双相钢是指钢坯经高温粗轧后，在 A_{c3} 附近或临界区温度精轧，再急冷到一定温度卷取，从而得到所要求的双相组织和性能。热轧双相钢又可分为两种：一种是 Si-Mn-Cr-Mo 系，其双相化工艺是将钢奥氏体化后，在稍低于 A_{c3} 温度终轧，再迅速冷到过冷奥氏体亚稳区域形成的“卷取窗口”进行卷取从而得到双相钢组织，称这种双相钢为 ARDP 钢，另一种是普通的 Mn 钢，Si-Mn 钢，Mn-Cr 钢，其工艺是将钢高温加热粗轧后，在两相区控制轧制，再以较大的冷速冷到 M_s 点以下，进行卷取而得到双相组织，日本生产和应用这类钢较多。所谓热处理双相钢是指将热轧板或冷轧板重新加热到两相区温度，保温一定时间，然后以一定的速度冷却，从而获得所需要的铁素体加马氏体的双相组织。

与热处理法相比，热轧法成本低，特别是超低温卷取法生产的热轧双相钢的成本更低、生产规模更大。这是因为只要是低碳钢(包括低合金高强度钢)都可以通过适当的轧制工艺和轧后冷却工艺使钢材得到双相组织。目前国内开展控制轧制和轧后余热处理的企业越来越多，且投产了几十条高线轧机线及斯太尔摩冷却线，已初步具备了用热轧法生产双相钢的工艺条件。因此在开发双相钢时以生产成本较低的热轧法为主。

1.5 关于热轧双相钢

由于热轧双相钢通过控制轧制工艺和轧后的冷却就可以得到希望的双相组织，不需要进行热处理，因而它能降低成本，长远受益。也正是这样，近年来逐渐被人们所重视。

热轧双相钢是通过严格控制工艺参数如：加热温度、终轧温度、轧后的冷却速度及卷取温度等来获得双相组织的，如图 1.3 所示。

热轧双相钢最基本也是最重要的问题是在其过冷奥氏体冷却转变曲线（CCT 曲线）上应存在一个亚稳态奥氏体的“冷却窗口”（或称为“卷取窗口”）。轧后冷却到此区域内进行卷取，然后自然冷却就可使这部分未转变的奥氏体转变未马氏体，最终得到双相组织^[19,20]。

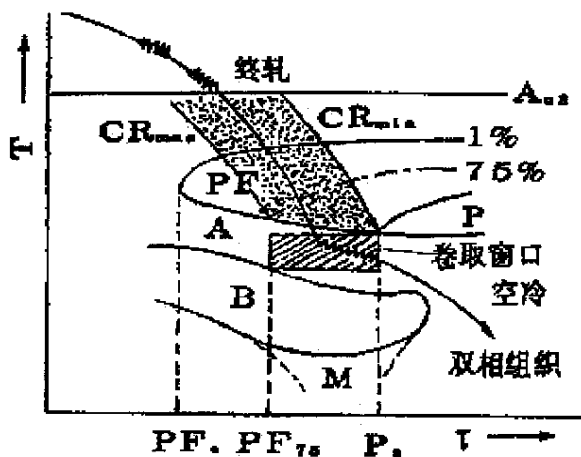


图 1.3 热轧生产双相钢的工艺及 CCT 曲线

Fig. 1.3 The process and CCT curve of hot-rolled dual-phase steel

1.5.1 影响热轧双相钢性能的因素

影响热轧双相钢性能的因素有很多，其中主要是合金元素、终轧温度、终轧后的待冷时间和开始冷却的温度、终轧后的冷却速度和卷取温度等，而这些因素又相互联系。

(1) 合金元素^[1,21]

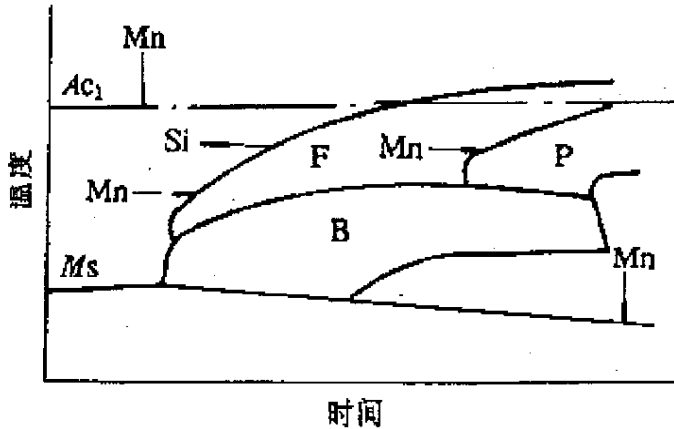


图 1.4 合金元素在钢中的作用示意图

Fig. 1.4 The action schematic plan of alloying agent in dual-phase steel

如图 1.4 所示，合金元素对双相钢性能的影响主要表现在临界区热处理区热处理时它们对淬透性、马氏体形态及分布和铁素体的形态及性质的影响。一般双相钢中，合金元素的含量并不高，合金元素的种类也不多。大部分双相钢是 Si—Mn 系，高 Si 系及微合金化的 Mn—V，Mn—Nb 系，只有在某些热轧双相钢中，为了满足工艺上的要求，加入少量 Cr 和 Mo。

(a) Si 和 P 的影响

Si 和 P 都是强化铁素体的元素，它们可以有效地提高铁素体的强度（加入 0.2%P 与 0.2%Si 的强化作用相当），但降低铁素体的延性。

Si 在双相钢中的良好作用：①Si 可以扩大 Fe-C 相图的 $\alpha + \gamma$ 区，使临界区处理的范围加宽，改善双相钢的工艺性能，有利于保持双相钢强度、延性等性能的稳定性和重现性。②可以改变临界区加热时形成的奥氏体形态，因而容易得到细密而均匀的马氏体。保证双相钢获得良好的强化效果以及强度与延性的良好配合。③Si 是铁素体的固溶强化元素，它加速碳向奥氏体的偏聚，使铁素体进一步净化，免除间隙固溶强化并可避免冷却时粗大碳化物的生成。④可以提高淬透性。⑤固溶到铁素体中的 Si 可以影响位错的交互作用，增加加工硬化速率和给定强度水平下的均匀延伸。然而高的 Si 含量有害于板材表面质量，因此高 Si 双相钢的应用还受到限制。

P 的作用与 Si 相反，但对铁素体的强化效果大于 Si。加入 P 可以提高纯铁的加工硬化率，在 $P < 0.2\%$ 时，其加工硬化速率随 P 含量增加而增加，但在 P 含量大于 0.2% 时，进一步增加 P 含量，则加工硬化速率不再增加。加入 0.09%P 可使含 Mn 双相钢的

加工硬化速率明显提高，其效果与加入 2.0%Si 相当。

适当地提高 P 含量对改善热处理双相钢的性能具有良好的作用。此外，膨胀曲线表明，P 对组织形成的直接影响是加 P 可使 $(\alpha + \gamma)$ 区扩大，亦即使临界区处理的温度范围扩大，从而使临界区加热时轻微的温度波动对马氏体体积分数几乎没有影响。实验得出，双相钢中 P 含量应在 0.2% 以下。

(b) Cr 的影响

不同含量 Cr 对双相钢综合性能的影响不同。显微组织观察指出 Cr 和 Si 对双相钢性能的这种影响主要与马氏体形态和分布的变化有关。在 0.1C-4Cr 双相钢中，马氏体在铁素体中呈粗粒状分布，因此强度和延性较低。而在 0.1C-0.5Cr 双相钢中，在原始奥氏体晶粒内部呈针状分布，而在原始奥氏体晶界则呈连续状分布，在铁素体马氏体界面上还有粗粒状碳化物存在。在 0.1C-2Si 和 0.1C-0.5Si 双相钢中，虽然马氏体在原始奥氏体内均呈细密的纤维状分布，但在 0.1C-2Si 双相钢中，呈纤维状分布的马氏体之间为高密度位错的铁素体，而在 0.1C-0.5Si 双相钢中，除铁素体之外，在铁素体和马氏体的界面上还发现有粗颗粒的碳化物。已知呈细密纤维状分布的马氏体，可以更有效地阻碍位错运动，在给定的马氏体体积分数下，给双相钢以更有效的复相强化；而呈粒状分布的马氏体和含有粗粒状碳化物的双相钢，其强度，尤其是延性，明显低于前者；Si 和 Cr 对双相钢中马氏体形态的影响与合金元素对加热时所形成的奥氏体形态的影响的研究结果一致。Marder 研究了 Cr 含量对不同碳含量的 Si-Mn 双相钢强度与延性的影响，结果指出含 Cr 双相钢的强度和延性的关系与含 Mo 和含 V 双相钢相当。只是含 C 双相钢的延性散布宽度略宽，也就是说对于给定的抗拉强度值有更宽范围的总延伸率。

此外，Cr 可以促进碳向奥氏体扩散，并可降低铁素体的屈服强度，更有利于获得低屈服强度的双相钢。

(c) Mn 的影响

锰是双相钢中常用的合金元素，它对双相钢性能的影响常常和冷却速度相联系。锰可以有效地提高临界区加热时形成的奥氏体岛的淬透性，因而可以降低临界区加热后获得双相钢的组织 and 性能所必须的冷却速率，同时锰可以降低铁素体中的固溶碳，从而提高双相钢的延性，这正是 一般双相钢中均含有一定量的 Mn 的原因。在连续退火生产的双相钢中，锰可以改善双相钢的延性，提高断裂真应变，并改善断口组织形貌。当硅和锰同时存在时，则效果更明显。

(d) Mo 的影响

钼系碳化物形成元素，但在临界区加热时，钼的碳化物多已溶解，因此对临界区加热所形成的奥氏体岛的淬透性有良好的影响。根据钼对奥氏体转变曲线的影响设计并研制成功了具有优良的强度和延性配合的 Mn-Si-Cr-Mo 热轧双相钢。热轧双相钢中都含有钼，因为钼能推迟珠光体转变。

(e) V 的影响

钒可以提高临界区加热下所形成的奥氏体岛的淬透性，含 V 钢从临界区加热温度空冷或吹风冷却可获得满意的双相组织和性能。钒是强碳化物元素，它免除铁素体间隙固溶强化，细化晶粒，产生高延性的铁素体，消除屈服点伸长均有好处。同时钒还提高双相钢抗时效稳定性。Rashid 认为，如果要获得良好性能的双相钢，V 是必须加入的元素。

钒提高临界区加热时形成的奥氏体的淬透性，因此采用较低的冷却速率就可以获得所形成的强度和延性配合良好的双相钢。钒提高临界区加热时形成的奥氏体的淬透性的一种可能的原因是在临界区加热温度下，钒的碳化物会部分溶解，钒的存在可以加速这一溶解过程。

(f) Al 的影响

Al 对临界区加热时奥氏体形态的影响与 Si 相似，即 Al 也促使马氏体呈纤维状形态，但目前对含有 Al 双相钢的研究还较少。

(g) 碳的影响

碳直接影响临界区处理后双相钢中马氏体的体积分数和马氏体碳含量。一般双相钢中碳应该在 0.10% 以下，以便得到工业上常用 20% 左右的马氏体体积分数，马氏体中碳含量为 0.4% 以下的双相钢。这对延性和断裂抗力改善都有好处^[14]。

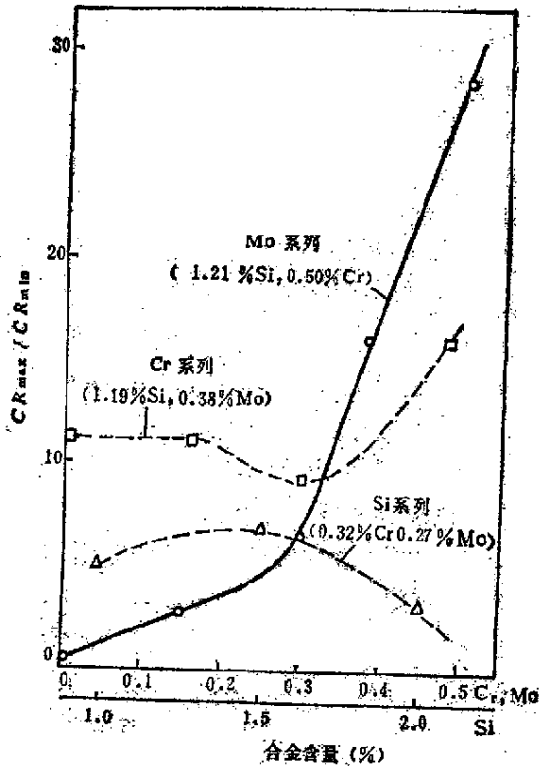


图 1.5 不同合金系列的合金元素 (Si、Cr、Mo) 含量对冷却速率宽度的影响

Fig. 1.5 The influence of alloying agent content about the cooling rate width

热轧双相钢一般都含有较低的碳 ($\leq 0.1\%$) 和较高的合金元素, 其目的是使钢具有必要的淬透性, 同时也可以减少轧制工艺、冷却速度以及卷取工艺的变化引起的性能波动。Corldren 等提出“冷却速率宽度”(即获得最佳的双相钢组织和性能, 终轧后板材在冷床上所允许的冷却速率的最大值 CR_{max} 与最小值 CR_{min} 之比) 来表示合金元素对热轧双相钢工艺性能和组织的影响。不同合金系列的 Si、Cr、Mo 含量的影响见图 1.5。根据这一试验结果和有关性能参数, 所得出的热轧双相钢较为合理的成分为: $0.04\sim 0.07C$ 、 $0.8\sim 1.0Mn$ 、 $1.2\sim 1.5Si$ 、 $0.40\sim 0.50Cr$ 、 $0.33\sim 0.38Mo$ 、 $0.02Al$, S 的含量尽可能低。

(h) Nb、Ti 的影响^[22,23]

铌和钒的作用类似, 但 Nb 的碳化物更稳定, 临界区加热时其长大或溶解更困难些。在合适的冷却速度下, 含 Nb 双相钢会出现取向附生铁素体, 这改善了双相钢的延性。

在钢中添加微量的 Nb 和 Ti, 可以保证钢在碳当量较低的情况下, 通过其碳、氮物质点(尺寸小于 5nm)的弥散析出及 Nb、Ti 的固溶, 细化晶粒, 极大地提高钢的强度、韧性, 特别是低温韧性, 使钢具有良好的可焊性、使用性。

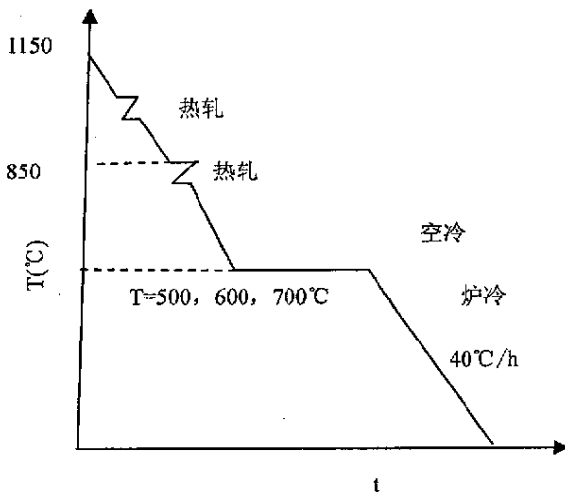


图 1.6 热轧双相钢生产工艺的模拟过程

Fig. 1.6 The simulation process about the production technology of hot-rolled dual-phase steel

采用图 1.6 所示的热轧双相钢生产工艺的模拟过程, 检验了碳含量为 $0.05\sim 0.08\%$ 的不同合金系热轧后的组织和性能。结果表明, 在生产热轧双相钢板时, 如果卷取温度高于 $400\text{ }^\circ\text{C}$, 则钢中应含有一定的 Mn、Si、Cr、Mo。在所采用的热轧工艺条件下, 以 Mn-Si-Cr 和 Mn-Si-Mo 系合金的性能为最好, 组织为马氏体加铁素体组织, 无屈服点伸长, 屈强比小于 0.60。加入 Si 可使 Mn-Cr 或 Mn-Mo 系合金的铁素体的形成温度升高, 使同样冷却条件下的铁素体的量增加, 使等温转变图上铁素体和贝氏体区之间形成一个

间隔（也就是 Corlden 和 Tither 所说的盘卷窗口）。此外硅还增加铁素体中碳的活性，阻止在马氏体铁素体界面上碳化物的生成，提高双相钢的延性。

在热轧双相钢中，Cr、Mn、Mo 可使奥氏体稳定化，推迟珠光体转变，降低冷床上的冷却速度，有利于改善双相钢的延性。加入 Cr 还可使热轧双相钢的卷取温度范围加宽，并降低双相钢的屈强比。加入 Mn 还可使最佳终轧温度范围降低，但 Mn 含量过高时，会抑制铁素体的形成，影响早期铁素体相与奥氏体相的分离过程。

(2) 终轧温度

终轧温度对热轧双相钢性能的影响与钢种的合金元素种类即含量有关。一般说终轧温度升高，热轧双相钢的抗拉强度升高。对于一个给定成分的合金，有一个最佳的终轧温度范围。在这一温度范围内，热轧双相钢的屈服强度最低，屈强比较低，均匀延伸和总延伸率最高。最佳终轧温度通常于未变形材料的 A_{r3} 相对应。硅含量增加时，则 A_{r3} 升高，最佳终轧温度范围也升高。钢种锰含量增加对最佳终轧温度的影响与硅的作用相反。

对于合金元素含量较高的 Mn-Si-Cr-Mo 热轧双相钢，终轧温度的变化对其性能没有明显影响。对于合金含量较少的 C-Mn、C-Si-Mn 热轧双相钢，终轧温度对其性能有明显影响。只有在最佳终轧温度范围，才可获得良好的综合性能。终轧温度不同还会影响双相钢中双相的性能和比例，这是终轧温度影响热轧双相钢性能的另一一些因素。

(3) 终轧后冷却速度

终轧后冷却速度的选择应该保证得到适量的先共析铁素体，同时又可避免其它非马氏体组织（如珠光体和上贝氏体）出现，以使在卷取后得到马氏体加铁素体的双相组织。如果终轧后的冷却速度太快，则析出的铁素体量不足，卷取后的马氏体量较高，双相钢的屈服强度较高，而延性不足。因此，对于不同种，应选择不同的冷却速度。例如，对于合金含量较高的 Mn-Si-Cr-Mo 钢，终轧后在冷床上空冷或吹风冷既可保证析出适量的铁素体又可避免非马氏体转变产物的出现。但对于合金含量较少的 C-Mn 或 C-Mn-Si 系，由于其奥氏体的稳定性较差，必须采用较快的冷却速度才可避免珠光体等非马氏体转变产物的出现。试验得出，当冷却速度为 $60^{\circ}\text{C}/\text{s}$ (C-Mn 钢) 和 $45^{\circ}\text{C}/\text{s}$ (C-Mn-Si 钢) 时，则卷取后便可得到良好的双相钢的组织 and 性能。此外，控制终轧淬火前的待冷时间，可以调节卷取后的双相钢中的铁素体量及硬质相的结构和形态。例如，对于低锰钢 (0.07C-1.4Mn)，在 770°C 终轧后水冷至卷取温度，则卷取后双相钢中的铁素体量较少，硬质相为板条马氏体加少量贝氏体。如终轧后空冷到 750°C 水淬，则卷取后，双相钢中，铁素体量适中，硬质相为板条马氏体。如终轧温度为 900°C ，空冷至 750°C 水淬，则卷

取后硬质相为贝氏体。如空冷到 700℃ 淬火至卷取温度，则卷取后硬质相为板条马氏体。

(4) 卷取温度

为了得到性能满意的热轧双相钢，应在保证得到马氏体加铁素体的双相组织前提下，尽量选取较高的卷取温度。一般卷取温度升高，对屈服强度没有明显影响，但在高于一定的温度后，有些钢种由于出现屈服点伸长，会导致屈服强度升高，屈强比上升。抗拉强度则随卷取温度的上升而下降，这与组织中马氏体量的减少及马氏体的回火有关。总延伸率一般随卷取温度升高而升高，但卷取温度升高仅使均匀延伸略有改善。目前依钢中的合金元素含量的不同，热轧双相钢的卷取温度的选择有两种类型：一类是对于合金元素含量较高的钢，卷取温度选择在铁素体与贝氏体转变之间，在这一温度范围内，卷取温度变化，对热轧双相钢的最终性能基本没有影响；另一类是对于合金元素含量较低的热轧双相钢，其卷取温度选择在该钢的马氏体转变点以下，卷取温度的变化，对这类热轧双相钢的性能则有一定的影响。

(5) 卷取前的不同的冷却方式

如图 1.7 所示，冷却方式 1（终轧后直接水冷）和冷却方式 2（终轧后空冷，待一定时间后水冷），其最终组织由铁素体、贝氏体和马氏体组成，冷却方式 1 铁素体晶粒较细，冷却方式 2 贝氏体组织较粗，冷却方式 3（空冷，待较长时间后水冷）的铁素体晶粒较方式 1 和 2 粗，但无贝氏体，而且铁素体的转变量较多些，即组织由铁素体和马氏体构成。力学性能也以冷却方式 3 较好些^[14]。

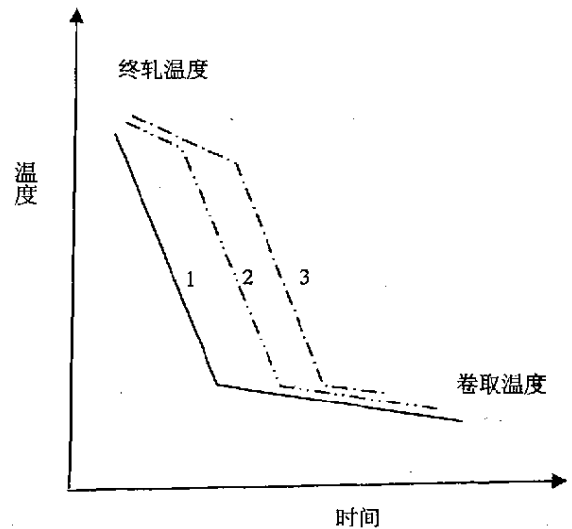


图 1.7 卷取前冷却方法

Fig.1.7 The cooling means before coiling

1.5.2 国外的典型热轧双相钢钢种及工艺流程

(1) 欧美

欧美等国家主要以 Cr-Mo 系为主，在双相钢中添加 Cr、Mo 合金元素，以提高双相钢的性能，降低工艺操作难度。

(a) 北美

最初，北美生产的双相钢都含有 Cr、Mn、Si、V 和 Mo 等提高淬透性的元素。表 1.1 给出部分钢种的化学成分及力学性能。

表 1.1 北美试制或生产的双相钢的牌号、成分和性能

Table 1.1 The brand, component and performance of dual-phase made in North- American

化 学 成 分									力 学 性 能						
Mn	Si	Cr	Mo	V	Al	N	S	P	Re MPa	Rm MPa	Re/Rm	n	Am	At	r
0.09	135	0.30	0.35	—	0.03	0.008	0.010	0.010	—	653	0.57	—	—	29.5	0.70
0.09	135	0.30	0.35	—	0.03	0.008	0.010	0.010	531	388	0.62	—	—	30	—
1.37	137	0.39	0.52	—	0.25	0.017	0.009	0.009	480	620	0.56	—	—	30	0.85
1.51	137	0.57	0.38	—	0.18	0.009	0.021	0.021	532	630	0.59	0.21	20	30	—
1.25	0.30	—	—	0.10	0.01	—	0.03	0.03	—	518	0.60	0.23	25	32	—
1.00	0.60	—	—	≥0.04	0.02	—	0.015	0.04	—	620	0.55	0.20	21	27	—
1.60	0.60	—	—	0.15	0.01	—	0.05	0.03	—	760	0.50	0.17	18	24	—
1.73	0.57	—	—	0.045	—	—	—	—	456	669	0.54	0.20	24.4	34.8	—
1.45	0.61	—	0.12	—	—	—	—	—	479	674	0.61	0.19	21.7	31.7	—
1.30	0.46	—	—	0.066	—	—	—	—	423	613	0.50	0.22	25.4	34.2	—
0.47	<0.005	—	—	—	0.01	0.012	0.012	0.010	—	611	0.66	0.14	15.2	20.3	0.91
1.45	0.55	—	0.21	≦0.04	NA	0.005	0.005	0.010	—	751	0.52	0.20	14	19	NA
1.43	0.55	—	0.10	≦0.07	0.05	0.008	0.005	0.010	—	704	0.43	0.20	15	23	—
0.33	0.03	0.01	0.011	0.01	NA	0.006	NA	0.010	424	469	—	0.17	16	24	1.21
1.46	0.51	—	0.008	0.11	NA	0.019	NA	0.012	530	630	0.55	0.24	—	30	—
1.43	0.61	0.12	0.06	0.04	0.04	0.007	0.012	0.015	303	639	0.38	0.18	18	28	—
1.55	0.61	—	—	0.064	0.05	0.007	0.005	0.010	522	675	0.63	0.19	20	29	—
1.79	0.63	—	—	0.033	0.05	0.008	0.024	0.001	593	692	0.62	0.19	19	28	—

由于美国不少钢厂没有连续退火生产线。因此克里马斯铝业公司首先研究和开发了 Mn-Si-Cr-Mo 热轧双相钢，其工艺过程为将板坯在 1150℃~1350℃ 摄氏度加热后，以大压下量短时间进行轧制，终轧温度为 870℃~920℃，轧材在冷床上以 28℃/s 的冷却速度冷至卷取窗口进行卷取。工艺过程容易进行，板卷性能也较均匀。其工艺流程示意图如图 1.3 所示。

(b) 西欧

在双相钢的工业生产方面，西欧一些主要国家落后于日本和美国。由于受钢厂的设备条件限制，这些国家对热轧双相钢的兴趣高于热处理双相钢。西欧试制或生产的双相钢牌号、化学成分和力学性能见表 1.2。西欧的工艺与美国相似。

表 1.2 西欧试制或生产的双相钢的牌号、成分和性能

Table 1.2 The brand ,component and performance of dual-phase made in West-European

牌号	化 学 成 分 (%)									力 学 性 能						
	C	Mn	Si	Cr	Mo	V	Al	S ≤	P ≤	Re MPa	Rm MPa	Re/Rm	n	Au	At	r
HS55-25Dx1	0.08	1.30	1.30	0.60	0.40	-	0.02	0.015	0.015	350	620	0.55	-	-	28	0.87
Si-Cr-Mn	0.06	0.90	1.35	0.45	0.40	-	0.02	0.015	0.015	380	630	0.61	-	-	27	-
Ulight80	0.06	0.95	1.30	0.50	0.40	-	-	0.015	0.015	420	630	0.65	0.19	0.21	28	0.90
	0.06	0.90	1.35	0.45	0.40	-	-	0.015	0.015	410	630	0.65	0.19	0.21	29	-
	0.11	-	-	-	0.07	0.04	-	-	-	230	300	-	-	-	-	-
HF300Dx1	-0.1	1.10	0.12	-	0.07	0.04	0.02	0.020	0.025	230	300	0.44	-	-	-	1.10
	5	-1.35	-0.20	-	-0.15	-0.08	-	-	-	~248	~600	-	-	-	-	-

西欧和北美的热轧双相钢均含有 Mn、Si、Cr、Mo 等元素，并加入少量稀土，以控制夹杂物的形状和板材横向性能。这类热轧双相钢的工艺性能较好，工艺操作也较容易，但由于合金元素含量较高，故钢板价格较高。

(2) 日本

日本的轧制双相钢的成分与美国不同，其合金含量很少，多为低碳 Si-Mn 钢或 Mn-Cr 钢。部分钢种的化学成分及相关性能见表 1.3。

表 1.3 日本生产的部分双相钢的牌号、成分和性能

Table 1.3 The brand ,component and performance of dual-phase made in Japan

牌 号	化 学 成 分								力 学 性 能					
	C ≤	Mn ≤	Si ≤	Cr ≤	Al ≤	S ≤	P ≤	Re MPa	Rm MPa	Re/Rm	n	At	r	
SAPH55D	0.15	2.00	1.30	0.50	0.08	0.010	0.020	363	598	0.62	-	30	-	
SAPH60D	0.15	2.00	1.30	0.50	0.08	0.01	0.020	402	637	0.63	-	29	-	
SAPH80D	0.15	2.00	1.30	0.50	0.08	0.01	0.020	539	834	0.64	-	22	-	
SEED-60	0.12	2.00	1.00	-	0.08	0.01	0.025	365	621	0.59	0.20	27	0.86	
SEED-70	0.12	2.00	1.00	-	0.08	0.01	0.025	393	648	0.64	0.19	26	0.84	
SEED-80	0.12	2.00	1.00	-	0.08	0.01	0.025	476	738	0.64	0.19	23	0.81	
SEED-90	0.12	2.50	1.30	-	0.08	0.01	0.025	434	827	0.64	0.18	20	0.74	
HELY-50	0.15	2.00	1.30	1.00	0.08	0.01	0.02	323	519	0.61	-	36	-	
HELY-60	0.15	2.00	1.30	1.00	0.08	0.01	0.02	343	598	0.58	-	33	-	
HELY-80	0.15	2.00	1.30	1.00	0.08	0.01	0.02	461	804	0.57	-	27	-	
NKHA-60L	0.08	1.48	0.45	-	0.04	0.001	0.009	353	618	0.57	-	30	-	
ESAPH55D	0.15	2.00	1.30	0.50	0.08	0.01	0.020	363	588	0.62	-	30	-	
ESAPH60D	0.15	2.00	1.30	0.50	0.08	0.01	0.020	402	637	0.63	-	29	-	
ESAPH80D	0.15	2.00	1.30	0.50	0.08	0.01	0.020	539	834	0.64	-	22	-	

日本所采用的热轧双相钢的生产工艺与我国不同：他们的工艺是在热轧冷却过程中

使铁素体从奥氏体中析出然后快速冷却到 Ms 点以下进行卷取，最终获得双相组织。这种工艺方法和我国热轧工艺相比具有一个很大的优点就是所需合金元素少，使成本降低，但工艺要求严。日本新日铁（株）用这种方法生产低合金 Si-Mn 双相钢，并称此工艺为“双相钢轧制工艺”。其工艺过程示意图见图 1.8。板厚为 2.47~3.31mm 的 Si-Mn 钢（成分为 0.07C、0.5Si、1.30Mn、0.03Al、0.02P%），终轧温度为 780~800℃，盘卷温度低于 375℃，其性能为 $\sigma_{0.2} \leq 140\text{MPa}$, $R_m \leq 780\text{MPa}$, 屈强比 ≤ 0.65 , $e_t \geq 24\%$ 。

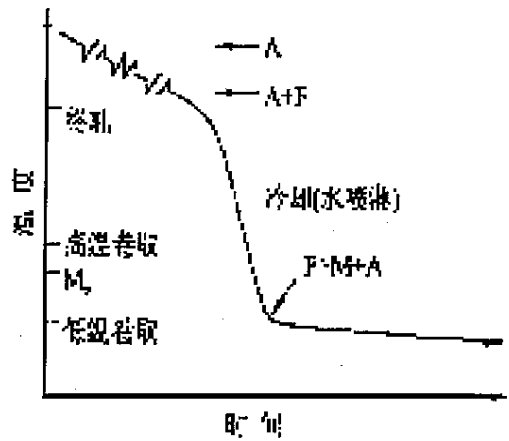


图 1.8 双相轧制工艺过程示意图

Fig.1.8 The schematic plan of technological process about dual-phase steel

日本利用“双相轧制”工艺生产的热轧双相钢多为 C-Mn 系、C-Mn-Si 系、C-Mn-Cr 系。这类双相钢的工艺性能较差，工艺参数要求较严格，工艺实现相对困难些，尤其是终轧后的冷却工序，控制较困难。但钢中的合金元素含量较少，因此价格便宜^[14]。

1.6 双相钢的发展趋势

从材料价格、工艺性能、构件寿命等方面来看，双相钢在和塑料、铝合金的竞争，在大多数双相钢总的发展趋势是：细晶化、复相化、微合金化。

(1) 非冲压成形双相钢的开发应用

作为商品双相钢问世至今仅 10 余年，但它在汽车工业的应用非常广泛，如轿车车身、车盖板、轮辐等冲压部件，减轻构件重量 20%~30%，为了充分利用双相钢的特性，近几年来，国内外正开展对非冲压成形双相钢的研制。

(2) 微合金化

热处理双相钢可以在合金元素含量低的钢中获得。因此研制添加价廉的合金化元素以提高钢的淬透性。在较小的冷速下获得铁素体马氏体岛的双相组织，是热处理双相钢发展的重要方向。

(3) 发展高强度双相钢

90 年代以来，国外开始发展高强度级别双相钢，其 $R_m \geq 1000\text{MPa}$ ，以满足不同构

件的强度要求^[24,25]。

1.7 研究背景和研究内容

1.7.1 研究背景

双相钢适合于各种高强度要求，且形状复杂、成型困难的产品。用于汽车业可使汽车冲压重量减轻 30%，从而降低汽车自重和减少耗油量。由于其特殊结构和性能，美国、日本等经济发达国家汽车制造业已广泛采用。而我国在双相钢的应用上还需进一步推广。

我国热轧双相钢不能大批量生产和应用有以下几方面原因：

一方面，Cr、Mo 等微合金元素的添加使双相钢存在一个亚稳态奥氏体的“卷取窗口”，可以得到良好性能的双相钢，工艺操作性好工艺过程容易进行，板卷性能也较均匀，但会大幅度地增加成本。

另一方面，以 Si、Mn 为主要添加元素的热轧双相钢工艺实现难度大。以 Si、Mn 为主要添加元素的热轧双相钢，在轧后得到的奥氏体晶粒较粗大，奥氏体向铁素体转变的速度较慢，所以冷却方式采用分段冷却：轧后以较快的速度冷却到铁素体转变的下限，然后缓冷以得到适量的铁素体，之后迅速冷却到马氏体点以下进行卷取，得到双相组织。而现代轧机大多采用升速轧制，这样一来造成带钢的头尾速度不一样，对分段冷却的冷却方式的实现带来困难，从而使双相钢轧后得到的组织中马氏体和铁素体体积分数在整个钢板上分布不均匀，最终使得钢板的头尾性能不均匀。而且这类热轧双相钢需要高含量的 Si、Mn 合金元素，这样以来会影响产品的表面质量。钢板经加热炉加热后在表面会形成氧化皮，氧化皮分三层，从外到里其成分依次是 Fe_2O_3 、 Fe_3O_4 、 FeO 。Si 含量高时钢基体中的 SiO_2 会和 FeO 生成较多硅晶石 Fe_2SiO_4 。硅晶石在 $1174^\circ C$ 以上呈液态，在较低温度是粘性固体，用高压水除鳞时很难除掉。除鳞后硅晶石层露在外面被继续氧化生成红锈。在随后的轧制过程中发生夹杂的压入，从而影响轧件的表面质量。有些工厂在生产时添加的是纯 Mn 元素，这同样会在一定程度上增加生产成本。但从汽车等工业发展的需求而论，有着广阔的前景。因此，挖掘设备潜力、优化生产工艺，降低成本，提高生产质量是我国双相钢发展的主要方向。

1.7.2 本文研究内容

为了开发低成本的热轧双相钢，在阅读相关文献的基础上，本文的研究拟通过以下方法解决存在的问题：

- (1) 减少微合金元素的添加,以降低生产成本。以价格较低的 Si、Mn 为主要添加元素,并适当地较常规情况降低 Si、Mn 的含量。
- (2) 通过添加微量的微合金元素 Nb、Ti,实现轧后连续冷却,避免输出辊道上的许多控制问题,以降低工艺实现的难度。在钢中添加微量 Nb 和 Ti 的情况下,可以通过其碳、氮物质点的弥散析出及 Nb、Ti 的固溶,细化奥氏体晶粒,加快奥氏体向铁素体的转变,从而可以保证在连续冷却的条件下也可以得到适量的铁素体,从而得到综合性能较好的细晶双相组织。

连铸坯轧制双相钢的研究方法主要是通过对实验钢高温变形行为和过冷奥氏体连续转变曲线进行充分研究的基础上,通过现场取样,在实验室采用不同的控轧控冷制度进行实验,然后检测性能,进行显微组织分析。得出合金成分、轧制制度和冷却制度对马氏体体积分数及其分布、形态和性能的影响规律。具体研究内容如下:

- (1) 在 Gleeble-1500 热模拟机上进行了单道次压缩实验,得到了变形温度、变形程度和变形速率对实验钢组织性能的影响规律。

- (2) 采用热膨胀法测定了未变形条件下的连续冷却转变曲线,结合金相观察结果,给出了冷却速度对实验钢组织的影响规律。

- (3) 采用透射电镜观察,对变形后微观组织中马氏体的具体形态和铁素体内的位错和析出进行了分析。

- (4) 在热模拟实验的基础上,通过实验室热轧实验给出了终轧温度、冷却速度和卷取温度等工艺参数对实验钢组织性能的影响规律,制定了合理的轧制、冷却工艺制度。

2 实验钢高温变形行为的研究

钢在奥氏体区的变形是控制轧制理论的基础。在奥氏体再结晶区的变形可以通过奥氏体再结晶过程的反复进行而使奥氏体晶粒得到细化；在奥氏体未再结晶区的变形可以得到形变的奥氏体晶粒，不仅增加了奥氏体晶界的面积，而且增加了位错、变形带、空位以及形变孪晶等缺陷，这些缺陷的存在增加了冷却过程中奥氏体→铁素体相变的形核部位，因而有利于铁素体的晶粒细化。因此，奥氏体区的变形是为控制冷却作组织准备的重要过程。

研究钢铁材料在高温变形时的变形抗力与变形量、变形温度和变形速率的关系对钢铁材料的工业生产有重要指导意义。在微合金钢中，由于Nb、V、Ti等微合金元素作用，金属在热变形过程中内部组织结构的变化非常复杂，其中包括：加工硬化、动态回复、动态再结晶以及微合金碳氮化物的析出等。而且，这些组织在演变过程还相互作用。

本章将实验钢在Gleeble-1500热模拟实验机上进行不同工艺参数的单道次压缩实验，研究变形温度、变形速率等工艺参数对实验钢组织性能的影响规律，为制订合理的控制轧制工艺制度提供理论和实验依据。

2.1 实验钢成分的确定

为了确保钢能获得双相组织，除了工艺制度外，钢的化学成分则是决定性因素。双相钢合金元素成分设计的指导思想为：

- (1) 适合生产实际情况；
- (2) 在满足双相钢性能要求的情况下，以Si、Mn强化，尽可能不含Cr、Mo、V等元素；
- (3) 允许轧制和冷却工艺有一定变化范围，而不对双相钢性能造成过大影响；
- (4) 非室温时效性；由于双相钢的组织是一种铁素体加马氏体的亚稳定组织，如果双相钢成分设计不合理，会有显著的室温时效性。据国外文献和我们的实验证明，当 $Mn > 0.80\%$ 、 $Si < 1.2\%$ 、 $Al \geq 0.02\%$ 时，是保证双相钢中碳、氮原子在室温下不易扩散和高密度位错不易散失的重要内在因素，并由此获得室温下能长期存在、性能稳定的非室温时效性的热轧双相钢；
- (5) 有良好的焊接性能。

为了发挥钢的潜力,充分利用微合金元素在提高强度、改善钢的综合性能方面的作用,本论文采用鞍钢 NO.1 的连铸坯作为实验钢,其在 C-Mn 钢成分的基础上添加少量的合金元素 Nb, Ti 以达到细化晶粒的效果。实验用双相钢成分设计如下:

表 2.1 实验钢 NO.1 化学成分(质量,%)

Table 2.1 Chemical composition of tested steel NO.1 (mass,%)

C	Si	Mn	P	S	Al	Nb	Ti
0.08	0.22	1.02	0.014	0.003	0.034	0.02	0.013

(参考钢种:本钢、鞍钢、川崎制铁、住友金属) [26-29]。

2.2 实验方法

将坯料由原来的 64mm 轧制成 14mm 后,沿纵向进行取样,加工成 $\phi 8 \times 15\text{mm}$ 的圆柱状热模拟试样,在 Gleeble-1500 热模拟试验机上进行的。

试验的具体参数如图 2.1 所示,为了保证在加热过程中能使微合金元素充分溶解并使奥氏体充分均匀化,选择试样加热温度为 1200°C ,保温时间为 3min,选择的变形温度分别为 750°C 、 800°C 、 850°C 、 900°C 、 950°C 、 1000°C 、 1050°C 、 1100°C 、 1150°C ; 变形速率分别为 0.1 s^{-1} 、 1.0 s^{-1} 、 5.0 s^{-1} [30,31]。

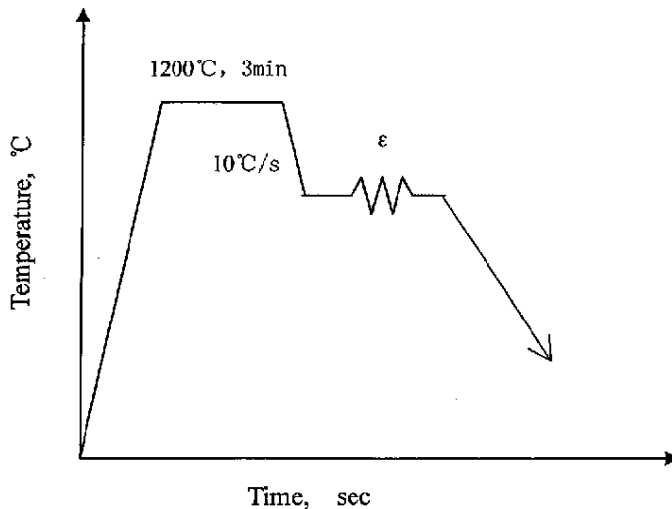


图 2.1 单道次压缩实验工艺图

Fig. 2.1 The schematic illustration of single-pass compression experiments

2.3 实验结果与分析

根据实验得到的应力—真应变曲线，可以把试验钢的整个变形过程能分为三个阶段：

变形的初始阶段：在高温进行变形，在变形过程中同时发生着加工硬化和软化两个过程，这两个过程在变形中不断的交替进行以保证变形能够顺利进展。在变形初期，变形速率由零而增加到所采用的变形速率，随着变形的进行，位错密度（ ρ ）将不断增加，产生加工硬化，并且加工硬化的增加速率较快，使变形抗力迅速上升。同时，由于变形在较高的温度下进行，位错在变形过程中通过交滑移和攀移的方式运动，使部分位错相互抵消，使材料得到回复。这是回复和加工硬化同时进行，所以称作动态回复。当位错排列并发展到一定程度时候，会形成清晰的亚晶，称作动态多边形化^[30]。虽然随着位错的增加，位错的消失速度也加快，使加工硬化逐渐减弱，但在这一阶段加工硬化的作用还是强于动态回复的软化作用。反映在应力—应变曲线上是随着变形量的增大，应力值仍然不断增大。由于回复的软化作用不能完全抵消加工硬化，随着变形量的增加，位错密度继续增加，内部储存能也继续增加。

第二阶段：在这一阶段的变形过程中，应力—真应变曲线变得平缓。随着变形量的增加，应力值变化不大。当变形温度高且变形速率低的时候，曲线还会出现峰值，然后趋向于一定值，即发生动态再结晶现象。在这一阶段，动态软化作用加强，反映在应力—应变曲线上就是应力值随变形量的增加而增加的速度变缓，应力—应变曲线变得平直。这一阶段，动态的回复作用加强，使更多的位错消失，奥氏体的变形抗力下降。

第三阶段：在试验钢变形的最后阶段，应力随变形的增大，有一个急剧升高的阶段。在普通的碳锰钢变形过程中，当动态再结晶发生后，随着变形的进一步进行，应力值会基本保持不变，趋向于一定值。而在试验钢的应力—真应变曲线上，变形后期应力升高是两种作用综合的结果。一是由于试验钢中的微合金碳氮化物的应变诱导析出所引起的。随着变形的进行，在晶界和位错上会析出弥散细小的微合金碳氮化物，这些弥散的微合金碳氮化物会钉扎位错和晶界，阻止位错的进一步移动，使进一步变形变得困难。表现在应力—真应变曲线上就是随着变形量的增加，应力值升高。另一方面就是随着变形的进行，还会由于试样的缩短、变粗而引起面积效应，也会使应力值升高。由于在前一变形阶段应力—应变曲线比较平缓，从而会在应力—应变曲线上出现一个转折点。

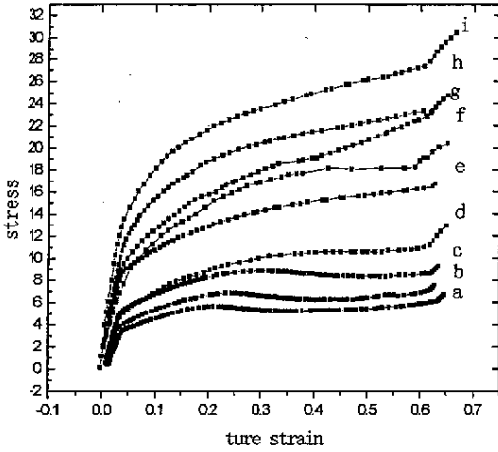


图 2.2 应变速率为 $0.1s^{-1}$ 时不同温度单道次压缩的应力—应变曲线

Fig.2.2 The stress-strain curves of the Samples deformed at $1150^{\circ}C$ (a), $1100^{\circ}C$ (b), $1050^{\circ}C$ (c), $1000^{\circ}C$ (d), $950^{\circ}C$ (e), $900^{\circ}C$ (f), $850^{\circ}C$ (g), $800^{\circ}C$ (h) and $750^{\circ}C$ (i) with strain rate of $0.1s^{-1}$

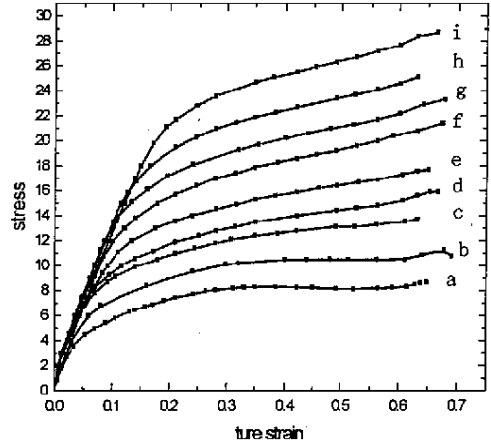


图 2.3 应变速率为 $1.0s^{-1}$ 时不同温度单道次压缩的应力—应变曲线

Fig.2.3 The stress-strain curves of the samples deformed at $1150^{\circ}C$ (a), $1100^{\circ}C$ (b), $1050^{\circ}C$ (c), $1000^{\circ}C$ (d), $950^{\circ}C$ (e), $900^{\circ}C$ (f), $850^{\circ}C$ (g), $800^{\circ}C$ (h) and $750^{\circ}C$ (i) with strain rate of $1.0s^{-1}$

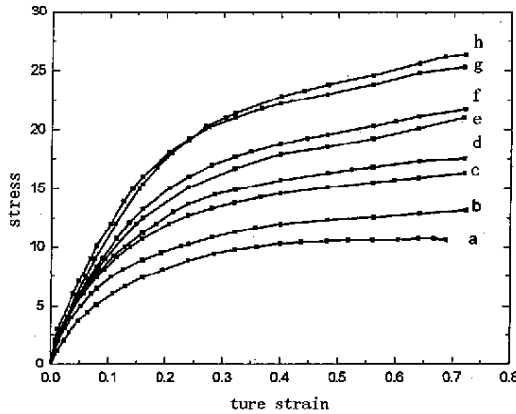


图 2.4 应变速率为 $5.0s^{-1}$ 时不同温度单道次压缩的应力—应变曲线

Fig. 2.4 The stress-strain curves of the samples deformed at $1150^{\circ}C$ (a), $1100^{\circ}C$ (b), $1050^{\circ}C$ (c), $1000^{\circ}C$ (d), $950^{\circ}C$ (e), $900^{\circ}C$ (f), $850^{\circ}C$ (g) and $800^{\circ}C$ (h) with strain rate of $5.0s^{-1}$

图2.2~图2.4 为变形速率分别为 0.1 s^{-1} 、 1.0 s^{-1} 和 5.0 s^{-1} 时不同温度变形的应力-应变曲线。在应变速率为 0.1 s^{-1} 时，从 $1150\text{ }^{\circ}\text{C}$ 到 $1000\text{ }^{\circ}\text{C}$ 的应力-应变曲线均为动态再结晶型，除了 $1000\text{ }^{\circ}\text{C}$ 的曲线应力峰值过后应力下降较小外，其余曲线应力峰值过后下降都非常明显。变形温度从 $950\text{ }^{\circ}\text{C}$ 以下除了 $900\text{ }^{\circ}\text{C}$ 外均为动态回复型，只是曲线的第三阶段是上升的，说明在此阶段随着变形程度的加大，位错密度，或者说应变能是增加的。但在 $900\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时的曲线为动态再结晶型，根据低碳钢变形过程组织变化的研究结果，在此温度范围内变形过程有应变诱导相变发生，曲线的形状是由相变造成的软化和奥氏体、铁素体的加工硬化达到动态平衡的结果。在 $800\text{ }^{\circ}\text{C}$ 以下的应力-应变曲线也是动态回复型的，但曲线的第三部分是上升缓慢的，从变形抗力来看，随着变形温度的降低，应力-应变曲线的应力水平在增加。在应变速率为 1.0 s^{-1} 时， $1150\text{ }^{\circ}\text{C}$ 和 $1100\text{ }^{\circ}\text{C}$ 的曲线为动态再结晶型， $1000\text{ }^{\circ}\text{C}$ 以下的曲线则为动态回复型。可以看出，随着应变速率的增加，发生动态再结晶的温度升高，发生动态回复的温度范围扩大。

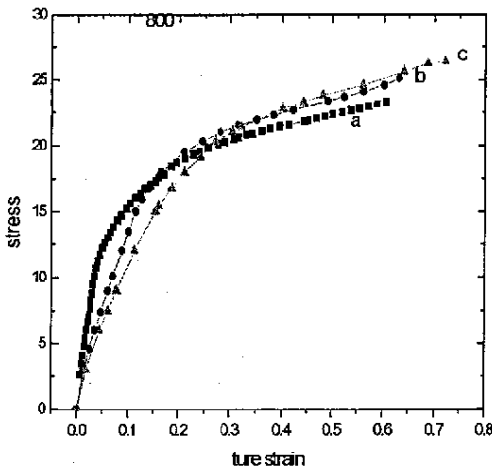


图 2.5 在 $800\text{ }^{\circ}\text{C}$ 以不同应变速率进行单道次压缩的应力-应变曲线

Fig. 2.5 The stress-strain curves of the samples deformed at $800\text{ }^{\circ}\text{C}$ with strain rate of 0.1 s^{-1} (a), 1.0 s^{-1} (b) and 5.0 s^{-1} (c)

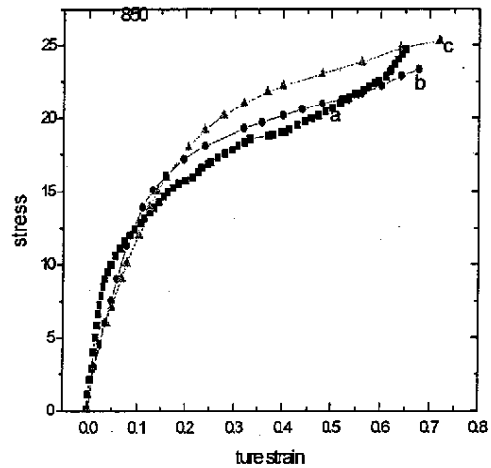


图 2.6 在 $850\text{ }^{\circ}\text{C}$ 以不同应变速率进行单道次压缩的应力-应变曲线

Fig.2.6 The stress-strain curves of the samples deformed at $850\text{ }^{\circ}\text{C}$ with strain rate of 0.1 s^{-1} (a), 1.0 s^{-1} (b) and 5.0 s^{-1} (c)

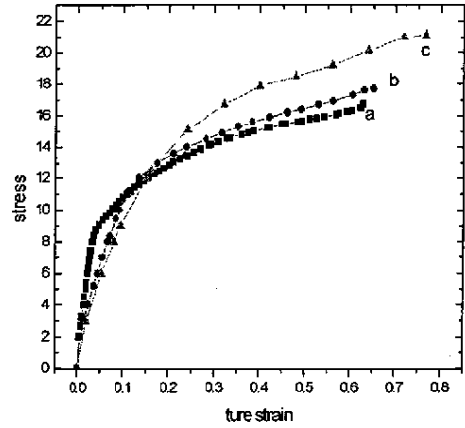
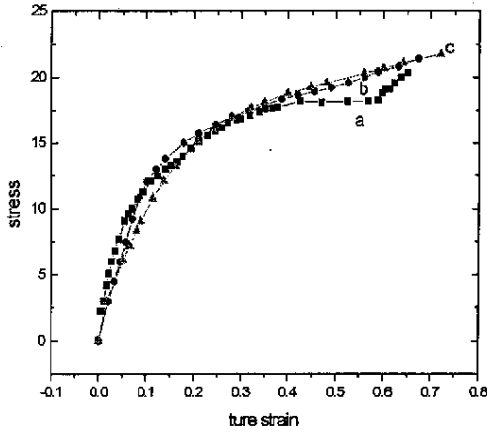


图 2.7 在 900°C 以不同应变速率进行单道次压缩的应力—应变曲线

图 2.8 在 950°C 以不同应变速率进行单道次压缩的应力—应变曲线

Fig.2.7 The stress-strain curves of the samples deformed at 900°C with strain rate of 0.1 s^{-1} (a), 1.0 s^{-1} (b) and 5.0 s^{-1} (c)

Fig.2.8 The stress-strain curves of the samples deformed at 950°C with strain rate of 0.1 s^{-1} (a), 1.0 s^{-1} (b) and 5.0 s^{-1} (c)

变形速率对变形抗力的影响也十分明显。图2.5~图2.8 分别为在950°C、900°C、850°C和800°C以不同应变速率变形的应力应变曲线。可以看出，在相同的变形温度和变形程度条件下，随着变形速率的增大，应力值也随之升高，这是由于在以上变形温度下，随着应变速率的增大，虽然再结晶的驱动力也越大，但加工硬化的作用也随着应变速率的增大而增大，且硬化作用高于软化作用的缘故。

2.4 小结

本章以实验钢 NO.1 为研究对象，研究了高温变形时的变形量、变形温度和变形速率对实验钢变形抗力的影响规律，得出如下结论：

(1) 变形温度和应变速率是影响奥氏体变形行为的主要因素。在应变速率相同时，随着变形温度的提高，应力—应变曲线从动态回复型转变为动态再结晶型，发生动态再结晶的温度随应变速率的增大而上升；在变形温度相同时，随着应变速率的将度，应力应变曲线从动态回复型转变为动态再结晶型。

(2) 随着变形温度的升高和应变速率的下降，动态再结晶曲线的峰值应力下降，峰值应变减小。

(3) 随着应变速率的增加, 发生动态再结晶的温度和应变范围减小, 当应变速率超过 5s^{-1} 时, 变形过程很难发生动态再结晶。

(4) 由于增加变形量和增加应变速率均使应变能明显增加, 也就是增加了静态软化过程的驱动力, 所以增大预应变量和应变速率均加快了变形后的软化过程。

3 实验钢连续冷却转变的研究

控制轧制和控制冷却的主要优点之一是获得理想组织，从而提高钢的强度、韧性和抗脆性断裂的能力，因此控制轧制和控制冷却工艺已在板材、带材、线材和型钢等各方面得到了广泛的应用。而制定与之相适应的新工艺的主要依据之一就是钢的过冷奥氏体转变曲线（即 CCT 曲线）。钢的 CCT 曲线对冷却过程的组织控制具有重要意义，它可以提供各种临界冷却速度，这就为选择合适的冷却速度提供了第一手参数，对于了解钢的组织与性能、合理选用钢材、制定合理的热处理工艺等都是不可缺少的技术资料，在新钢种研制、特别是在新工艺的研究中具有重要的指导意义，因而在现实中获得了广泛的应用。

本章在 Gleeble-1500 热模拟试验机上应用热膨胀法结合金相法建立了该钢种奥氏体的未变形条件下的连续冷却转变曲线，即静态 CCT 曲线，为制订合理的控制轧制和控制冷却工艺提供指导，另一方面可以研究不同冷却条件对试验钢组织，特别是第二相组织和性能的影响。

3.1 实验方法与内容

3.1.1 热膨胀法

钢的连续冷却转变指的是在一定的冷却速度下，过冷奥氏体在一个温度范围内所发生的转变。而这种转变可变的外部因素就是过冷奥氏体的冷却速度，研究冷却速度转变的实质是研究冷却速度对过冷奥氏体分解即分解产物的影响。而这种影响又是通过温度起作用的。连续冷却过程实际上是过冷奥氏体通过了由高温到低温的整个区间。连续冷却速度不同，到达各个温度区间的时间以及在各个温度区间停留的时间也不同。由于过冷奥氏体在不同的温度区间分解的产物是不同的，因此连续冷却转变得到的往往是不均匀的混合组织。过冷奥氏体转变为其它组织时，钢的体积都要不同程度地发生膨胀。利用这个特点，将钢加工成细长的圆柱状试样，加热并奥氏体化后放入特定仪器中使之以指定的速度冷却。最初，随着温度的下降，试样因冷缩而逐渐缩短。等到过冷奥氏体开始发生转变，试样便会伸长，转变终止后试样又要重新随温度的下降而缩短。仪器可以自动绘出时间-温度曲线（即冷却曲线）和温度-长度曲线，由此便可以测出钢以指定的冷却速度冷却时过冷奥氏体开始转变和转变终止（或終了）的温度。“转变終了”意味

着过冷奥氏体全部消失。“转变终止”是指仍有一部分过冷奥氏体存在，这一部分奥氏体在更低的温度范围内转变为其他组织，还有一部分过冷奥氏体保留不变。再这种情况下，温度-长度曲线会出现两段转折段。更复杂的情况是相继进行铁素体（或二次渗碳体）析出、珠光体转变、贝氏体转变、马氏体转变等相变过程，这时温度-长度曲线上会出现四个转折段，分别反映发生上述各种相变的温度范围。

测定钢在热轧后冷却过程中奥氏体相变温度的方法可以分为两类。一类是利用钢在相变过程中发生的物理变化来测定相变点，如测定相变时钢的体积膨胀（或收缩）、电阻的变化、因相变放热而造成钢的冷速的变化等。另一类是利用在奥氏体区和（ $\gamma+\alpha$ ）双相区轧制时钢中产生的织构特点和力学性能的变化来测定相变点，如测定轧制织构的变化，测定钢的强度的变化等。常用的方法有：金相法、热膨胀法、织构法和热分析法等。

热膨胀法是日前最常用的一种测定变形奥氏体相变温度的方法。本实验采用热膨胀法测定实验钢的静态 CCT 曲线，研究了实验钢奥氏体连续冷却时的相变行为和显微组织。热膨胀法的测定原理是根据钢的各相有不同的热膨胀系数与比容，比容按由大到小的顺序排列为：马氏体>贝氏体>珠光体>铁素体>奥氏体。所以在钢的组织中，凡发生奥氏体分解、铁素体析出的过程都将伴随着体积膨胀。实验钢的冷却速度是由计算机设定的程序通过热模拟机内的冷却循环水自动控制，由夹持在试样中部的传感器测定连续冷却过程中因温降和相变引起的试样直径的变化，并通过 X-Y 记录仪记录温度-膨胀量曲线。根据这种曲线上的特征点来确定奥氏体的各种相变温度，相变开始点和相变结束点的确定并无统一的准则。每一个实验室都有特有的方法，通用的方法有以下几种：切线法，角切法，极值法，平均法。

本实验用的是切线法：把热膨胀曲线上的纯热膨胀（或纯冷收缩）的直线段延长，以曲线开始偏离的位置即切点所对应的温度作为相变点，即临界点。此法的优点是符合金属学原理，只是判断相变温度的位置很容易受观测者的主观因素的影响，但对工业应用有足够高的准确度，使用也很方便。如图 3.1 为连续冷却转变过程中发生铁素体转变和贝氏体转变时确定相变点的示意图。

将变形完后的试样以不同的冷却速度冷却时测得的一组不同形状的温度-膨胀量曲线加以整理，根据每条曲线出现拐折的情况，便可以准确的定出某种组织转变的开始温度和完了温度。按照一定的规则确定出冷却时间，然后分别将这些点在温度-时间（对数）坐标上描点，再分别连接起来，便得到了一条 CCT 曲线^[32~34]。

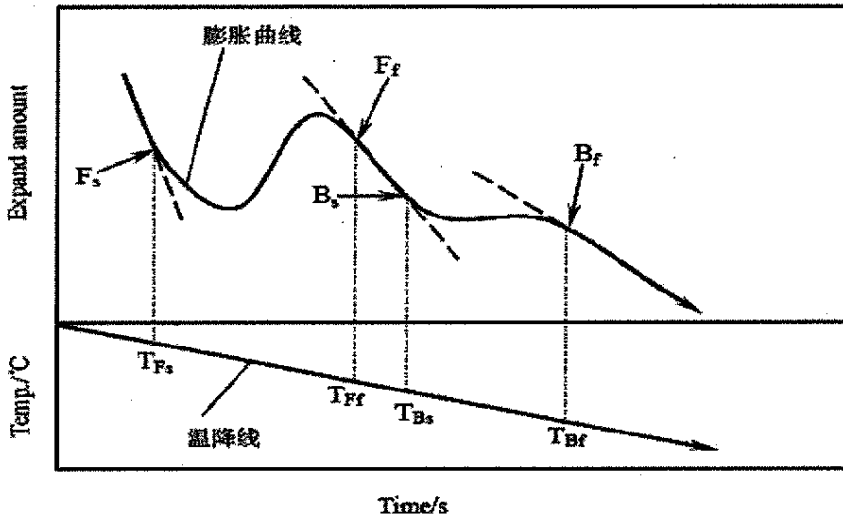


图 3.1 连续冷却转变时膨胀曲线示意图

Fig.3.1 The schematic illustration of dilation curve during continuous cooling

3.1.2 实验内容

实验所用材料为取自鞍钢的 NO.1，其化学成分如表 2.1 所示。将 64mm 厚的热轧中间坯经 450 热轧实验机组热轧成 14mm 厚的板材，再加工成尺寸为 $\Phi 8 \times 15\text{mm}$ 圆柱形热模拟试样，在 Gleeble-1500 热模拟试验机上应用热膨胀法绘制实验钢在该条件下的温度-膨胀量变化曲线。

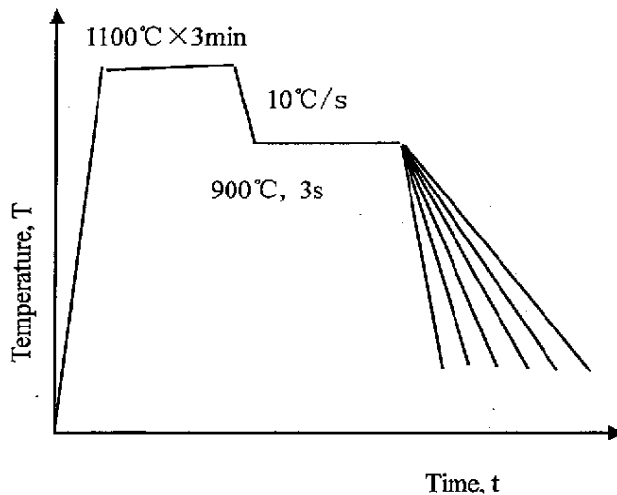


图 3.2 CCT 曲线测试工艺

Fig.3.2 Measurement craft of CCT curve

本实验所采用的工艺如图 3.2 所示，具体方法如下：将试样以 $20^\circ\text{C}/\text{s}$ 的速度加热到

1100℃，保温 3min 后以 10℃/s 的冷却速度冷却到 900℃，保温 3s，后分别以 0.05℃/s、0.20℃/s、0.5℃/s、1℃/s、2℃/s、5℃/s、10℃/s、20℃/s、30℃/s 的速度冷却到室温，记录冷却过程中的热膨胀曲线，进行静态 CCT 曲线测定。考虑到实际生产中的冷却速度及热模拟试验机的冷却能力，在热模拟实验机上，冷却速度超过 30℃/s 的热膨胀曲线控制太难，实验误差太大。所以冷却速度超过 30℃/s 以上的热膨胀曲线没有进行测量。

3.2 实验结果及分析

根据冷却过程中记录的热膨胀曲线，结合金相法绘制出完整的 CCT 曲线。将试验试样沿轴向刨开，制作金相试样，经 4%硝酸酒精溶液腐蚀，在光学显微镜上进行观察并分析，研究实验钢在奥氏体未变形条件下经不同冷却速度冷却后的组织。

3.2.1 静态 CCT 曲线

表 3.1 热模拟试验数据

Table 3.1 Experiment data of simulation

冷速	时间	F _s	时间	F _f	时间	P _s	时间	P _f	时间	B _s	时间	B _f
℃/s	(s)	(℃)	(s)	(℃)	(s)	(℃)	(s)	(℃)	(s)	(℃)	(s)	(℃)
0.05	1700	815	2600	770	2600	770	5000	650				
0.2	500	800	950	710	950	710	1400	620				
0.5	220	790	400	700	400	700	600	600				
1	125	775	220	680	220	680	310	590				
2	70	760	112	675	112	675	165	570				
5	32	740	57	615	57	615	72	540	72	540	86	470
10	17	730	29	610	29	610	36	530	36	530	45	450
20	13	640	19.5	510					19.5	510	24.5	410
30	9	630	13.3	500					13.3	500	17.6	370

根据实验所得的温度-膨胀量曲线并结合金相法，可以得到如下的实验数据见表 3.1。由以上数据绘制出未变形条件下的连续冷却转变曲线（静态 CCT 曲线）如图 3.3 所示。

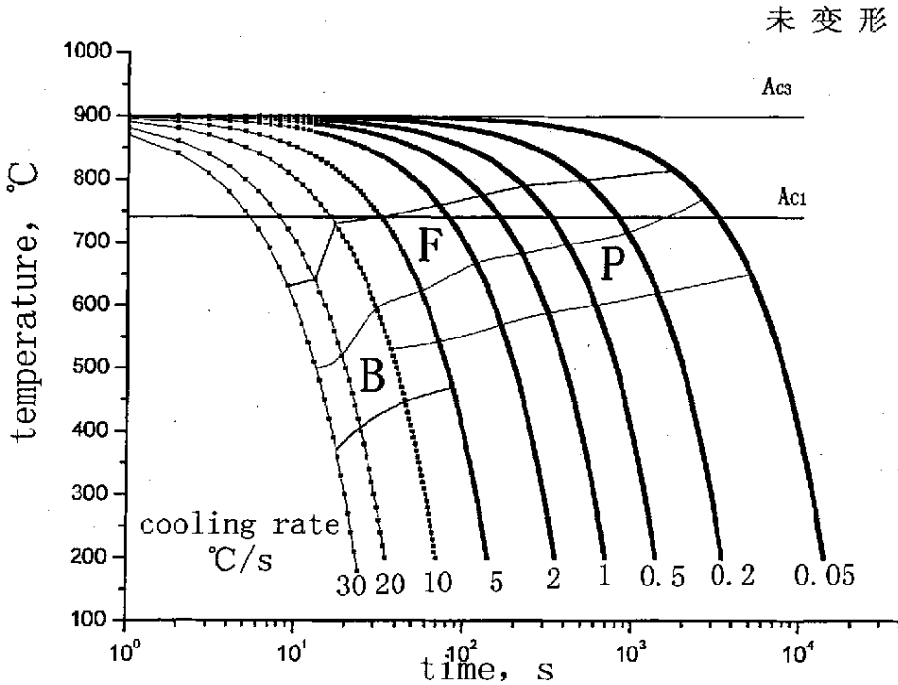


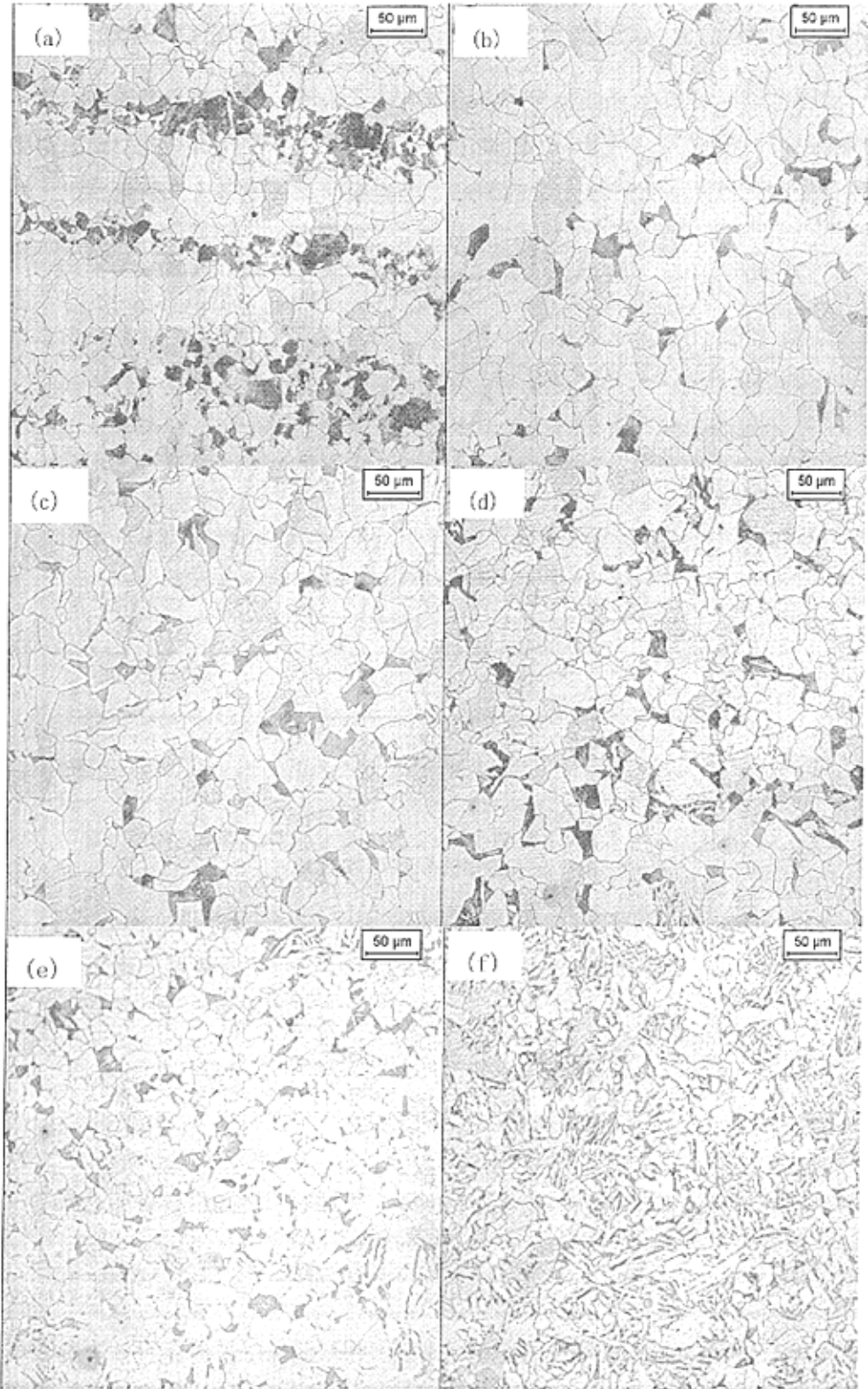
图 3.3 实验钢的静态 CCT 曲线

Fig.3.3 Continuous cooling transformation curve of experiment steel

由图 3.3 可以得到，在奥氏体未变形 CCT 曲线中，相变区域都为三部分：铁素体区、珠光体区和贝氏体区。相变产物为三种：一种为铁素体+珠光体双相组织，另一种为铁素体+珠光体+贝氏体三相组织，一种为铁素体+贝氏体组织。

3.2.2 冷却速度对显微组织的影响

钢在奥氏体未变形情况下经不同冷却速度冷却后所得到的光学显微组织如图 3.4 所示。当冷却速度位于 0.05 °C/s~2 °C/s 时，组织由铁素体和珠光体组成，在冷却速度位于 5 °C/s~10 °C/s 区间时，组织为铁素体+珠光体+贝氏体的三相混合组织。随着冷却速度的提高，铁素体的含量减少，冷却速度的增加使得形核率提高，晶粒也随之变得细小；珠光体组织随着冷却速度的提高而变小，贝氏体含量随冷却速度的增加而明显增多。在 20~30 °C/s 为铁素体和贝氏体组织，无珠光体。



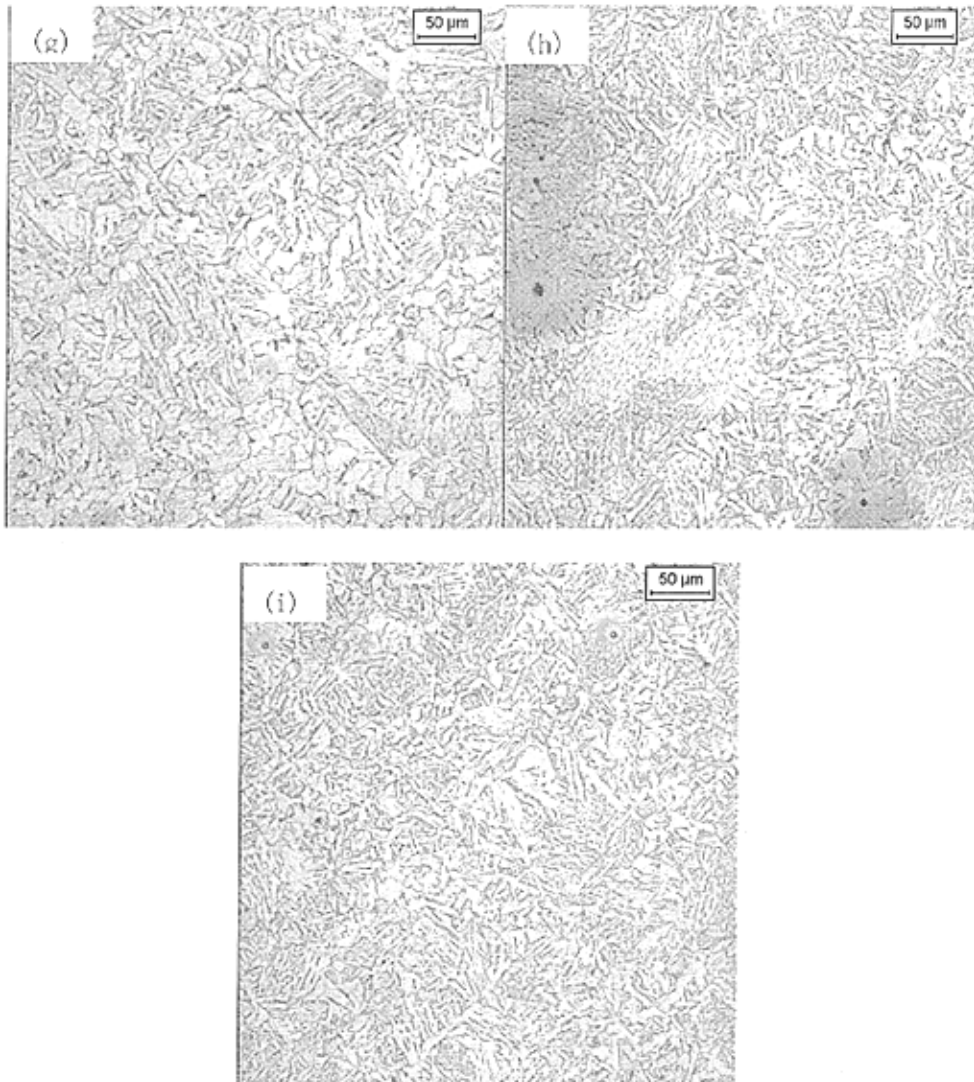


图 3.4 未变形奥氏体不同冷速下的显微组织($^{\circ}\text{C}/\text{s}$), 4%硝酸酒精

Fig.3.4 Microscopic structure with different cooling rates

(a)0.05, (b)0.2, (c)0.5, (d)1, (e)2, (f)5, (g)10, (h)20, (i)30

3.3 小结

本章对试验钢 NO.1 进行热模拟实验研究, 根据热膨胀法结合金相观察研究了实验钢在奥氏体区未变形条件下的相变组织, 并绘制了静态 CCT 曲线, 得到以下结论:

(1) 在奥氏体未变形 CCT 曲线中, 相变区域包括三部分: 铁素体区、珠光体区和贝氏体区。相变产物为三种: 一种为铁素体+珠光体双相组织, 另一种为铁素体+珠光体+贝氏体三相组织, 一种为铁素体+贝氏体组织。铁素体区+珠光体区+贝氏体区。

(2) 冷却速度增加, 过冷度增大, 细化了铁素体、珠光体及贝氏体组织, 得到细

晶强化的效果。

(3) 随冷却速度增加，钢组织细化，第二相（珠光体或贝氏体）的总含量增加。

4 实验室热轧实验

为了较好地模拟工厂现场的轧制和轧后冷却,根据以上几章的对奥氏体高温变形规律及静态 CCT 曲线的分析,在轧制技术及连轧自动化国家实验室的 $\Phi 450$ 热轧实验机组(二辊可逆高刚度轧机)上进行了三次热轧。通过对轧后产品的力学性能的测量和金相组织的观察,深入分析了工艺参数对产品组织性能的影响。进而确定了适合于由实验钢 NO.1 生产双相钢的最优工艺参数。

4.1 实验设备与组织性能的检测方法

4.1.1 实验设备

热轧实验是在轧制技术及连轧自动化国家实验室的 $\Phi 450$ 热轧实验机组(二辊可逆高刚度轧机)上进行的。

轧机的具体参数如下:

轧辊尺寸 $\Phi 450 \times 450 \text{mm}$	最大轧制力 4000kN
轧制速度 0~1.5m/s	最大开口度 170mm
主电机功率 400kW	

控制冷却实验机组:

冷却方式: 管层流、水幕、水雾、超快冷等

冷却速度 5~400°C/s; 降温范围 300~900°C; 冷却机组数 2×8

主要冷却设备: 蓄水池高位水箱、轧制及控冷过程参数检测、轧制及冷却过程控制系统, 液压传动与控制系统, 液压站, 润滑站、设备基础、软件包。

$\Phi 450$ 热轧实验机组的特点:

(1) 轧机具有足够高的刚度与轧制力(20kN/mm), 以满足高强度、大压下与高低温($\sim 600^\circ\text{C}$) 轧制研究的要求, 实现控制轧制功能。

(2) 冷却装置的冷却速度可以在空冷到直接淬火的范围内进行无级调整, 对冷却速度和开冷、终冷等工艺参数进行精确的控制, 实现控制冷却功能。

(3) 具有精确的检测能力和完善的检测功能, 可以提供详实可靠的实验数据。

坯料加热在 KO10 箱式高温加热炉内进行, 钢板轧后在自制水幕冷却装置上进行冷却, 该装置通过调节水幕的流量和传动辊道的速度来控制冷却速度, 较好地模拟现场的

轧后冷却。轧件温度的测量仪器是日本 ICON 红外线测温仪。

4.1.2 实验结果分析手段

(1) 热轧实验钢的力学性能分析方法^[35]

拉伸实验能清楚地反映出材料受外力时表现出的弹性、弹塑性、断裂三个过程。本文采用的是金属静拉伸实验，即在常温、静载和轴向拉伸载荷作用下材料所表现的力学行为。屈服点是材料开始塑性变形的抗力，其用产生塑性变形的应力定义屈服点，因而屈服点从物理意义上可以表征为金属开始产生明显塑性变形的抗力，用 R_e 表示。抗拉强度是在拉断前所承受的最大载荷除以试样原始截面积所得的应力值，用 R_m 表示。

在轧制后的板材头、中、尾部按 GB/2975-82 分别取样，按 GB/6397-86 加工成标准拉伸试样，在 WED-2 型 20kN 电子万能试验机进行实验测量试样的屈服强度、抗拉强度、延伸率，并计算屈强比。

(2) 显微组织观察方法^[14]

任何结构材料的性能总是和它的显微组织密切相关，双相钢的良好强度和延性配合也是由它的双相组织所决定的。因此，研究和建立组织和性能的关系非常重要。许多研究工作探讨了显示双相显微组织的制样和腐蚀方法。显示双相钢显微组织的专用腐蚀剂有多种，其腐蚀后的组织特征也各不相同。

a) 4%硝酸酒精腐蚀

用 4%的硝酸酒精腐蚀试样可以观察晶粒尺寸，区分板条马氏体岛和片状马氏体岛，显示铁素体和马氏体二相界面。

b) Lepera 试剂腐蚀

Lepera 试剂可以区分马氏体、铁素体和贝氏体。具体操作：试样经仔细抛光后用 2%的硝酸酒精短时间腐蚀，再经较长时间抛光，以消除硝酸酒精腐蚀的痕迹；然后将配制好的 1% $\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_5$ 水溶液和 4%苦味酸酒精进行混合，经抛光的试样立即放入溶液中 7~12s（室温下）。腐蚀后的组织特征：铁素体为灰色，马氏体为白色，贝氏体为黑色。

实验在 LEICAQ5501IW 光学显微镜上观察试样经以上两种腐蚀剂腐蚀得到的光学显微组织，并用计数法测量晶粒大小。

c) TEM 分析热轧双相钢中的微观组织特征

透射电镜主要用于观察双相钢中的马氏体的精细结构和铁素体的精细结构，铁素体和马氏体的界面结构以及对小尺寸的残留奥氏体粒子和碳氮化合物的析出进行鉴别。实验所用实验设备为美国 FEI 公司生产的 TECNAI G2 20 透射电子显微镜，该设备的性能

如下:

点分辨率: 0.235nm; 线分辨率: 0.144nm; 加速电压: 20kv~200kv;

放大倍数: 20 倍~100 万倍; 样品台倾角: ± 40 ; 真空: 1.2×10^{-5} Pa。

透射电镜试样的制备: 把试样用线切割机切割成0.3mm 的薄片, 然后磨制到0.06mm 厚之后, 冲成直径为3mm 的圆形薄片, 再用细砂纸精磨到0.03mm左右, 然后进行电解双喷减薄。电解液采用8%的高氯酸和乙醇, 电压为50V, 电流为25mA。将双喷后得到的微观组织在透射电镜下观察。

4.2 第一次实验室热轧实验

4.2.1 实验方法

实验钢 NO.1 (合金成分如表 2.1 所示) 的热轧坯料尺寸为 $110\text{mm}(l) \times 100\text{mm}(w) \times 64\text{mm}(h)$, 具体工艺过程如下: 将坯料加热至温度 1200°C , 保温 1.5h, 粗轧开轧温度控制在 $1100 \sim 1150^{\circ}\text{C}$, 精轧开轧温度控制在 950°C , 终轧温度控制在 $780 \sim 850^{\circ}\text{C}$ 。按 11 道次进行压下: 粗轧四道次, 精轧七道次。道次压下量如下分配:

64mm 0.25 45mm 0.11 40mm 0.20 32mm 0.19 26mm 0.23 20mm 0.25 15mm 0.27 11mm 0.27 8mm 0.25 6mm 0.33 4mm 0.25 3mm。总变形量为 95%, 轧后轧件厚度为 3mm。

为了比较连续冷却方式和分段冷却方式对实验钢组织和性能的影响, 故在轧后的冷却过程中分别采用了这两种方式进行冷却, 如图 4.1 所示。

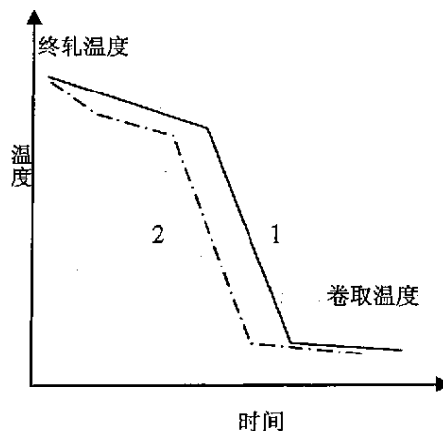


图 4.1 实验钢轧后冷却方式示意图 连续冷却 (1), 分段冷却 (2)

Fig. 4.1 The schematic illustration of cooling-down method after rolling

(1) 连续冷却方式

空冷 (3~7°C/s) 至 690~750°C + 水冷 (70°C/s 以上) 至卷取温度 (卷取温度控制在 100~350°C)。

(2) 分段冷却方式

水冷 (30~50°C/s) 至 690~760°C + 空冷 (3~7°C/s) 至 640~710°C + 水冷 (70°C/s 以上) 至卷取温度 (100~350°C)。

冷至卷取温度后采用石棉被保温缓冷, 模拟卷取^[36~45]。

4.2.2 实验结果及分析

(1) 实测工艺参数

部分典型轧件轧后现场实测得到的工艺参数如表 4.1 和表 4.2 所示:

表 4.1 热轧实验工艺参数(连续冷却模式)

Table 4.1 processing parameters of hot rolling tests

工艺号	精轧开轧温度 (°C)	终轧温度 (°C)	层流开始温度 (°C)	层流速度 (°C/s)	卷取温度 (°C)
A1	950	800	750	101.351	300
A2	952	775	730	81.757	367

表 4.2 热轧实验工艺参数(分段冷却模式)

Table 4.2 processing parameters of hot rolling tests

工艺号	终轧温度 (°C)	急冷速度 (°C/s)	空冷开始温 度 (°C)	空冷速度 (°C/s)	层流开始温 度 (°C)	层流速度 (°C/s)	卷取温度 (°C)
A5	785	12.75	771	4.41	660	106.08	224
A6	820	52.66	721	3.90	624	147.73	136
A8	803	30.20	709	4.14	688	114.63	158

(2) 力学性能的检测

在轧后轧件的板材头、中、尾部按 GB/2975-82 分别取样, 按 GB/6397-86 加工成标准拉伸试样, 在 WED-2 型 20kN 电子万能试验机进行实验, 测量试样的屈服强度、抗拉强度、延伸率、塑性变形各向异性比 r 、加工硬化指数 n , 并计算屈强比, 部分轧件的工艺参数如下表 4.3 所示:

表 4.3 力学性能检验结果

Table 4.3 The result of mechanical properties

工艺号	Re(MPa)	Rm(MPa)	A(%)	r	n	屈强比
A1	373.82	589.13	24.73	0.6561	0.1708	0.63
A2	337.76	548.98	25.39			0.62
A5	390.58	567.97	29.9	0.6652	0.1964	0.69
A6	415.6	560.55	28.56			0.74
A8	421	590.29	26.67	0.9071	0.1872	0.71

由表 4.3 可以得到，试样拉伸得到的抗拉强度在 550~600MPa，延伸率大于 $\geq 25\%$ ，屈强比在 0.6~0.75 之间。且试样拉伸得到的典型应力—应变曲线呈明显的连续屈服状态，如图 4.2 所示。

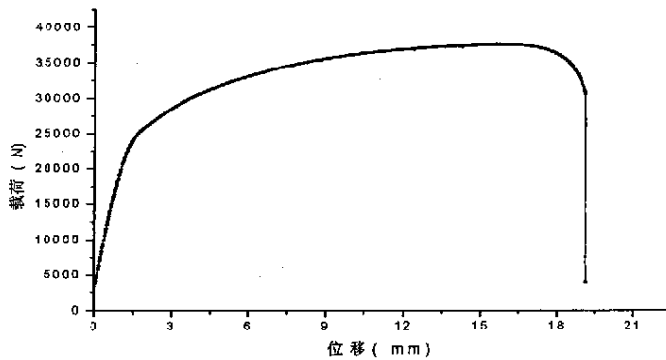


图 4.2 轧件的典型应力—应变曲线

Fig.4.2 The typical stress-strain curve of the rolled steels

(3) 金相组织的观察

试样的性能取决于其组织形态，图 4.3 中所示为分别在连续冷却方式和分段冷却方式得到的轧件上取样，经打磨、抛光、分别用 4%硝酸酒精试剂和 Lepera 试剂腐蚀得到的组织形态。其中(a)、(b)为连续冷却时分别用 4%硝酸酒精试剂和 Lepera 试剂得到的显微组织；(c)、(d)为分段冷却时分别用 4%硝酸酒精试剂和 Lepera 试剂得到的显微组织。

通过观察可以发现采用连续冷却和分段冷却都可以得到马氏体和铁素体的双相组织，且马氏体含量在 13%~20%之间。分段冷却方式得到的晶粒相对于连续冷却方式得到的晶粒较细，故其强度高于前者。

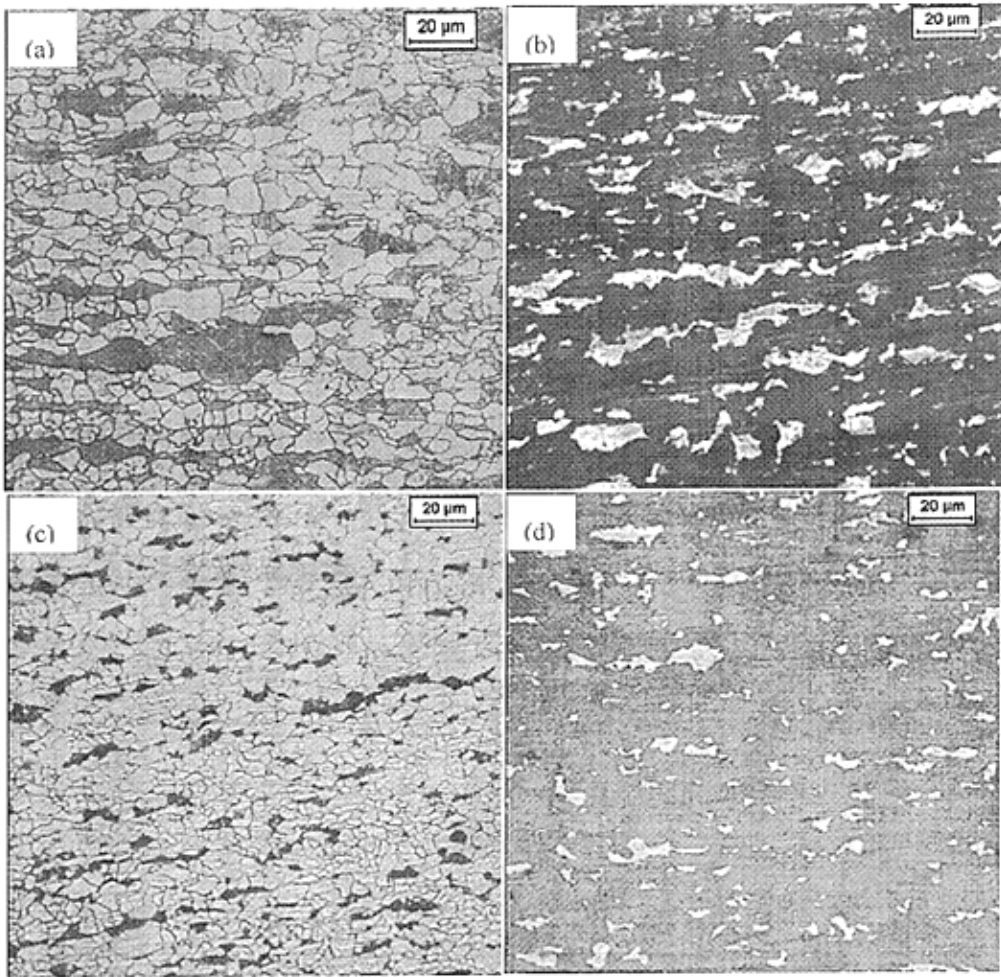


图 4.3 第一次实验室热轧后金相组织，左：硝酸酒精；右：Lepera 试剂

Fig.4.3 Microstructures of tested steel in the first experiment

Continuous cooling mode (a)、(b); stepped cooling mode (c)、(d)

为了进一步确定组织的第二相的具体形态和铁素体中的位错，本文对连续冷却方式的工艺号为 A1 的轧件进行了透射电镜分析（TEM 分析），如图 4.4 所示。通过透射电镜观察，可以发现组织中的第二相呈图 4.4 中(a)、(b)所示，其中(b)为(a)的进一步放大。对图(a)处的衍射花样如图(c)，进行分析，我们可以得到组织中第二相确为板条状马氏体；由图(d)、(c)，对钢中铁素体位错组态的观察得出，紧靠马氏体周围的铁素体中，由马氏体相变诱发的高密度位错，这是由于马氏体相变产生的体积膨胀以及相变以切变方式进行引起的体积形状变化，使铁素体发生塑性变形的结果。同时也可以观察到铁素体中的析出物较少。也正是由于组织铁素体中大量位错的存在和析出物较少的缘故，才得到双相钢应力—应变曲线呈现出的连续屈服状态。

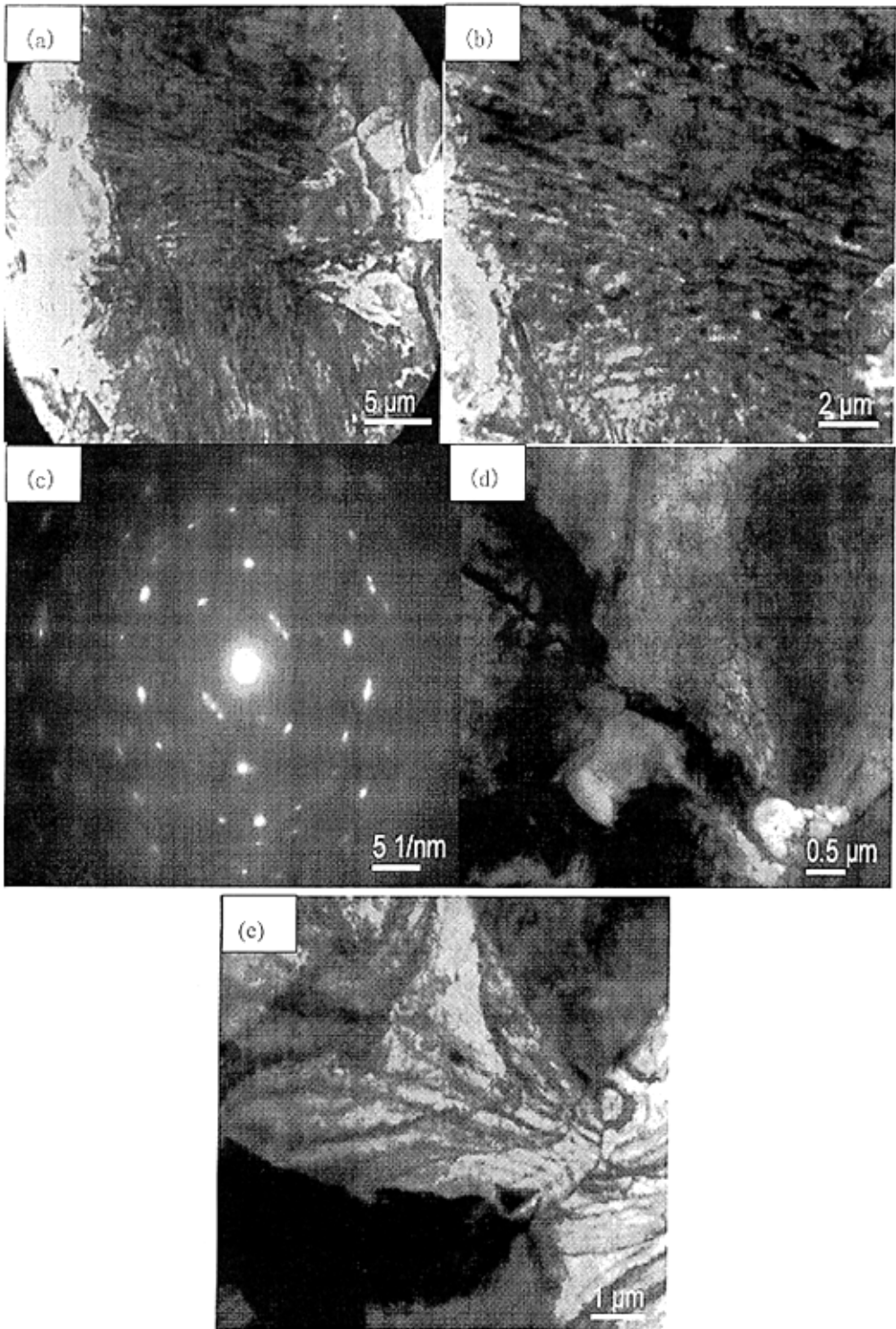


图 4.4 第一次实验室热轧的电镜照片

Fig.4.4 The TEM microstructures of tested steel in the first experiment
martensite (a);enlargement of the first picture(b); diffraction spot of martensite (c);dislocation in ferrites
(d);precipitated phase in ferrites (e)

4.2.3 结论

通过对轧件性能和金相组织的观察得到,实验钢通过第一次实验室热轧能得到双相组织。同时由图 4.3 观察还可注意到:两种冷却模式得到的组织都出现了晶粒不均的情况。混晶组织的存在会恶化轧件性能,故在第二次实验室热轧实验设计时调整了精轧后几道次的压下量,以通过增大其压下量诱发轧后的静态再结晶,以提高组织的均匀性,改善轧件的性能。

4.3 第二次实验室热轧实验

4.3.1 实验方法

实验室热轧坯料尺寸为 $110\text{mm}(l)\times 100\text{mm}(w)\times 64\text{mm}(h)$,具体工艺过程如下:将坯料加热至温度 $1190\sim 1250^{\circ}\text{C}$,保温 1.5h,粗轧开轧温度控制在 $1100\sim 1150^{\circ}\text{C}$,精轧开轧温度控制在 950°C ,终轧温度控制在 $780\sim 850^{\circ}\text{C}$ 。按 9 道次进行压下:粗轧二道次,精轧七道次。道次变形量如下分配:

64mm 0.28 45mm 0.28 32mm 0.25 24mm 0.25 18mm 0.22 14mm 0.21 11mm 0.27 8mm
0.37 5mm 0.40 3mm

总变形量为 95%,轧后轧件厚度为 3mm。

该压下规程相对于第一次实验热轧实验增大了精轧后几机架的压下量,以诱发轧后的静态再结晶,以提高组织的均匀性^[43,46-48]。

轧后冷却方式也采用了连续冷却和分段冷却两种方式:

- (1) 连续冷却方式:空冷 ($3\sim 7^{\circ}\text{C}/\text{s}$) 至 $690\sim 750^{\circ}\text{C}$ +水冷 ($70^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上) 至卷取温度 ($100^{\circ}\text{C}\sim 350^{\circ}\text{C}$)。
- (2) 分段冷却方式:水冷 ($30\sim 50^{\circ}\text{C}/\text{s}$) 至 $690\sim 760^{\circ}\text{C}$ +空冷 ($3\sim 7^{\circ}\text{C}/\text{s}$) 至 $640^{\circ}\text{C}\sim 710^{\circ}\text{C}$ +水冷 ($70^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上) 至卷取温度 ($100^{\circ}\text{C}\sim 350^{\circ}\text{C}$)。

冷至卷取温度后采用石棉被保温缓冷,模拟卷取。

4.3.2 实验结果及分析

(1) 实测工艺参数

部分典型轧件轧后现场实测得到的工艺参数如下表 4.1 和表 4.2 所示:

表 4.4 热轧实验工艺参数(连续冷却方式)

Table 4.4 processing parameters of hot rolling tests

工艺号	终轧温度(°C)	层流开始温度(°C)	层流速度(°C/s)	卷取温度(°C)
B2	791	700	114.83	305
B4	792	730	134.07	220
B7	824	730	122.87	225

表 4.5 热轧实验工艺参数(分段冷却方式)

Table 4.5 processing parameters of hot rolling tests

工艺号	终轧温度 (°C)	急冷速度 (°C/s)	空冷开始 温度(°C)	空冷速度 (°C/s)	层流开始 温度(°C)	层流速度 (°C/s)	卷取温度 (°C)
B9	790	26.49	750	1.93	700	166.11	200
B10	850	36.58	760	1.67	710	121.21	230

(2) 力学性能的检测

表 4.6 力学性能检验结果

Table 4.6 The result of mechanical properties

工艺号	Re (MPa)	Rm (MPa)	A (%)	r	n	屈强比
B2	394.133	579.66	28.01	0.4048	0.165	0.68
B4	442.523	619.79	25.19	0.61	0.17	0.714
B7	386.146	599.22	26.94	0.9972	0.1971	0.644
B9	412.062	613.32	26.04	1.5818	0.1816	0.672
B10	389.308	578.8	29.8	0.8579	0.2016	0.673

由轧件的性能检测结果得到，第二次实验室热轧相对于第一次热轧增大了精轧后几机架的压下量的情况下，轧件的抗拉强度有所提高，大约30~50MPa，延伸率>25%，具体情况如表4.6所示。这是由于在微合金钢中，特别是含铌微合金钢的控制轧制中，通过在奥氏体未再结晶区轧制，可以有效地提高形变奥氏体的晶界、形变带和位错孪晶等晶体缺陷，从而提高 α 形核的有效晶界面积和 α 的形核率，细化 α 晶粒。通过对未再结晶奥氏体的大压下轧制，可以有效地减小奥氏体的晶粒尺寸，提高变形奥氏体的位错密度，

增加形变带和位错孪晶等缺陷，从而增加奥氏体向铁素体转变的形核地点，增加形变奥氏体的有效晶界面积可以有效地细化 α 晶粒，使强度和塑性和韧性都会提高。

金相组织观察时如图 4.5 所示可以观察到，组织晶粒尺寸较第一次实验室热轧明显细化，且较为均匀。连续冷却模式相对于分段冷却模式，在组织和性能方面提高更明显，且两种冷却方式得到的轧件性能之间差别不大。

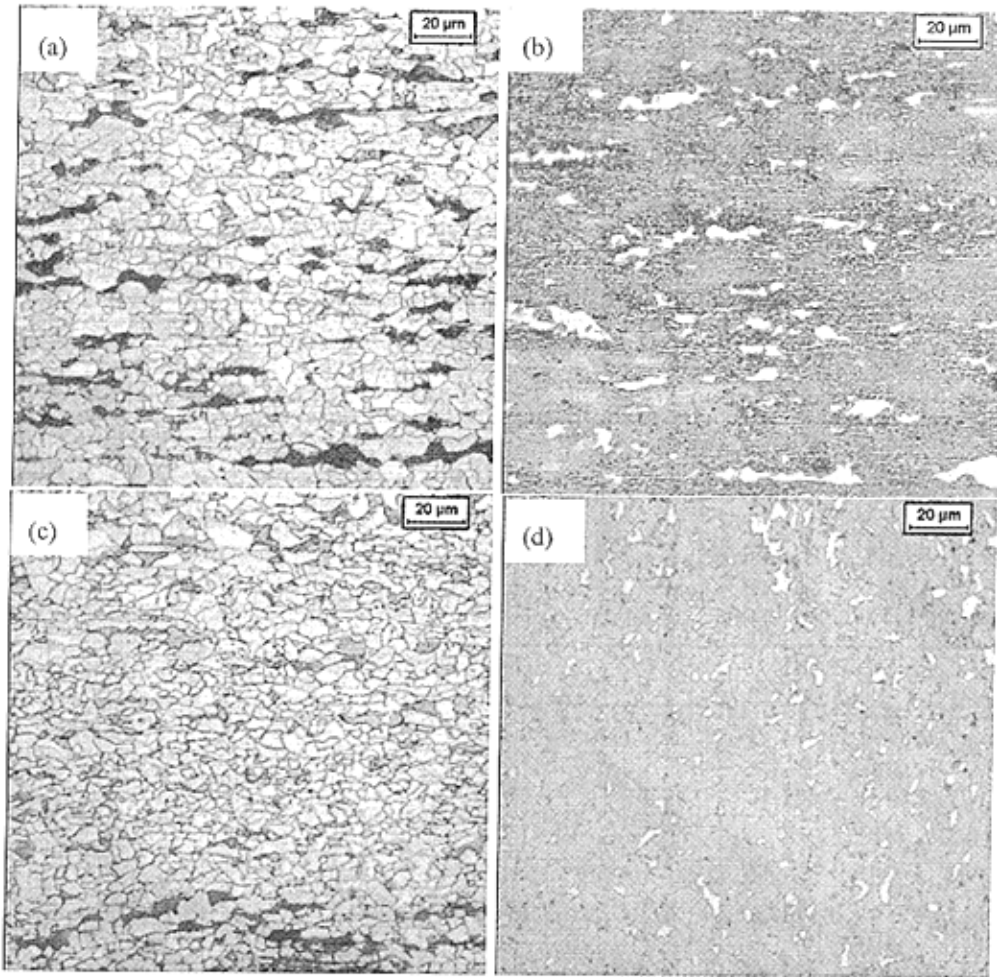


图 4.5 第二次实验室热轧后金相组织，左：硝酸酒精；右：Lepera 试剂

Fig.4.5 Microstructures of tested steel in the second experiment

Continuous cooling mode (a)、(b); stepped cooling mode (c)、(d)

相对于第一次实验室热轧，第二次热轧得到的金相组织的晶粒变得细小，且均匀性有了明显提高，因此会带来轧件性能上的改善。通过对连续冷却方式得到的轧件 B4 进行 TEM 分析,如图 4.6 所示，可以观察到，铁素体晶粒明显细化，约为 $2\mu\text{m}\sim 3\mu\text{m}$ 。

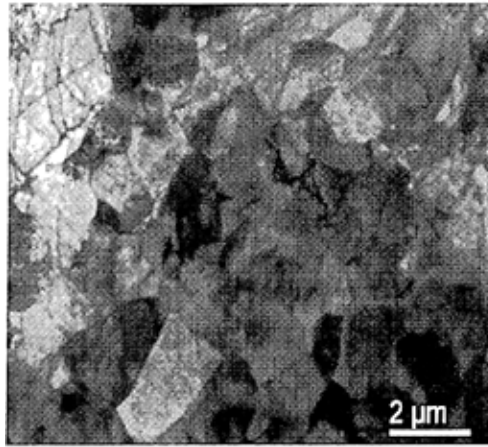


图 4.6 第二次实验室热轧的电镜照片，铁素体晶粒

Fig.4.6 The TEM microstructures of ferrite grain in the second experiment

4.3.3 结论

通过对轧件的性能和组织的观察，第二次实验室热轧在相对于第一次轧制工艺作出调整的情况下性能和组织都有所改善，且连续冷却模式相对于分段冷却模式，在组织和性能方面提高更明显，且两种冷却方式得到的轧件性能之间差别不大。

4.4 第三次实验室热轧实验

经过两次实验室热轧实验，我们可以得到：在增大精轧后几机架压下量($>30\%$)的条件下，采用连续冷却的方式可以得到抗拉强度达到 $550\sim 600\text{MPa}$ ，延伸率 $>25\%$ ，屈服比在 $0.6\sim 0.7$ 之间的双相组织。为了重现实验，和进行钢种比较，进行了第三次热轧实验。

4.4.1 实验方法

为了进行钢种比较，在该次实验室热轧实验中对来源于鞍钢的中间坯 NO.2 进行轧制，其成分见表 4.7。

表 4.7 实验钢 NO.2 化学成分（质量，%）

Table 4.7 Chemical composition of tested steel NO.2 (mass,%)

C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	Nb	Ti	V	Al
0.046	0.24	1.6	0.0099	0.0017	0.15	0.12	0.04	0.16	0.042	0.016	0.03	0.028

实验室热轧坯料尺寸为 110mm(*l*)×100mm(*w*)×64mm(*h*),具体工艺过程如下:

将坯料加热至温度 1190~1250℃,保温 1.5h,粗轧开轧温度控制在 1100~1150℃,精轧开轧温度控制在 950℃,终轧温度控制在 780~850℃。道次变形量按第二次热轧进行压下:

64mm 0.28 45mm 0.28 32mm 0.25 24mm 0.25 18mm 0.22 14mm 0.21 11mm 0.27 8mm 0.37 5mm 0.40 3mm,总变形量为 95%,轧后轧件厚度为 3mm。

轧后冷却方式为连续冷却方式:空冷(3~7℃/s)至 690~750℃+水冷(70℃/s 以上)至卷取温度(100~350℃)。

4.4.2 实验结果及分析

(1) 实测工艺参数

表 4.8 和表 4.9 给出的是 NO.1 和 NO.2 的部分轧件的实测工艺参数:

表 4.8 热轧实验工艺参数(NO.1)

Table 4.8 processing parameters of hot rolling tests

工艺号	精轧开轧温度 (℃)	终轧温度 (℃)	层流开始温度 (℃)	层流速度 (℃/s)	卷取温度 (℃)
C6	900	780	704	109.66	250
C9	910	830	740	164.89	120
C10	910	850	750	147.66	245
C12	900	850	750	159.22	180

表 4.9 热轧实验工艺参数(NO.2)

Table 4.9 processing parameters of hot rolling tests

工艺号	精轧开轧温度 (℃)	终轧温度 (℃)	层流开始温度 (℃)	层流速度 (℃/s)	卷取温度 (℃)
D6	950	780	700	179.49	240
D7	947	850	715	162.97	200

(2) 力学性能的检测

通过拉伸实验所得到的部分典型轧件的强度和延性如表 4.10 和表表 4.11 所示。通过两表的对照比较可以看出:对低硅锰的 NO.1 可以通过连续冷却的方式生产得到综合

性能较好的双相钢。对含合金元素较高的钢 NO.2 来说，采用同样的工艺所得到的轧件的强度较 NO.1 有大幅度提高，其中抗拉强度可达 650~700MPa，但延伸率明显下降。

表 4.10 力学性能检验结果 (NO. 1)

Table 4.10 The result of mechanical properties

工艺号	Re(MPa)	Rm(MPa)	A(%)	r	n	屈强比
C6	390	550	26.24	0.5467	0.1584	0.71
C9	360	565	36.98	0.678	0.1864	0.64
C10	340	565	27.04	0.8945	0.1944	0.60
C12	345	575	24.72	0.9461	0.189	0.60

表 4.11 力学性能检验结果 (NO. 2)

Table 4.11 The result of mechanical properties

工艺号	Re(MPa)	Rm(MPa)	A(%)	r	n	屈强比
D6	510	645	24.08	0.5532	0.1139	0.79
D7	515	700	22.40	0.7322	0.1337	0.74

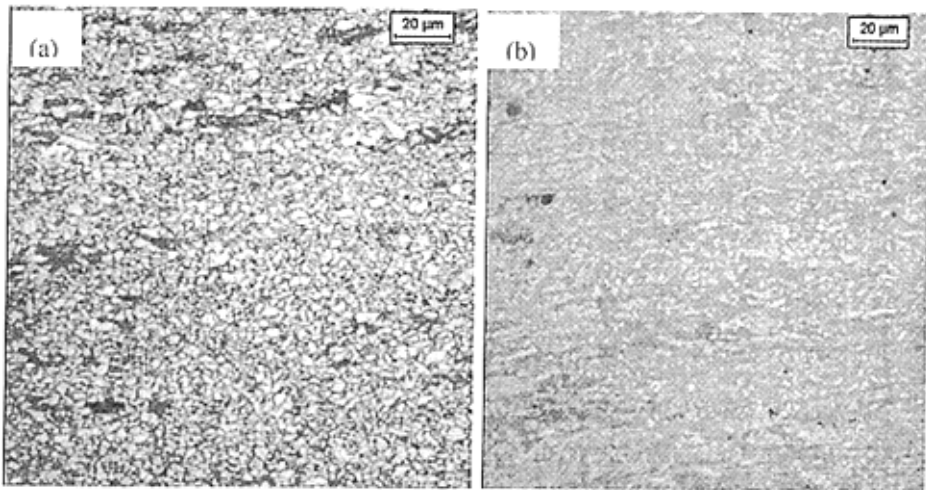


图 4.7 实验钢 NO.2 轧后金相组织，

Fig.4.7 Microstructures of tested steel in the third experiment

4% natal(a), Lepera reagent(b)

通过金相组织的观察如图 4.7 所示，可以注意到，对于 NO.2，在增加微合金元素的条件下，可以得到更加细小的晶粒，马氏体含量增加并更趋弥散，如此的组织形态必然会带来强度的提高。并且通过 TEM 分析还发现，在铁素体晶粒内有大量的析出物析出，

如图 4.8 所示，析出物的大量存在，对位错的移动产生阻碍作用，提高强度的同时会恶化塑性。

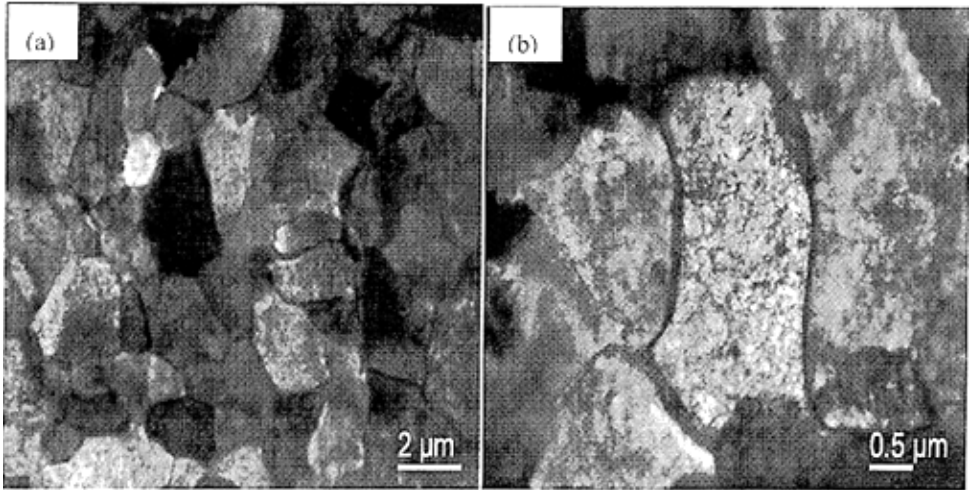


图 4.8 实验钢 NO. 2 的电镜照片

Fig.4.8 The TEM microstructures of ferrite grain in the third experiment

Ferrites (a); precipitated phase in ferrites (b)

4.5 讨论

影响热轧双相钢性能的因素是合金元素、终轧温度、开始冷却的温度、冷却速度和卷取温度等，而这些因素又是相互联系的。根据实验室热轧实验的结果，对以上工艺参数对实验钢性能的影响做如下简单分析。

4.5.1 终轧温度对力学性能的影响

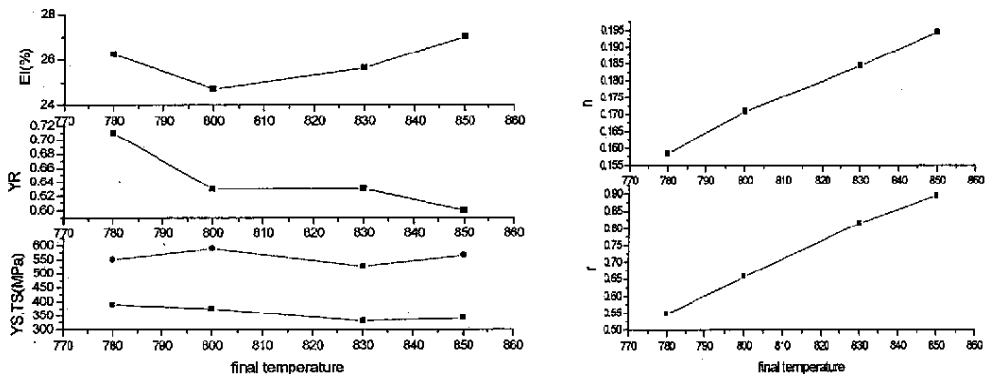


图4.9 终轧温度与力学性能之间的关系

Fig. 4.9 Relationship of finish-rolling temperature and mechanical properties

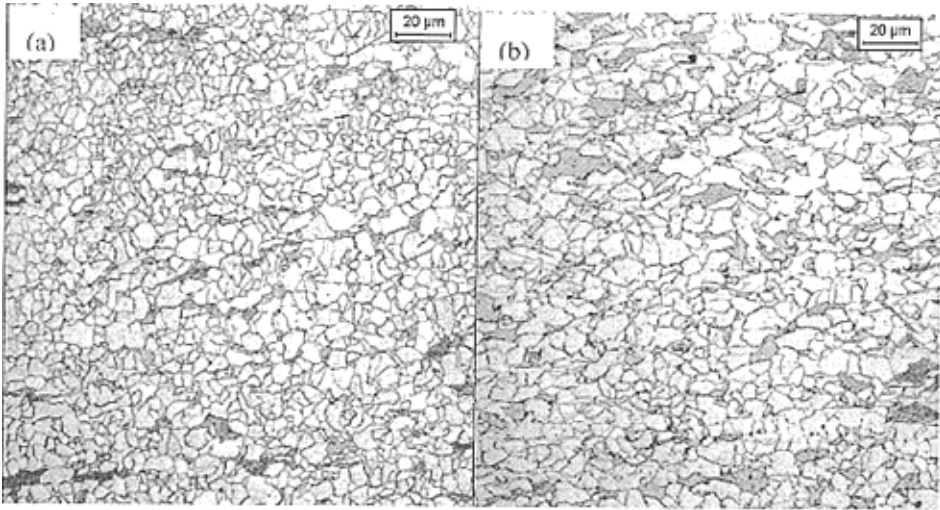


图4.10 不同终轧温度实验钢的组织（4%硝酸酒精）

Fig. 4.10 Microstructure of different finish-rolling temperature
830°C (a) ; 850°C (b)

终轧温度对合金含量较少的实验钢NO. 1性能的影响如图4.9所示。从图中可以看出，实验钢的屈服强度和抗拉强度都随终冷温度的降低而呈上升趋势；屈强比的变化趋势跟强度的变化相反，随着终轧温度的升高，屈强比明显下降；延伸率随终轧温度的升高呈上升趋势。塑性变形各向异性比 r 和加工硬化指数 n 随着终轧温度的升高呈上升趋势。综合强度和延性，终轧温度在830°C~850°C时，可获得良好的综合性能。

终轧温度对实验钢性能的影响可以从组织上找到答案。由图4.10可以看出，随着终轧温度的降低，铁素体晶粒变细。这是因为随着终轧温度的降低，在形变奥氏体中形成较多的形变带，增加奥氏体向铁素体转变时铁素体晶粒的形核位置和形核速率，从而细化铁素体晶粒，提高了屈服强度，这符Hall-Petch 关系。另一方面，降低终轧温度，能够产生显著的位错强化和亚结构强化，使形变后的奥氏体具有更为丰富的变形储存能，在随后的控冷过程中，将促成Nb (C、N)、Ti (C、N) 大量细小弥散析出，沉淀强化作用也增加，从而提高钢的强度。

4.5.2 中间温度对力学性能的影响

中间温度即层流冷却开始温度。由图4.11中可以看出，随着中间温度的变化，实验钢NO.1的抗拉强度、屈服强度无明显变化；屈强比随着层流开始温度的升高逐渐下降趋势；延伸率随终轧温度随着层流开始温度先上升，在720°C达到峰值，然后呈下降趋势；塑性变形各向异性比 r 和加工硬化指数 n 随着终轧温度的升高大致呈上升趋势。综合强度

和延性，终轧温度在750℃左右综合性能配合最好。

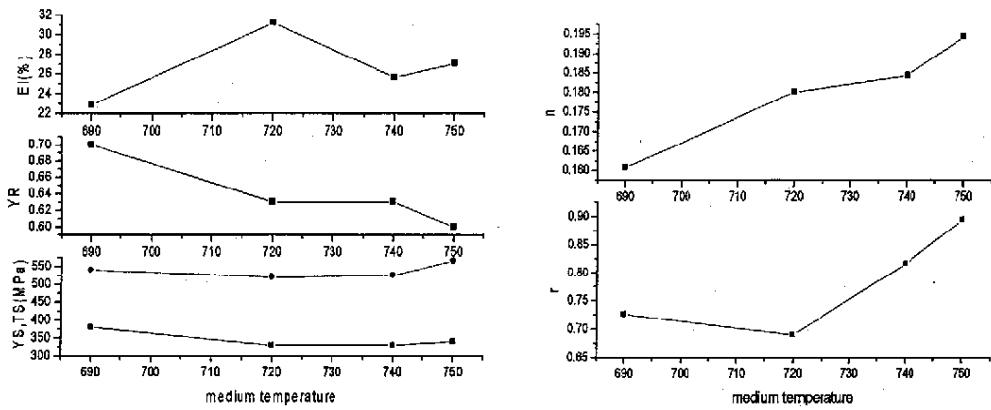


图 4.11 中间温度对实验钢性能之间的关系

Fig.4.11 Relationship of medium temperature and mechanical properties

4.5.3 冷却速度对力学性能的影响

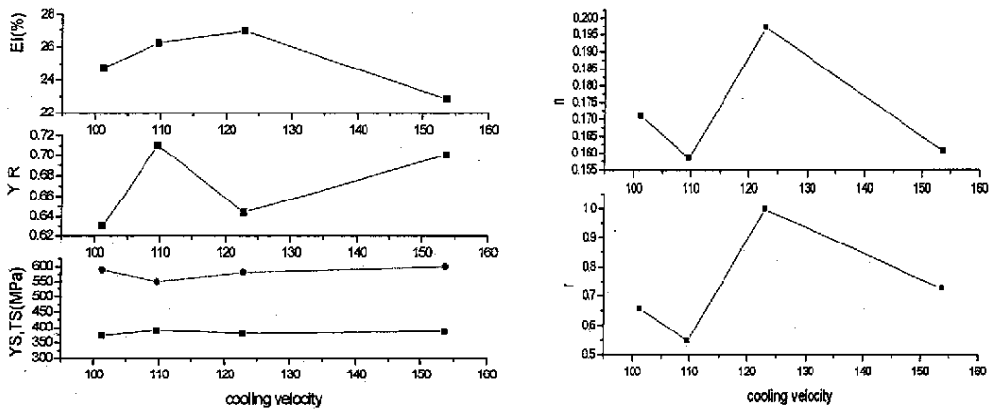


图 4.12 冷却速度与实验钢性能之间的关系

Fig.4.12 Relationship of cooling velocity and mechanical properties

由图4.12中可以看出，冷却速度越快，最终的强度也越高。冷却速度加快，可以使钢在发生相变时的形核率提高，使晶粒细小，从而使钢的强度提高。冷却速度对于微合金碳氮化物的析出也有重要影响。当冷却速度高时，碳氮化物析出量较多可以看出，冷却速度的提高，对于强度的提高作用很大。屈强比、延伸率、塑性变形各向异性比r和加工硬化指数n随冷却速度的变化大致呈抛物线形状，并都在120℃/s左右取极值。综合强度和延性，终轧温度在100~120℃/s左右综合性能配合最好。

4.5.4 卷取温度对力学性能的影响

卷取温度对轧制双相钢的显微组织有重要影响。合理的卷取温度应是既避免铁素体时效，又保证得到清洁的铁素体和一定体积分数的马氏体相。由图4.13中可以看出，卷取温度升高，对屈服强度没有明显影响；抗拉强度则随卷取温度升高而下降，这与组织中马氏体量减少及马氏体的回火有关。屈服比随着卷取温度升高呈下降趋势；总延伸率一般随卷取温度升高而升高，但使卷取温度升高仅使均匀延伸率略有改善。塑性变形各向异性比 r 和加工硬化指数 n 在220℃时取得峰值。综合强度和延性，终轧温度在220℃~250℃左右综合性能配合最好。

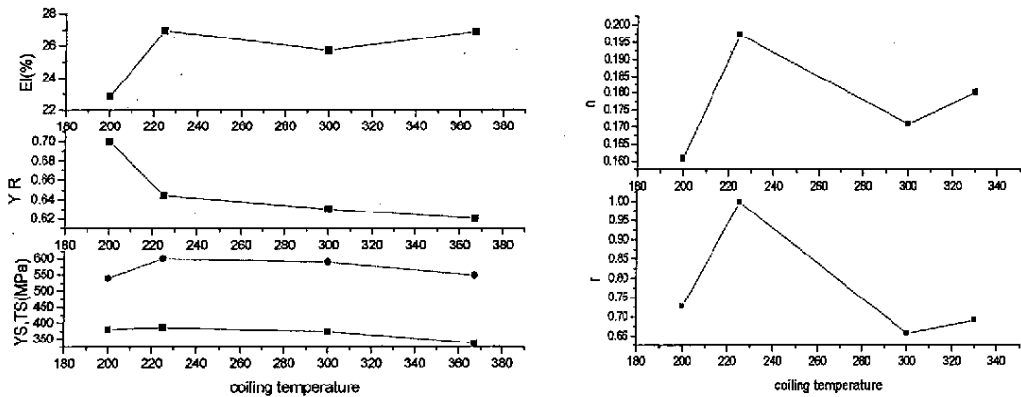


图 4.13 卷取温度与实验钢性能之间的关系

Fig.4.13 Relationship of coiling temperature and mechanical properties

4.6 小结

通过三次实验室热轧，认为对于实验钢低硅锰含量的实验钢 NO.1 在通过控制轧制和控制冷却的方法可以得到综合性能较好的双相钢。

在以下工艺参数条件下：

- (1) 增大精轧后几机架压下量(>30%)的条件下，终轧温度在 830℃~850℃；
- (2) 采用连续冷却的方式，层流开始温度在 700℃~720℃，冷速在 100℃/s~120℃/s；
- (3) 卷取温度在 220℃~250℃；

可以得到抗拉强度达到 550 MPa~600MPa，延伸率>25%，屈强比在 0.6~0.7 之间的双相组织。

对含合金元素较高的 NO.2, 由于 V 元素的添加, 在相同的连续冷却工艺条件下, 强度提高的同时会恶化塑性。

5 结论

本文对含合金元素较少的低硅锰实验钢 NO.1 进行了热模拟实验和实验室热轧实验。对实验钢的高温变形规律和过冷奥氏体连续转变曲线 (CCT 曲线) 进行分析, 在此基础上对实验钢 NO.1 进行了三次实验室热轧实验, 通过对轧后产品的力学性能的测量和金相组织的观察, 深入分析了工艺参数对产品组织性能的影响。进而确定了适合于由实验钢 NO.1 生产双相钢的最优工艺参数。得到的主要结论如下:

(1) 变形温度和应变速率是影响奥氏体变形行为的主要因素。在应变速率相同时, 随着变形温度的提高, 应力-应变曲线从动态回复型转变为动态再结晶型。发生动态再结晶的温度随着应变速率的增大而上升; 在变形温度相同时, 随着应变速率的降低, 应力-应变曲线从动态回复型转变为动态再结晶型。随着变形温度的升高和应变速率的下降, 动态再结晶曲线的峰值应力下降, 峰值应变减小。随着应变速率的增加, 发生动态再结晶的温度和应变范围减少。

(2) 在奥氏体未再结晶区变形时, 降低变形温度的同时, 要有一定的变形量作保证。在奥氏体未再结晶区较低的温度下进行较大的变形是铁素体晶粒细化的有效途径。

(3) 通过对静态 CCT 曲线的研究得到, 实验钢在轧后得到适量的铁素体时必须采用较大的冷却速度冷却至马氏体点以下以得到铁素体和马氏体的双相组织。

(4) 合金含量较少的低硅锰实验钢 NO.1 通过热轧生产双相钢, 其对工艺参数的要求非常严格。NO.1 生产双相钢的最优工艺如下:

(a) 增大精轧后几机架压下量 (>30%) 的条件下, 终轧温度在 $830^{\circ}\text{C}\sim 850^{\circ}\text{C}$;

(b) 采用连续冷却的方式, 层流开始温度在 $700^{\circ}\text{C}\sim 720^{\circ}\text{C}$, 冷速在 $100^{\circ}\text{C}/\text{s}\sim 120^{\circ}\text{C}/\text{s}$;

(c) 卷取温度在 $220^{\circ}\text{C}\sim 250^{\circ}\text{C}$;

通过以上工艺可以得到抗拉强度达 $550\text{MPa}\sim 600\text{MPa}$, 延伸率 >25%, 屈强比在 0.6~0.7 之间的双相组织。

参考文献

- [1] 武智. 自動車用鉄鋼材料の最近の動向[J], ISIJ, 1992: 339-343.
- [2] 日戸 元, 左藤 泰一 等. 高強度熱延鋼板の自動車ホイールへの適用性[J], ISIJ, 1982: 1221-1227.
- [3] 董瀚, 张永权, 李桂芬. 汽车用钢的现状与发展趋势[J], 特殊钢, 16(6): 6-12.
- [4] 刘建民. 浅析国内汽车钢板生产现状及发展趋势[J], 宝钢技术, 1998(6): 1-7.
- [5] 张寿荣. 可持续发展战略与我国钢铁工业的结构调整(一) [J], 钢铁研究, 2002, 2:1-5.
- [6] 崔克特. 汽车用钢的发展动向 [J], 金属世界, 2004, 1: 1-4.
- [7] 张梅, 符仁钰, 许洛萍. 汽车用双相钢钢板的发展 [J], 热处理, 2001, 1.
- [8] 唐多光, 施荣华等. 汽车热轧双相钢板材的研究[J], 汽车工艺与材料, 1994 (11): 20-24.
- [9] 张寿荣. 可持续发展战略与我国钢铁工业的结构调整(一) [J], 钢铁研究, 2002, 2:1-5.
- [10] 马鸣图. 汽车用合金结构钢的现状和研究进展(二) [J], 汽车工艺与材料, 2004, 2:7-11.
- [11] 彭惠民. 汽车用高强度、高韧性钢铁材料[J], 北京汽车 (1): 28-34.
- [12] 胡德昌, 雷泽英. 发展中的微合金化铁素体-马氏体双相钢[J], 汽车工艺材料, 1994, 12: 18-20.
- [13] 唐多光, 冯铎, 万晓景 等. 汽车用热轧双相钢板材的研究[J], 汽车工艺与材料, 1994, 11: 20-24.
- [14] 马鸣图, 吴宝榕. 双相钢-物理和力学冶金[M], 北京: 冶金工业出版社, 1988, 6: 5-6, 187-198, 446-74.
- [15] 徐红怡. 双相钢组织与性能的关系研究[J], 冶金丛刊, 1997, 01.
- [16] 王占学. 控制轧制与控制冷却[M], 冶金工业出版社, 1991, 40.
- [17] 党淑娥. 双相钢的研究现状及应用前景 [J], 山西机械, 2002, 04 : 14-17.
- [18] 张译中, 邱伍华. 汽车零部件用高强度钢材的进展[J], 上海金属, 2000, 22: 8-15.
- [19] A.P.Coldren, G. Tither. Development of a Mn-Si-Cr-Mo as-rolled dual-phase steel. [J],

- J.METALS,APRIL,1978: 6—9.
- [20] D.T.Llewellyn , D.J.Hillis.Dual phase steels [J], :Ironmaking and Steelmaking,1996, 23 (6): 471—478.
- [21] 陆匠心. 700MPa 级高强度微合金钢生产技术研究 (D), 沈阳东北大学博士学位论文, 2005: 13—15.
- [22] 胡燕慧. 微铌处理 500MPa 超级钢的工艺研究 (D), 沈阳东北大学硕士学位论文, 2004: 26—28.
- [23] 崔旭辉. Nb-Ti 微合金钢物理冶金行为研究 (D), 沈阳东北大学硕士学位论文, 2005: 5-6.
- [24] 党淑峨. 双相钢的研究现状及应用前景 [J], 山西机械, 2002, 04 : 14—17.
- [25] 吴军. 双相钢的研究现状和应用展望 [J], 钢铁研究, 1994, 2: 1.
- [26] D.T.Llewellyn D.J.Hillis .Dual Phase steels [J], Ironmaking and Steelmaking , 1996,23 (6): 471-478.
- [27] 刘天模, 何泽福, 吴允建. 热轧双相钢合金设计 [J], 钢铁钒钛, 1993, 14, 3.
- [28] G.BUZZICHELLI,EANELLI. Present Status and Perspectives of European Research in the Field of Advanced Structural Steels, ISIJ International, 2002, 42(12):1354-1363.
- [29] 花井 諭等. Si-Mn 系熱延まま Dual Phase 鋼板の制造[J], ISIJ, 1982:1306-1311.
- [30] 杜林秀. 低碳钢变形过程及冷却过程的组织演变与控制 (D), 沈阳东北大学博士学位论文, 2003:20-25.
- [31] 张冬梅. Ti 微合金钢热加工过程组织变化与细晶化工艺研究 (D), 沈阳东北大学硕士学位论文, 2005.
- [32] 林慧国, 傅代直. 钢的奥氏体转变曲线[M], 北京: 机械工业出版社, 1988.
- [33] 张世中. 钢的过冷奥氏体转变曲线图集[M], 北京: 冶金工业出版社, 1993.
- [34] 李曼云, 孙本荣. 钢的控制轧制和控制冷却技术手册[M], 冶金工业出版社, 1998: 125-126.
- [35] 金属薄板(带)拉伸试验方法, GB 3076—82: 453-465.
- [36] 唐多光, 刘以宽. 工艺参数对热轧双相钢力学性能的影响[J], 钢铁, 1998, 33 (1): 45-48.
- [37] 王四根, 黄漫, 花礼先. 冷却参数对双相钢组织与性能的影响[J], 金属热处理, 1997, 02.
- [38] 吴永斌. 控制轧制与高强度高韧性钢板的试制[J], 宽厚板, 1999, 5 (3): 6-10.

- [39] 钟定忠, 彭涛, 李平等. 控制冷却对热轧双相钢组织及性能的影响[J], 钢铁研究, 1997 (2): 24-29.
- [40] 张久信 王明微. 640MPa 级直接热轧双相钢 SNO.2 的研制[J], 鞍钢技术, 1994, 04.
- [41] E.V.Pereloma,I.B.Timokhina,P.D.Hodgson. Microstructure and Mechanical properties of thermomechanically processed C- Si-Mn steels[J], Ironmaking and Steelmaking, 2001 ,28(2):198-202.
- [42] *Jun-ichi* M_{ANO}. New Method for the Production of As-hot Rolled Dual Phase Sheet Steel[J], ISIJ,1982: 1297-1305.
- [43] *Tomoyoshi* O_{KITA}, *Yoshihiro* H_{OSOYA}. Manufacturing Process of As Hot Rolled Dual Phase Steel[J], ISIJ,1982:1313-1321.
- [44] N.R.Bandyopadhyay, S.Datta. Effect of Manganese Partitioning on Transformation Induced Plasticity CharacteristicS in Microalloyed Dual Phase Steels[J], ISIJ,2004: 927-934.
- [45] ASIM BAG.K.K.RAY. and E.S.DWARAKADASA. Influence of Martensite Content and Morphology on the Toughness and Fatigue Behavior of High-Martensite Dual-Phase Steels[J], METALLURGICAL AND MATERIALS TRANSACTIONS A, 2001, 32A: 2207-2214.
- [46] 陈良, 余驰斌. 车轮用双相钢板控轧控冷工艺[J], 特殊钢, Vol. 25, No. 2: 58-64.
- [47] 符蓉, 王国顺. 低碳双相钢的形变强化研究[J], 大连铁道学院学报, 2001, 22 (4): 69-72.
- [48] A.Schmitz , J.Neutjens,J.C.Herman . New Thermomechanical Hot Rolling Schedule for The Processing of High Strength Fine Grained Multiphase Steels[J], ISS Technical Paper: 13-14.

致谢

本文是在导师王国栋教授、刘振宇教授的悉心指导下完成的，2004年9月有幸成为轧制技术及连轧自动化国家重点实验室的一员，使我有机会领略这一方天地中浓厚的科研和学术气氛，导师忘我的工作热情、非凡的工作效率和追求卓越的治学精神令我钦佩万分，也深深地被这种科学情操所感动，自觉地用更高的标准要求自己，完善自我，使我终身受益，在此谨向导师表示最衷心的感谢和最崇高的敬意！

在进行实验和论文撰写过程中，轧制技术及连轧自动化国家重点实验室的老师对作者一直给予多方面的帮助与支持，在此表示衷心的感谢。由衷感谢主任刘相华教授对作者在学业上、实验上、生活上以及论文工作中所给予的悉心指导和耐心帮助！作者还要感谢一起学习工作的河北理工大学的狄国标同学以及课题组的所有成员，感谢他们的支持与帮助。

作者要对实验室的崔光洙老师、张进师傅、田浩师傅、办公室的张颖老师、杨子琴老师、沈馨老师，测试中心的宋丹老师等对作者的帮助与支持表示谢意。

感谢重点实验室的每一位成员，感谢各位老师在学习中所给予的大力支持与帮助和耐心指导。在这样一个有凝聚力和团结创新精神的集体中学习和工作，使我不断地学到新的知识和方法，感谢实验室给我们创造了良好的学习环境。

谨以此文献给我的家人，深深感谢我的父母和朋友无私的关爱和默默的支持！

2006年2月