

超超临界锅炉用 P92 钢组织性能研究

学科：材料加工工程

研究生签字：张松

指导教师签字：刘永平

摘 要

P92(NF616)钢是美国上世纪九十年代在 P91 钢基础上经加钨减钼并加入微量合金元素硼改良发展而来的 9%Cr 系铁素体热强钢。该钢种比其他铁素体热强钢具有更强的高温强度和蠕变性能。且抗热疲劳性能强于奥氏体不锈钢。主要应用于温度超过 600℃，压力超过 25MPa 超超临界火电站锅炉中。我国于“十五”期间开始建设自己的超超临界发电机组，并引进了 P92 钢作为主蒸汽管道。随着我国电力事业的发展，P92 钢必将发挥更重要的作用。鉴于该钢的核心技术仍受控于国外，本文对进口的 P92 钢的组织结构、力学性能、断口等进行了综合评价，并对 P92 钢组织结构、强化机理、形变断裂等一些应用理论问题开展了研究。

在组织结构与强化机理的理论认识上，本文的研究指出，经正火高温回火热处理的 P92 钢为回火板条马氏体组织。在 A_1 温度以下高温回火时，板条马氏体只发生高温回复而不出现再结晶，这是合金元素 Cr、W、Mo 的大量固溶升高了回复与再结晶的温度，以及高温回复时释放了马氏体相变时的应变储存能，再加上高温回复时形成的位错网络的钉扎，致使再结晶的驱动力不足所致。板条马氏体发生高温回复时，马氏体板条碎裂成了多个亚晶，高密度的位错规整为亚稳的位错网，析出 $M_{23}C_6$ 型和 MC 型碳化物。 $M_{23}C_6$ 型多以短条形在板条界和原奥氏体晶界析出，MC 型则多以细针状在板条内析出从而弥散析出强化。钢的强化机理除弥散析出强化之外，更以固溶强化、马氏体强化、细晶界面强化、位错强化等复合强化使钢获得满意的热强性。为此热强性目的，钢以 Cr、W、Mo 实现固溶强化和马氏体强化，升高马氏体的回复与再结晶温度，提高热强性，形成碳化物 $M_{23}C_6$ 实现析出强化。大量 Cr 在基体中的固溶和马氏体板条发生亚晶碎化与形成亚稳位错网的高温回复，使钢具有高内耗的独特性质，从而提高了钢的抗疲劳能力。钢中 N 元素的存在，保证了钢在正火的高温加热时不出现 $\alpha(\delta)$ 相，从而保证了钢的马氏体强化效果。

热强性的研究表明，P92 钢的室温强塑性优良，屈服强度 $\sigma_{0.2}$ 的平均值为 502.67MPa，标准偏差 s 为 4.23 MPa；抗拉强度 σ_b 的平均值为 665.00MPa，标准偏差 s 为 3.90 MPa。P92 钢的高温热强性优良，600℃时的 0.2%最小保证强度达 305.83Mpa 以上，高温使 P92 钢的静力强度的屈强比由室温时的 0.78 增大至 600℃时的 0.92，这有利于钢强度潜力和蠕变抗力的发挥。600℃高温使 P92 钢的静力均匀塑性显著减小，而局集塑性增大，因此导

致伸长率减小和面缩率增大，颈缩提前。

形变断裂的研究显示，横向 V 形缺口夏氏试样吸收的冲击总破断功仅为 86.83J，纵向 V 形缺口夏氏试样吸收的冲击总破断功较之横向稍强，但也仅为 134.13J；断口脆断面较大，裂纹扩展区分为放射扩展区和纤维扩展区，呈现微孔聚合纤维和准解理面混合断口特征。对比 P91 钢，V 形缺口夏氏试样吸收的冲击总破断功达 180J，无脆断分量，断口呈现微孔聚合纤维状韧性断口特征，启裂岭区宽达 2mm，前放射扩展区与后纤维扩展区合并为纤维扩展区。P92 钢强韧性稍有欠缺 P92 钢裂纹生长的机理是裂纹前沿和孔洞之间以剪切裂纹相连；裂纹扩展的机理分为两部分，裂纹纤维扩展区是裂纹前沿和孔洞之间以颈缩聚合相连，裂纹放射扩展区是以小解理裂纹的“解理-颈缩”方式扩展。

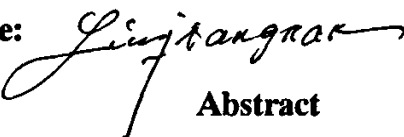
关键词：P92 钢；组织结构；强化机理；静力强塑性；动力强韧性

Study on Microstructure and Properties of P92 Steels

Used for Ultra Supercritical Pressure Boiler

Discipline: Material Processing Engineering

Student Signature: Yu Zaisong

Supervisor Signature: 

Abstract

A kind of 9%Cr ferritic steels, P92 (NF616) steel, was developed on the basis of P91 steels in the 1990s in America. It has higher creep rupture strength and creep properties than that of other ferritic steel, better corrosion resistance and oxidation resistance than that of other 9%Cr ferritic steel and finer thermal fatigue properties than that of stainless steels. P92 steel mainly used in the ultra supercritical pressure boiler over 600°C/25MPa, the good economic benefits can be obtained and the weight of the boiler can be greatly reduced. During the 10th five-year, our country starts to design and build the ultra supercritical pressure boiler, and meanwhile P92 steel is introduced into our country for the main steam line. However, as a advanced steel for the boiler, the key manufacturing technique of P92 steel has been still control by foreign countries, it is of much consequence for this paper to conduct the study of application theory to its microstructure, consolidating mechanism and deformation and fracture and to statistically and comprehensively evaluate the microstructure, mechanical property and fractured surface of imported P92 steel.

The theoretic analyses and experimental study emphasize that the microstructure of steel normalized and tempered at high temperature is the lath martensite. Due to the recovery of high temperature, the martensite is broken into many sub-grains. The high dense dislocation arrangement forms the dislocation net. The precipitated carbides are mainly in $M_{23}C_6$ and MC type, the former with elliptic shape being precipitated at grain boundary of martensite and austenite, the latter with fine-short shape precipitated inside of martensite. Except for dispersed precipitation strengthening, there are complex strengthenings, such as solution strengthening, martensite strengthening, fine grain boundary strengthening and dislocation strengthening, which make the heat resistant steel more satisfactory. For the purpose of heat resistance, the solution and martensite strengthening is realized by the additions of Cr and Mo. The solution of C with V & Nb obstruct Ostwald ripening of $M_{23}C_6$, which marks the high thermal stability of the steel. The high solution of Cr in matrix, the breaking of sub-grains in martensite lath and the high metastable dislocation net formed through high temperature recovery make the steel

having unique properties of high internal friction and high anti-fatigue capability. Moreover, for N addition in P/T91 steel, a(d) does not exist in P92 steel normalized at high temperature, so the effect of martensite hardening is ensured.

The analysis on structure and fractured surface are made with OM, TEM & SEM. The mechanical properties such as plasticity and ductility at ambient and high temperature are tested using static tensile and dynamic oscillated impact method, and the statistical and comprehensive evaluations are conducted. The results show that imported P92 has ideal structure and fractured surface predicted theoretically. Comprehensive mechanical property has reached ASEM level. The experimental researches on thermal stability and deformation and fracture reveal that the mean value of yield strength $s_{0.2}$ and tensile strengths_t are 502.67MPa and 665.00MPa with the standard error of 4.23MPa and 3.90MPa respectively, but the valuation of toughness is not good enough at R.T.. The total V-Charpy impact energy of the steel is only 86.83J. Moreover, P92 steel possesses superior temperature strength at 600°C. Its yield strength is more than 305.83MPa, Because of the improvement of high temperature strength, the yield ratio of the static strength of P/T91 steel changes from 0.78 at room temperature to 0.92 at 600°C. At 600°C, for the increases of the static uniform deformation decreasing and the heterogeneous deformation, the elongation becomes small and the reduction of area become large, meanwhile the necking appears earlier.

Mechanism of crack growth and propagation of P92 Steel also has been studied by the stagewise charpy-type test. Based on the study, we can conclude that the mechanism of Crack Growth is that the front edge of crack join to aperture with shear fissure; the mechanism of crack propagation is that the front edge of crack and aperture getting together with necking. The common premise of both mechanism is that the front edge of crack plastic yield and go with strain hardening. The necking occurred in bosom of crack appear for plastic yield and strain hardening lead to the front edge inaction. Then, some micropore appear in plastically deforming area of crack for the violent strain hardening. The micropore grow to the aperture with some micropore micropore merge with each other.

Key Words: imported P92 steel; Static strength and plasticity; Dynamic strength and toughness

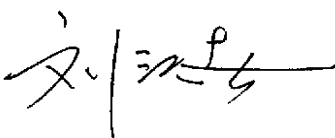
主要符号表

$\sigma_{0.2}$	屈服强度/MPa
σ_b	抗拉强度/MPa
δ	伸长率%
δ_5	5 倍试样长度的伸长率%
ψ	面缩率%
δ_B	均匀伸长率%
δ_C	局集伸长率%
ψ_B	均匀面缩率%
ψ_C	局集面缩率%
E	正弹性模量/MPa
A_e	冲击试样吸收的弹性功/J
A_i	冲击试样吸收的最大第一峰值载荷功/J
A_p	冲击试样吸收的总破断功与最大第一峰值载荷功之差/J
A_f	冲击试样吸收的脆性破断功/J
A_t	冲击试样吸收的总破断功/J
Δa	裂纹扩展量/mm
σ_y	屈服强度/MPa
σ_Y	有效屈服强度/MPa
ΔL	长度增量/mm
k	形变强化系数
n	形变强化指数
S 或 σ	真应力/MPa
ϵ	真应变
OM	光学（金相）显微分析
TEM	透射电子显微分析
SEM	扫描电子显微镜

学位论文知识产权声明

本人完全了解西安工业大学有关保护知识产权的规定,即:研究生在校攻读学位期间学位论文工作的知识产权属西安工业大学。本人保证毕业离校后,使用学位论文工作成果或用学位论文工作成果发表论文时署各单位仍然为西安工业大学。学校有权保留送交的学位论文的复印件,允许学位论文被查阅和借阅;学校可以公布学位论文的全部或部分内容,可以采用影印、缩印或其他复制手段保存学位论文。

学位论文作者签名: 

指导老师签名: 

日 期: 07.5.20

学位论文独创性声明

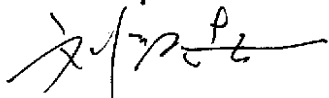
秉承学校严谨的学风与优良的科学道德,本人声明所呈交的学位论文是我个人在导师指导下进行的研究工作及取得的研究成果。除了文中特别加以标注和致谢的地方外,学位论文中不包含其他人已经发表或撰写过的研究成果,不包含本人已申请学位或他人已申请学位或其他用途使用过的成果。与我一同工作的同志对本研究所做的任何贡献均已在论文中作了明确的说明并表示了致谢。

学位论文与资料若有不实之处,本人承担一切相关责任。

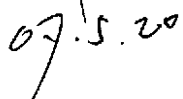
学位论文作者签名:



指导教师签名:



日 期:



1 绪论

现今电能的获得主要是通过火电站的煤炭转化而来，图 1.1 为火电站煤炭化学能转化电能过程示意图，水在冷壁中被煤炭的化学能燃烧转化的热能加热沸腾后汽化成水蒸气，蒸汽由汽包上部流出，进入过热器中继续吸热，成为过热蒸汽，过热蒸汽经导管引入汽轮机以高速流动的蒸汽推动汽轮机转子转动，便将过热蒸汽的热势能转变成汽轮机转子的动能，汽轮机转子带动发电机发出电能，从而实现煤炭至电能的转化^[1,4]。这个转化效率取决于蒸汽参数，蒸汽参数为 16.7MPa/538℃/538℃的亚临界（水-汽系的相状态临界点为 22.115MPa/374.15℃）机组的厂效率为 41.8%，蒸汽参数为 25MPa/540℃/560℃的超临界机组的厂效率为 43.3%，蒸汽参数 27MPa/585℃/600℃的超临界机组的厂效率为 44.4%，蒸汽参数 30MPa/600℃/620℃的超超临界机组的厂效率为 45.1%，31.5MPa/620℃/620℃超超临界机组的厂效率 45.5%，35MPa/700℃/720℃超超临界机组的厂效率为 47.6%。随着超超临界机组的应用，煤电转化的煤耗量从亚临界机组的平均 345g/kWh 减少到超超临界机组的 261.4g/kWh。提高煤-电转化效率，降低转化成本，减少对环境的污染必然成为人们的追求目标^[5-7]。

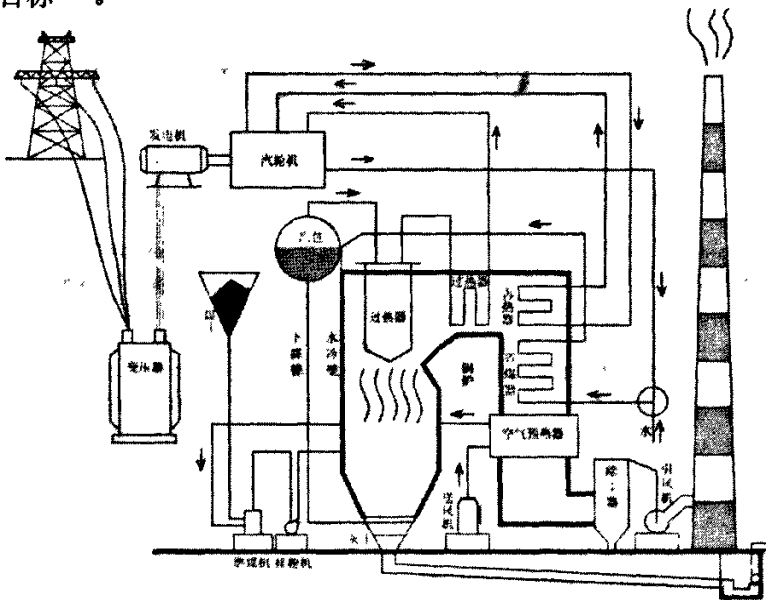


图 1.1 火电站煤-电转化过程示意图

提高超临界、超超临界机组的比例，是整体提高煤电机组效率的有效途径之一。欧盟正在执行的发展下一代高效超超临界机组的研发计划确定，蒸汽温度提高到700℃，再热器温度达到700℃，相应的压力将从目前的30mpa左右提高到37.5mpa，机组的供电效率相应提高到52.5%左右。我国目前运行的发电企业，平均发电效率在35%左右，供电煤耗为375g/kwh左右；国产亚临界机组的发电效率在38%左右，发电煤耗350g/kwh左右，引进的60万千瓦超临界机组的发电效率在39%左右发电煤耗310g/kwh左右。今后采用超临界、超

超临界发电技术是提高煤电机组发电效率的主要技术方向。现阶段,我国发展超超临界机组的技术参数为25-28mpa/600℃/600℃,相应的发电效率预计为44%左右,发电煤耗预计为256g/kwh左右,其发电效率比亚临界高出九个百分点左右。我国玉环电厂100万千瓦超超临界机组示范工程就是为探索并推广应用大容量、高参数、高效率、低污染、高可靠性、复合适应性、经济性的新型发电技术积累经验。到今年六月底,全国100万千瓦超超临界机组有16套,60万-66万千瓦超临界机组有10套。目前,我国煤电机组平均供电煤耗374g/kwh,高于世界先进水平55g,因此,提高煤转化率,节约煤资源,是未来煤电发展的主要目标,是实现煤电可持续发展的重要保障。超临界或超超临界机组是未来我国火力发电机组发展的趋势。^[8-9]

随着发电机组运行参数的提高,机组运行压力、温度的提高带来的变化是连锁的。蒸汽参数每上升一级,都需要钢铁行业提供相应耐高温高压的合金钢材。高温承压部件如蒸汽管道、阀门、锅炉和汽轮机的材料性能也必须相应地提高,它们能否安全工作对整个机组的安全运行有着十分重要的意义。要实现更高蒸汽参数下机组的可靠运行,研究适应于高蒸汽参数的强度更高、性能更可靠的热强钢势在必行^[10-12]。先进的热强材料应具有以下的特点:高的蠕变断裂强度,足够的疲劳断裂强度,长期的组织结构稳定性,在运行气氛中具有足够的抗热腐蚀的能力,良好的冷加工性,可焊性,运行监控和制造过程中无损检测的可测性^[13-16]。

传统的低合金铁素体类耐热钢,用于亚临界机组,几乎已经达到了他的使用极限。因此热强钢性能的提高和发展。成为建设超临界/超超临界机组的关键技术之一。为适应火力发电机组向超临界/超超临界的发展,提高材料的高温性能,近二十多年来,美、日、欧等发达国家在开发电站新材料技术方面进行了大量的试验研究,以进一步提高铁素体钢的高温蠕变断裂强度和提高奥氏体钢的高温强度、抗氧化性抗腐蚀性、使用性和经济性等为主要研究方向,充分利用多元复合强化原理,研究开发了一批性能优异的新型钢种,应用于超临界/超超临界机组,并渐已成为主力钢种。^[17-18]

1.1 耐热钢的发展

火力发电厂高温承压部件如主蒸汽管道、集箱、导汽管,以及过热器、再热器等使用的热强钢,美国在上世纪七十年代以前是以铁素体钢 $2\frac{1}{4}\text{Cr-1Mo}$ (即 T/P22) 和奥氏体钢 TP304H (即 18-8) 为主。前者热导率高,线胀系数小,价格低廉,但热强性低,抗蚀性差,淬透性小,受抗氧化温度的影响,通常用于 425℃ 以下;后者热强性高,抗蚀性好,虽然由于具有较高的抗氧化温度,但热导率低,线胀系数大,抗热疲劳能力低,且价格昂贵,通常只用于 650℃ 左右。能源转换效率随蒸汽温度的升高而提高,为提高能源转换效率而提高蒸汽温度就对热强钢提出了更高的热强性要求而又要较低的成本,美国能源局便于 1974 年倡议研制经改进的合金以满足这种要求。美国橡树岭国家实验室(ORNL)在燃烧工程公司(CN)的协助下,对现有 9Cr-1Mo 钢进行了加入少量 V、Nb,并控制 N 的微

合金化改进,取得了显著成功。改良型 9Cr-1Mo 钢热强性好(达到了奥氏体钢的水平),强韧性高,淬透性好(可空淬至 200mm),可焊性良,热导率高,线胀系数小,抗蚀性和价格居于 T/P22 和 TP304H 之间。该钢填补了 T/P22 和 TP304H 之间的空白。1980 年在美国田纳西首次替代 TP321H(即 18-8Ti)用于火力发电厂试运行,效果优良。被 ASTM、ASME 认可并分别于 1983 年和 1984 年纳入 ASTM A213 T91、ASME SA213 T91(锅炉用薄壁小管)和 ASTM A335 P91、ASMESA335P91(导汽用厚壁大管)。随之在世界各国的火电厂得到广泛应用,取得了良好的经济效益。1986 年美国电力研究所(EPRI)又组织欧、日参加的 RP1403 项目(改进燃煤电厂)研究,研发电站锅炉厚截面部件用钢^[19-21],在 T/P91 的基础上又以 W 部分替代 Mo 得到了 T/P92 钢, W 比 Mo 具有更高的热强性,该钢可在 620℃蒸汽温度以下替代奥氏体钢。T/P91 和 T/P92 钢的应用不仅提高了效率,节约了能源,延长了电厂主要设备的大修周期,使电厂的运行成本降低,提高了电厂的效益,并提高了安全运行的可靠性,而且减少了 20%的 CO₂ 排放量,有利于环境保护。这是当今超超临界机组锅炉厚截面部件和蒸汽管的首选钢种。“在目前情况下,所有现代化电站的设计、建设、制造及运行,都要考虑五个最重要的因素,即生态(ecology)、效率(efficiency)、灵活(elasticity)、经验(experience)及经济(economy),在这种情况下,改性的 9%Cr-1%Mo 钢是最佳的选择。”

1.1.1 珠光体钢

上世纪五十年代,电站锅炉钢管大多采用珠光体低合金耐热钢,其含 Cr = 3%,含 Mo = 1%,其典型钢种及使用温度如下:

12Cr1MoV = 580℃ ; 10CrMo910 = 580℃

A335P22 = 580℃

当时,当蒸汽温度超过 580℃,则使用奥氏体耐热不锈钢 TP304、TP347 等。奥氏体不锈钢虽然高温蠕变强度较大,允许使用的温度也较高,但是其相对于的马氏体合金钢,则导热率低热膨胀系数大,造成了高温蒸汽管道较高的热应力水平。

1.1.2 铁素体/马氏体钢

就铁素体(马氏体)钢而言,以主加元素 Cr 区分,有 2Cr、9Cr、12Cr 三大系列。

总体来说,铁素体(马氏体)热强钢的发展是以 9~12%Cr 为基础,加入 Mo、W、V、Nb、Ta 等高熔点过渡族金属的合金化来达到固溶强化和析出强化,同时用 B、N、Cu、Re 等微合金化以进一步提高性能,甚至正在研究以碳化物(W, Ti)C、(W, Nb)C 或氧化物等超细弥散相进行弥散强化^[22-23]。然而,钢的热强性毕竟受 Fe 的限制,当 700℃ 以上时,则需使用 Ni 基合金,更高的温度就得考虑金属间化合物、陶瓷、碳素材料等。

合金元素在铁素体(马氏体)钢中的作用被广泛研究。Cr 既固溶强化又抗氧化腐蚀;W、Mo 主要为固溶强化,也参与形成 M₂₃C₆ 碳化物析出强化;V、Nb 形成纤细弥散稳定的 MX 碳氮化合物而产生沉淀强化(以 0.25%V 和 0.05%Nb 的组合最为有效);Ni 可改善

韧性但却牺牲蠕变抗力，故要限制其量；以 Cu 代 Ni 可稳定蠕变强度；B 进入 $M_{23}C_6$ ，并偏聚于 $M_{23}C_6$ 和基体间的界面从而阻止 $M_{23}C_6$ 的熟化长大，B 也促进 VN 形核而提高蠕变强度；Co 除固溶强化这个主要作用之外，还延缓了马氏体在高温回火时的回复，并促进回火时细小碳化物的形核，还减慢碳化物的熟化长大，从而提高蠕变强度；C 是形成碳化物强化相所必须的，但损害可焊性，为了可焊性必须限制 C 量^[24-26]。

(1) 2.25Cr-1Mo (T22/P22) 上世纪 70 年代得到了广泛的应用。

(2) 2.25Cr、1.6WVCb(HCM2S 或 T23) 钢:在 T22/P22 基础上,以 W、V、Nb 取代 Mo,并降低 C 含量而得到的新型钢种,已经列入 ASME 规范 CASE2199。HCM2S(T23)比 T22 具有较高的蠕变抗力和性价比,具有优良的焊接性能而无须焊前或焊后热处理,应作为水冷壁低温过热器等部件的首选材料。^[27-28]

典型铁素体钢的名义成分见表 1.1。

表 1.1 典型铁素体（马氏体）钢的名义化学成分，wt%

钢系	钢号	C	Cr	Mo	W	Co	V	Nb	B	N	其它	最高使用温度
2Cr	T/P22 (2 $\frac{1}{2}$ Cr1Mo)	0.12	2.25	1.0								425℃
	T23 (HCM2S)	0.06	2.25	0.1	1.6		0.25	0.05	0.003	0.05		625℃
	7CrMoTiB1010	0.07	2.4	1.0			0.25		0.003	0.05	0.05Ti	625℃
9Cr	T9 (9Cr1Mo)	0.12	9.0	1.0								500℃
	T/P91	0.10	9.0	1.0			0.20	0.08		0.05	0.5Ni	593℃
	T/P92 (NF616)	0.07	9.0	0.5	1.8		0.2	0.05	0.004	0.06		610℃
	COSTE	0.12	10.0	1.0			0.2	0.05		0.06		610℃
	COSTF	0.12	10.0	1.5	1.0		0.2	0.05		0.06		610℃
	COSTB (E911)	0.17	9.5	1.5			0.2	0.05	0.01	0.06		625℃
12Cr	HT91	0.20	12.0	1.0			0.25				0.5Ni	560℃
	HT9	0.20	12.0	1.0	0.5		0.25				0.5Ni	560℃
	HCM12	0.10	12.0	1.0	1.0		0.25	0.05		0.03		650℃
	HCM12A (TP122)	0.1	11.0	0.5	1.8		0.25	0.05	0.004	0.03	1.0Cu	610℃
	TB12	0.08	12.0	0.50	1.8		0.20	0.05	0.003	0.05	0.1Ni	620℃
	T122	0.11	12.0	0.4	2.0		0.2	0.05	0.003	0.06	1.0Cu	620℃
	NF12	0.08	11.0	0.2	2.6	2.5	0.20	0.07	0.004	0.05		650℃

1) 9%Cr 系列

(1) T91/P91(9Cr1MoVNb) 钢:T91/P91 钢具有较高的强度和韧性、抗热疲劳性能，作为 620℃ 以下的过热器、再热器、联箱和主蒸汽管道用钢，在世界范围内已经得到广泛的应用。

(2) 9Cr2W(NF616 或 T92/P92) 钢:在 T91/P91 基础上,以 W 取代了部分 Mo 而得到的新钢种,已经列入 ASME 规范 CASE2179。比 T91/P91 具有更高的许用应力。可用于 620℃ 以下的

过热器、再热器、联箱和主蒸汽管道。P92钢是在P91钢的基础上加入1.5%~2%的W,降低了Mo含量,从而大大增强了固溶强化的效果,具有更高的许用应力,使用温度则可达到620℃。

(3) E911钢:是一种欧洲牌号,其成分和性能与NF616(或T92)相近:9Cr系的原型是9Cr-1Mo钢(P9),1974年,美国橡树岭国家实验室(ORNL)在美国燃烧工程公司(CE)协作下,研制成功了一种改良型9Cr-1Mo钢(薄壁小管T91和厚壁管道P91)。1980年5月,第一次将改良型9Cr-1Mo钢T91制成的实验管安装在美国田纳西流域管理所属下的Kingston5号机组过热器上(593℃),代替原用的TP321不锈钢。1982年至1984年,英国和加拿大等国先后用T91代替原用的不锈钢过热器或再热器管^[29-30]。1983年美国ASTM和ASME先后批准将改良型9Cr-1Mo钢T91分别载于SA335和A213标准用于压力管道和集气管上,1984年将P91分别载于ASME、SA335和ASTM335标准内(名义化学成分见表1.1)。1986年,美国电力研究所(EPRI)组织欧、日参加的RP1403项目(改进燃煤电厂)研究,对于可以燃用硫份、碳份高的劣质煤、蒸汽压力和温度更高的超临界直流锅炉,选用P91作水冷管壁^[31-32]。在德国,对T91、P91也进行了大量的实验研究,特别是1987年为了欧洲共同体制定全欧洲标准的要求,在一项国际赞助的鉴定T91、P91钢种的研究项目,德国Mannesmann钢管公司制造了各种直径的钢管,作了高温蠕变和持久强度性能实验及成品钢管焊接性能实验等大量实验。1982~1987年法国Vallourec工业公司与美国燃烧工程公司(CE)和橡树岭国家实验室(ORNL)合作,进行了改良型9Cr-1Mo、EM12和X20三种热强钢的比较研究,认为T91、P91钢有明显的优点,强调要从EM12转为使用T91、P91。T91、P91钢从研制成功之后短短7年就获美国ASME和ASTM标准认可,并迅速在国际上得到普遍应用,不能不说是锅炉钢史上一个先例,并开始在世界各国被广泛采用。目前,世界上主要生产锅炉管和大口径厚壁钢管的钢厂已完成T91、P91工业化的研究,并向世界各国供应T91、P91钢管和钢件。P91和T91钢具有高的许用应力,高的持久强度,高的疲劳强度,高的热导率,良好的焊接性,较好的抗蚀性。它是完成主蒸汽温度由538℃向566℃过渡的首选材料,也是完成主蒸汽温度由566℃向593℃过渡的关键材料。不仅可以用于新建动力设备,也是用于改造现役发电机组高温部件最有前途的替换材料。在T/P91的基础上又以W部分替代Mo得到了T/P92钢,W比Mo具有更高的热强性,该钢可在620℃蒸汽温度以下替代奥氏体钢。T/P91和T/P92钢的应用不仅提高了效率,节约了能源,延长了电厂主要设备的大修周期,使电厂的运行成本降低,提高了电厂的效益,并提高了安全运行的可靠性,而且减少了20%的CO₂排放量,有利于环境保护。运行温度超过620℃时,9Cr钢因抗蚀性的限制,必须采用12Cr系钢。

上世纪90年代初日本在大量推广P91钢的基础上发现当使用温度超过600℃时,P91钢不能长期安全运行的要求。另外调峰任务重的机组,管材的疲劳失效也是一个大问题。日本在开发新的大机组高参数机组用钢方面做了大量的试验研究工作,目前已生产出商品钢管P92(NF616)和P122(HCM12A)。1994年这两种钢也被纳入了ASME锅炉和压力容器规范,规

范号分别为CASE2179和CASE2180。

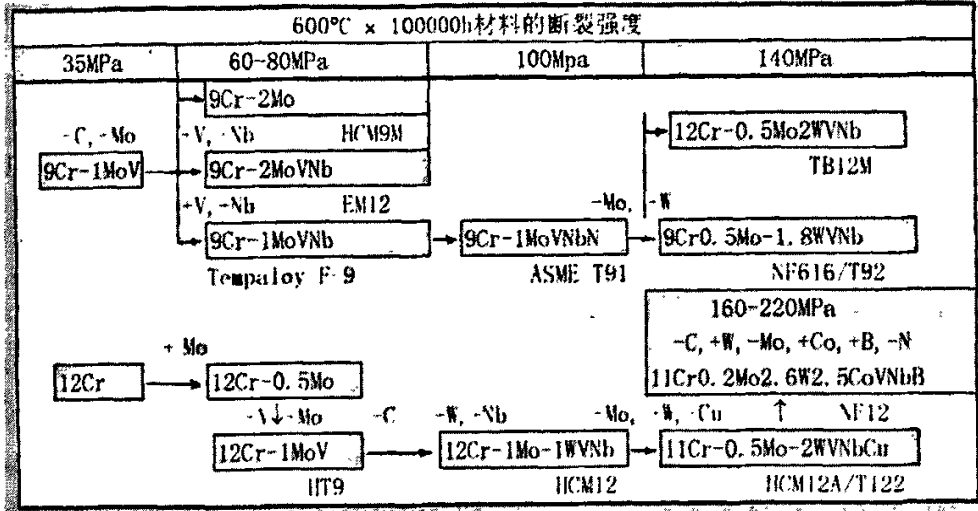


图 1.2 高 Cr 系耐热钢的研究开发过程^[33]

2) 12 %Cr 系列

一般当温度在 620°C 以上时, 9%Cr 钢的抗氧化性能不能满足要求, 需使用 12%Cr 钢或不锈钢。

(1) X20CrMoV121 和 X20CrMoWV121 (HT91) 钢: 在欧洲曾得到大量的应用, 但是其焊接性能较差。

(2) HCM12 (12Cr1Mo1WVNb) 钢: 在 HT91 的基础上通过降碳以提高焊接性能, 以及 W、V、Nb 合金化而形成的, 是一种 δ 铁素体/马氏体双相钢。具有良好的焊接性能高温强度和抗氧化腐蚀性能, 适用于 600°C 以下锅炉部件。

(3) 12Cr2W (HCM12A 或 T122/P122) 钢: 在 HCM12 基础上用 W 取代更多的 Mo, 并添加 1% 的 Cu 而得到的一种新型钢种, 已经列入 ASME 规范 CASE2180。其蠕变强度进一步提高, 在 600°C 时许用应力比 T91 提高约 25%, 并因为消除了 δ 铁素体而使韧性得到提高。该钢种特别适用于 620°C 以下的厚壁部件。

(4) TB12 (12Cr0.5Mo1.8WVNb) 钢: 在 T92 基础上, 通过增加 Cr 含量以进一步提高抗高温蒸汽氧化, 调整固溶强化元素 Mo、W 等元素含量以改善提高综合性能而得到新型钢种。

(5) NF12 钢和 SAVE12 钢: 正在开发中的耐热钢, 通过 Ta、Nb 等合金化, 使 600°C 的强度提高到了 650°C, 并已经在实验室得到验证。

12Cr 系高铬热强钢已有近百年的历史, 含少量钼、钒等元素的 12Cr 系热强钢因其具有很高的蠕变强度, 早已用作涡轮机叶片材料, 但是由于马氏体相变导致的焊接脆断问题直到 50 年代中期才得到解决, 所以 12Cr 系热强钢 50 年代以后才开始应用于热电厂的蒸汽管道, 钢种有 X12CrMo91 (P9) 和 X20CrMoV12.1 (HT91), 用作蒸汽管线的工况条件是 25MPa/540°C 和 25MPa/560°C。现在已经通过降 C 以改善焊接性和以 W、V、Nb 合金化开发了多个 HT91 的改良钢种, 以 12Cr1Mo1WVNb (HCM12) 第二代热强钢为代表,

是 δ 铁素体-马氏体双相钢, 热强性和焊接性更好, 抗蚀性较佳, 许用应力略高于 T91。用 W 取代更多的 Mo 并添加 1%Cu 形成 T/P122 钢, 消除了 δ 铁素体, 固溶强化和弥散强化效果明显增强, 更进一步提高了蠕变强度和强韧性, 适合制造 620℃ 以下的厚壁部件。第三代 12Cr 系钢是在 T92 基础上加 Cr 得到的 TB12 (12Cr0.5Mo1.8WVNb), 是更有前景的锅炉管钢。第四代 12Cr 系钢 NF12 和 SAVE12 通过 Ta、Nb 等的合金化以产生纤细而稳定的氮化物沉淀提高热强性, 适宜的使温用度可达 650℃。

1.1.3 新型奥氏体锅炉用钢

新型奥氏体锅炉用不锈钢主要分为 18%Cr、20%~25%Cr 两大系列。

1) 18%Cr 系列

(1) TP304H/TP321H/TP316H 钢: 一般高温蒸汽下被广泛的使用, 尤其是 TP304H 使用的最为普遍, 但其容易敏化。

(2) TP347H (18Cr10NiCb) 钢: 奥氏体不锈钢经添加微量元素 Nb 作为稳定剂, 降低了敏化现象, 具有较高的蠕变强度 抗蒸汽氧化 耐烟气腐蚀性能。这种材料具有较好的可加工性和可焊接性。但是, 这种材料的热塑性远低于 300 系列的不锈钢, 目前在亚临界超临界发电机组已经广泛被使用。

(3) TP347HFG (18Cr10NiCb) 钢: 在 TP347H 的基础上, 通过热处理使晶粒细化到八级以上, 大大提高了抗氧化能力, 对提高过热器管的稳定性起到了重要的作用, 在许多超(超)临界机组上得到了应用。已经列入 ASME 规范 CASE2159。

(4) 18Cr9Ni3CuCbN (Super304H) 钢: 在 TP304H 基础上, 通过 Cu、Nb、N 合金化而得到的一种新型经济型奥氏体不锈钢, 已经列入 ASME 规范 CASE2328。其高温下的蠕变断裂强度高于 TP347H 约 20%。该钢由于细晶粒而抗氧化性能优异, 组织稳定性好, 可焊性优于 TP347H, 并且经济性高。可用 700℃、750℃ 以下过热器再热器部件, 是超临界/超超临界机组锅炉的主要候选材料。

2) 20%、25%Cr 系列

高温过热器 再热器由于钢管内的蒸汽氧化而生成氧化层。随着热应力的作用, 导致氧化层剥离, 堆积在管子的弯曲部位, 会使管子发生过热而爆管, 剥离层也会造成汽轮机叶片的损伤。

Cr 含量对不锈钢的蒸汽氧化层有很大的影响, Cr 含量越多, 氧化层生成越慢。20%~25%Cr 系列钢和高 Cr 高 Ni 钢, 蠕变强度高, 抗氧化性能好, 但是价格过高限制了其使用。

新近开发的 20%~25%Cr 系钢, 通过奥氏体稳定元素 N、Cu 等取代 Ni 降低成本, 使其不但具有优异的抗氧化性能和耐烟气腐蚀性能, 还具有相对低廉的成本。

(1) 25Cr20NiCbN (HR3C 或 TP310CbN) 钢: 改进的由 Nb 和 N 强化的 TP310, 具有较高的高温强度和耐腐蚀性能, 较好的加工性和可焊性, 特别是具有极其优异的抗蒸汽氧化性。已经列入 ASME 规范 CASE2115。可作为超临界/超超临界机组的主要候选材料。

(2) NF709 (20Cr25NiMoNbTi) 钢以及 TempaloyA3 (22Cr15NiNbN) 钢:最新开发的 20%~25%Cr 系列钢, 通过奥氏体稳定元素 N、Cu 等取代 Ni 来降低成本, 具有优异的高温性能和相对低廉的成本。

1.1.4 ASME 规范材料

上述众多新型铁素体和奥氏体锅炉用钢中, 有一些已经列入 ASME 规范, 也较符合我们使用材料的习惯, 且大多获得了广泛应用, 商业化良好 (见表 1.2)。

表 1.2 列入 ASME 规范的新型锅炉用材

材料组织类型	系列	ASME 规范	牌号	最高使用温度/ °C
铁素体	2 %Cr	CodeCase2199	T23 (HCM2S)	648
	9 %Cr	CodeCase2179	T92 (NF616)	648
	12 %Cr	CodeCase2180	T122 (HCM12A)	648
		CodeCase2159	TP347H (细晶)	732
奥氏体	18 %Cr	CodeCase2328	Super304H	815
	20 %~25 %Cr	CodeCase2115	TP310HCbN (HR3C)	732

1.2 P92 钢在超超临界机组中的应用

国际性电站用热强钢的当今研究成果已经具备了用于建造蒸汽参数为 32.5Mpa/610℃ 的超超临界电站关键设备的热强钢种^[34-36]。从上述耐热钢材的发展情况来看, 可作为蒸汽参数范围 25.0~30.0Mpa、580~600℃ 的超超临界机组高温蒸汽管道的材料见表 1.3。图 1.3 则表示这些耐高温蒸汽管道材料在不同温度下 10⁵h 的蠕变强度值。

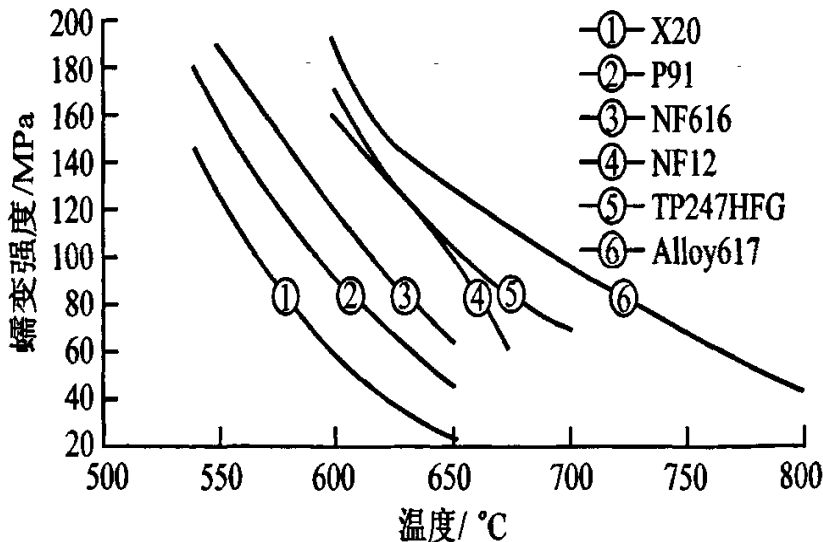


图 1.3 锅炉部分耐热材料 10⁵h 蠕变强度

表 1.3 高温蒸汽管道材料

材料 牌号	10 ⁵ h 蠕变强度 达到 100MPa 的温度/℃	蒸汽温度 偏差/℃	最佳使用 温度/℃	标准
P91	595	5	590	ASME/DIN
E911	615	5	610	DIN
HCM12A (P122)	620	5	615	MITI/ASME
P92(NF616)	620	5	615	MITI/ASME

在目前广泛使用的9%~12%Cr钢的使用温度最高可达620℃, 并有较好的焊接性能和抗疲劳强度。它们在高温条件下的许用应力见图1.4。

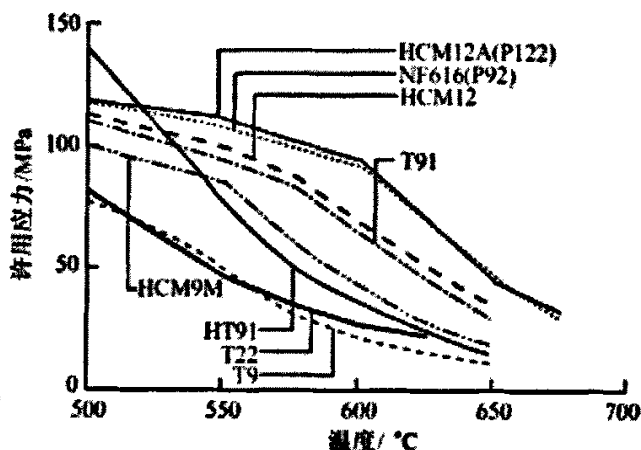


图 1.4 铁素体钢许用应力比较

图中可见, 在600℃的工况下, P92和P122钢的许用应力比F12大50%, 比T/P91钢也要大30%左右。T/P92钢和T/P122钢的成功开发, 为现阶段超超临界参数的提高创造了一定的条件。

1.2.1 P92 钢在厚截面锅炉部件和蒸汽管中的应用

厚截面锅炉部件和蒸汽管用钢要求较高的蠕变断裂强度和良好的抗热疲劳能力及良好的加工工艺性。较高的蠕变断裂强度可以减小部件壁厚, 改善管系柔度, 减轻管系重量。良好的抗热疲劳能力和较高的蠕变断裂强度可使联箱承受较大的温度变化梯度。良好的加工工艺性能使厚截面部件和蒸汽管在弯曲和焊接后依然保持良好的力学性能。

T/P91、P92 (NF616)、P122 (HCM12A) 是最值得推荐的厚截面锅炉部件和蒸汽管用钢。日本 1988 年投产的 Kawagoe 电站首次大规模将 P91 应用于超超临界参数。1990 年英国国家电力公司选择 P91 作为电站联箱改造时 P22 的升级替代品。丹麦先后在 1997 年和 1998 年将 P91 应用于蒸汽参数为 28.5MPa/580℃ 的超超临界电站 Skærbæk 和 Nordjylland, 后者的发电效率达 47%。P92 和 P122 热强性更高, 可用于 32.5MPa/610℃ 的超超临界参数,

是制造高级超超临界电站锅炉厚截面部件和蒸汽管的理想钢种。丹麦已成功地将 P92 和 P122 用于 1998 年投产的超超临界电站 Nordjylland 的锅炉联箱。日本采用 P122 建造了 2000 年投产的 Tsuruga2 号超超临界电站 (700MW, 蒸汽参数 24.1MPa/593℃/593℃)。2001 年日本日立公司选择 P92 和 P122 建造 1050MW 的 Tachibanawan2 号超超临界电站, 蒸汽参数 30.0MPa/580℃/600℃。图 1.5 是这些钢在不同温度时的 10 万小时蠕变断裂强度, 它们明显优于亚临界机组用铁素体钢 $\frac{1}{2}\text{CrMoV}$ 和 P22 与 X20CrMoV121。

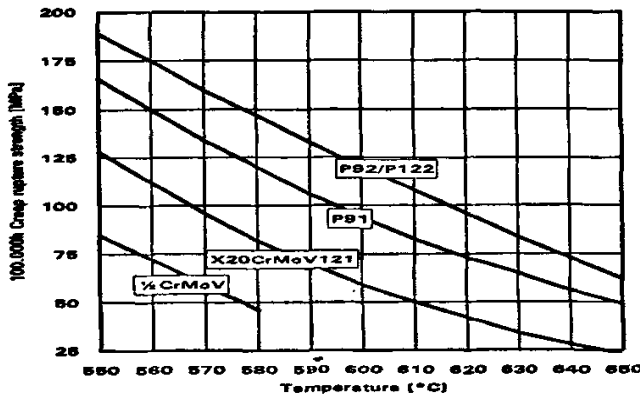


图 1.5 锅炉厚截面部件和蒸汽管用铁素体 (马氏体) 钢的 10 万小时蠕变断裂强度^[37]

1.2.2 我国超超临界机组中 P92 钢的应用

超超临界发电技术在我国刚起步, 华能公司承担了超超临界燃煤机组的研究这一“十五”国家重点科技攻关, 即 863 项目的技术选型子课题。而建设我国首台 1000MW 超超临界机组是该项目研究成果的实践, 目前已取得阶段性成果。

结合该项目的理论研究, 对超超临界机组的可行性做了大量的调研 参数比选及技术论证, 确定华能玉环电厂发电机组的参数为 1000MW、26.25MPa、600℃/600℃单轴。为提高我国发电机组的织造技术水平, 华能玉环电厂三大主机全部在国内订货。锅炉由哈尔滨锅炉厂供货, 日本三菱公司技术支持; 汽轮机发电机分别由上海汽轮机厂上海汽轮发电机厂供货, 德国西门子公司技术支持。通过 4 台机组的逐台制造, 逐步掌握关键技术并提高国产化率。

对于 25.0~30.0MPa、580~600℃这一压力和温度区段的大容量超超临界机组的主蒸汽和高温再热蒸汽管道的材料, 将面临更高压力和更高温度的考验。首先, 管道材料的高温蠕变强度必须满足由于管道热膨胀而引起的热应力的要求。一般来说, 适合于作为高温蒸汽管道的材料, 其在工作温度下的 10^5h 蠕变应力值应达到 90~100MPa。同时, 还要求管道材料的热膨胀系数比较小且导热率较高, 从而能够降低管道内的热应力水平。^[38-41]四大管道中, 主蒸汽管道采用 P92 钢。P91 钢按标准规定使用温度为 540~600℃, 610℃时, 其许用应力较低, 计算壁厚达 108mm。因此, 单道焊口焊接时间长, 焊接成本高, 难以保证焊接质量; 又由于壁厚大, 对管系的柔性不利, 管系热膨胀大且不易吸收, 对机组会产生较大推力。P91

在 600℃ 时会加速老化, 该材料的主蒸汽管道热应力大, 长期运行难以保证安全。另外, P92、P122 和 P911 虽然都能满足温度要求, 但 P911 含 C 量较高, P122 含 Cr 量高, 材料的焊接性能不好, 长时间高温运行, 其组织的稳定性稍差; 而且 P911 的计算壁厚达到 92mm, 而专家们认为主蒸汽管道壁厚不宜超过 80mm。而 P92 高温持久强度高, 焊接和其他热加工工艺与 P91 接近, 计算壁厚只有 72mm。总之, 采用 P92 做主蒸汽管材料较适宜。再热热段由于蒸汽压力较低, 采用 P91 材料, 壁厚适中, 如果选择 P92 材料, 壁厚偏薄, 管件加工难度增大, 其椭圆度难以保证。^[42]

1.3 本文研究的目的及意义

超超临界发电技术在我国刚起步, 在世界范围内也属新领域。超(超)临界机组中要求蒸汽参数很高, 其中温度超过 600℃, 压力超过 27 Mpa。在如此苛刻的运行环境下, 优异的材料性能是安全的重要保证。P92 钢以其优异的高温强度和抗蠕变性能、抗腐蚀性、抗氧化性能, 可以作为超(超)临界机组主蒸汽管道选用的主力钢种之一。实践证明, P92 钢可以使电厂效率显著提高, 标准煤耗大幅度降低, 并降低建造成本和维修费用, 有着非常显著得经济效益。我国新上马的超超临界电厂的主蒸汽管道也采用了 P92 钢。在不久的将来我国要推广超超临界发电机组, P92 钢必将作为主力钢种得到大量应用。

但 P92 钢作为国外开发的新钢种, 我国电厂对该钢的使用全部依赖进口, 价格和核心技术皆受控于国外。而且由于对该钢种了解不多, 尤其对合金化原理、组织结构、强化机理、形变断裂等冶金和材料的一些理论问题的认识尚欠深入和全面。由此在未来该钢的使用中, 无论从焊接安装等工程应用, 还是电厂寿命老化管理、高温氧化预防和金属安全监督都会受到制约。因此加大对该钢的技术研究, 全面吸收消化该新钢种的核心技术, 对于 P92 钢的工程应用有着重要的指导意义。另外通过掌握国外先进钢种的合金化原理、热处理原理, 对于 P92 钢的国产化以及今后我国独立研发新钢种都有着意义重大。如果强化机理不清楚, 也就无法在理论的指导下编制合理完善的工艺规范, 当然也就得不到稳定的高质量的钢管了。本课题研究 P92 钢组织结构特征, 分析材料的强化机理, 并对比 P91 钢的组织结构特征, 分析 P92 钢性能优于 P91 钢的原因。该研究是深入认识 P92 钢的重要钥匙之一, 对钢的安全使用具有重要价值。这既具有现实的工程意义和经济意义与社会意义, 也为我国未来电力工业用热强钢的发展作些基础工作。

1.4 本文研究的内容

本文的研究内容为四部分:

- (1) P92 钢力学性能评价研究;
- (2) P92 钢的形变强化研究;
- (3) P92 钢的形变与断裂研究;
- (4) P92 钢的组织结构、强化机理研究。

2 P92 钢的组织结构与强化机理

我国引进 P92 钢时日尚且不久，在电厂应用也才起步，尚有不少理论、工艺、工程问题需要认识和探索，而钢的组织结构和强化机理则是诸多问题的理论基础和根本所在，因此欲解决钢管制造的工艺问题与钢管应用的工程问题，必先深入认识钢的组织结构与强化机理。P92、T92 钢的标准化学成分见表 2.1。

表 2.1 ASME SA-213 中 P92 的化学成分范围，wt.%

元素	C	S	P	Si	Mn	Cr	Mo	V
ASME	0.07~	≤	≤	≤	0.30~	8.50~	0.30~	0.15~
SA213 P92	0.13	0.010	0.020	0.50	0.60	9.50	0.60	0.25
元素	Al	Nb	N	Ni	W	B	-	-
ASME	≤	0.04~	0.030~	≤	1.50~	0.001~	-	-
SA213 P92	0.040	0.09	0.070	0.40	2.00	0.006	-	-

2.1 P92 钢的回火板条马氏体组织结构

2.1.1 P92 钢的组织结构分析

为查明 P92 钢应有的组织结构，取进口的 P92 钢作金相分析(OM)和透射电子显微分析(TEM)，OM 在 Nikon Lepiphot300 金相显微镜上进行，TEM 为 JEM-200CX 透射电子显微镜。P92 试样采自美国进口的尺寸为口径 $\phi 248\times 53\text{mm}$ 的 P92 厚壁无缝钢管，化学成分(质量分数，%)为：0.11C、0.36Si、0.45Mn、0.017P、0.0048S、8.58Cr、0.43Mo、0.16V、0.058Nb、0.049N、0.09Al、0.4Ni、1.64W，钢管的热处理为 1040℃-1080℃正火和 750℃-780℃回火自然空冷。

OM 分析所得进口 P92 钢的金相组织照片列于图 2.1。

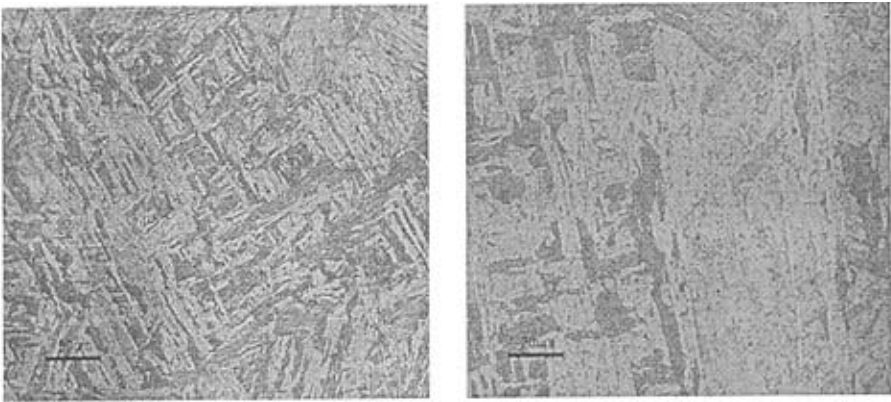


图 2.1 供货态 P92 钢金相组织

金相组织均为回火板条马氏体,其晶粒尺寸由马氏体板条长度可判断约为 $110\mu\text{m}$ 。部分马氏体组织过分粗大。

TEM 分析所得亚结构照片列于图 2.2、图 2.3、图 2.4、图 2.5、图 2.6 照片中。

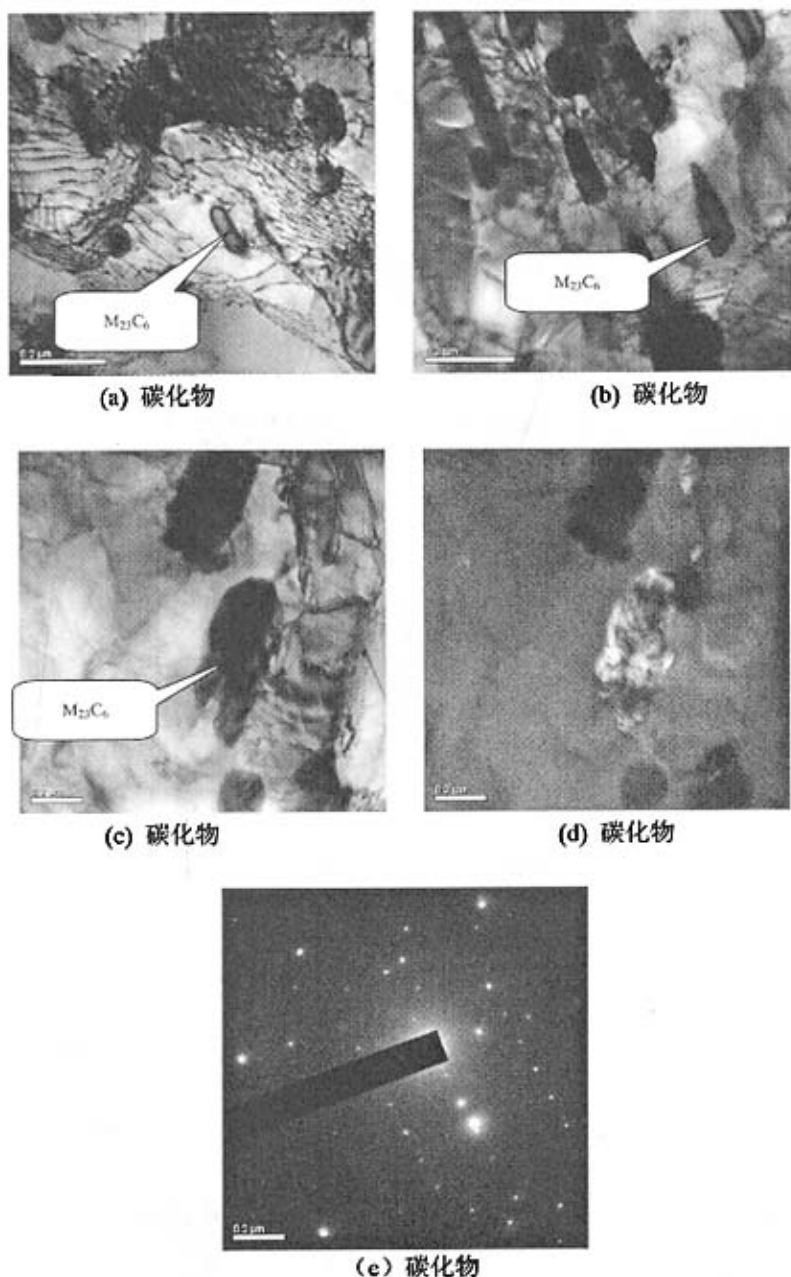
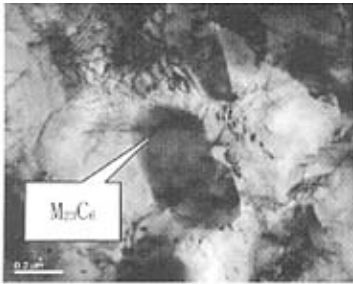


图 2.2 供货态 P92 钢中碳化物

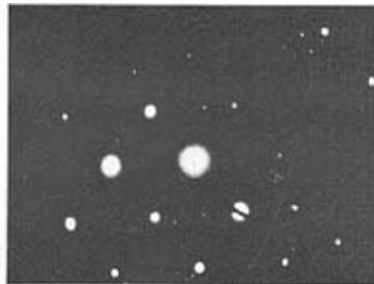
P92 钢中的碳化物粒子大体上有两种形态,一为多分布于马氏体板条界且尺寸约为 $0.08\mu\text{m}\times 0.2\mu\text{m}$ 的粗短条状,衍射斑点标定(衍射的晶带轴 $[001]$, $a_0=1.064\text{nm}$)为面心立方的 M_{23}C_6 型,这多为 $(\text{Cr}, \text{Fe}, \text{Mo})_{23}\text{C}_6$ 。 M_{23}C_6 具有复杂的面心立方结构,点阵常数 $1.050\text{ nm}\sim 1.070\text{ nm}$,单位晶胞有 92 个金属原子,24 个碳原子,一个碳原子周围有 8

个金属原子，金属原子 M 主要是铬，可溶有铁和钼。

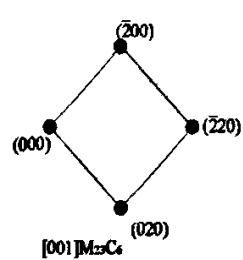
另一类为多分布于马氏体板条内且尺寸约为 $0.02\mu\text{m}\times 0.05\mu\text{m}$ 的细条状，衍射斑点标定（衍射的晶带轴 $[112]$ ， $a_0=0.43\text{nm}$ ）为面心立方的 MC 型，这多为 $(V, Nb)C$ ，由于钢中含有 N ， N 可替代部分 C 而形成 $(V, Nb)(C, N)$ ，析出尺寸更细小，弥散强化效果会更好。 MC 的点阵常数为 $0.418\text{nm}\sim 0.468\text{nm}$ 。 MC 中金属原子为 V 、 Nb 等强碳化物形成元素， N 原子可部分替代 C 原子。 MC 的热稳定性高。它们一般沉淀析出于亚晶粒的内部，它是钢二次强化的重要沉淀物，所以获得尽可能多的 MC 型沉淀粒子是提高钢的力学性能如蠕变断裂强度的重要措施之一。



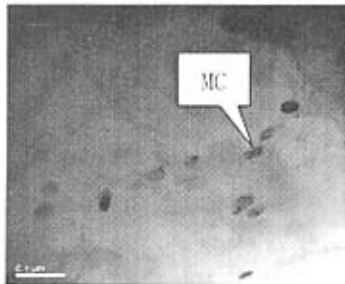
(a) $M_{23}C_6$ 碳化物透射照片



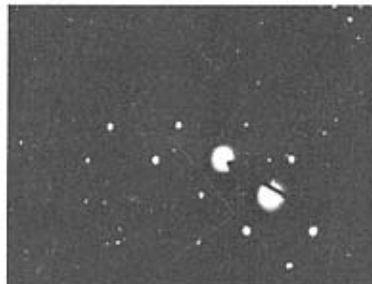
(b) $M_{23}C_6$ 碳化物衍射斑点



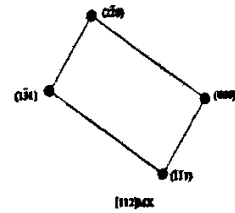
(c) $M_{23}C_6$ 碳化物衍射标定



(d) MC 碳化物透射照片

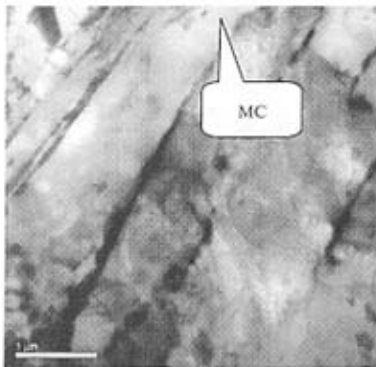


(e) MC 碳化物衍射斑点

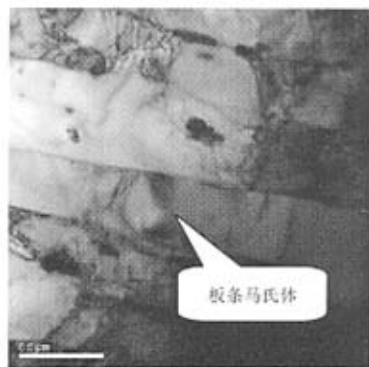


(f) MC 碳化物衍射标定

图 2.3 P92 钢中碳化物状态

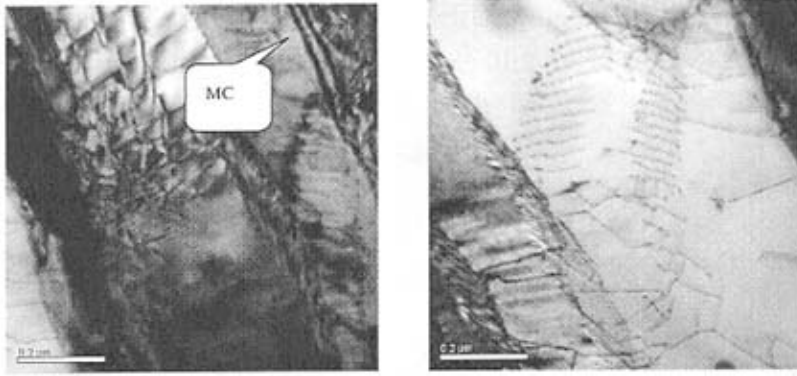


(a) 板条马氏体



(b) 板条马氏体

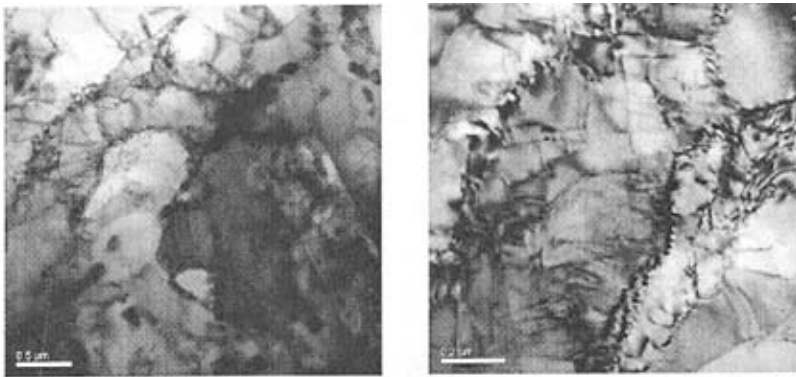
图 2.4 供货态 P92 钢中板条马氏体组织



(a) 位错网络

(b) 位错网络

图 2.5 供货态 P92 钢中位错网络



(a) 胞状结构（碎化）

(b) 胞状结构（碎化）

图 2.6 供货态 P92 钢中亚晶块

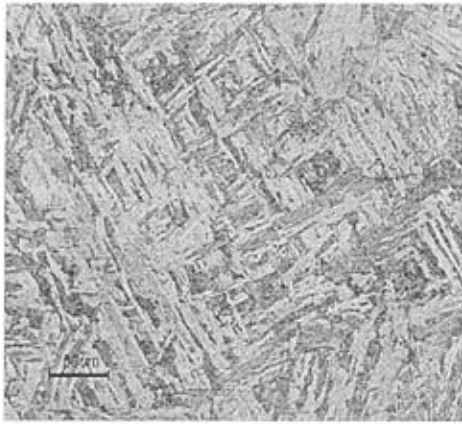
如图 2.4 所示,P92 钢的结构主要为板条马氏体, 马氏体板条宽度约 $1.2\mu\text{m}$, 板条内位错密度较高, 同时由于板条发生了高温回复, 有些位错通过规整缠结形成位错网络 (如图 2.5 所示), 位错网在高温长时间作用下或更高温度回火后会进一步规整将马氏体板条分割为胞状结构 (如图 2.6 所示), 把板条分割为一个个小的亚晶块, 即多边化; 多边化后的马氏体在保持高强度的同时, 还能通过亚晶界的作用实现增韧, 这是其优势。从对供货态的 P92 的结构观察来看, 多边化并不充分, 亚晶块的数量有限, 大部分还是未经多边化的板条马氏体。这样的组织必然导致性能上的缺失, 尤其是韧性必然低下。碳化物 M_{23}C_6 粒子在板条界析出, M_{23}C_6 呈短条形, 长度不超过 $0.3\mu\text{m}$, 没有熟化现象, 弥散强化效果显著; MC 较少, 合金元素主要起到固溶强化的作用。该钢在高温高压下的, 长期的高温运行环境理论上会使合金元素析出形成 MC 形成沉淀强化, 但也会导致 M_{23}C_6 熟化。大量的位错网会进一步规整为位错胞, 使 P92 钢进一步碎化。

2.1.2 P91/P92 钢组织结构差异的对比分析

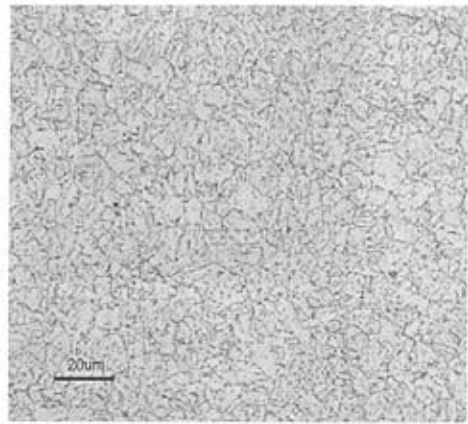
P92 钢是在 P91 钢的基础上加钨减钼发展而来, 与之有着许多共同之处, 其组织结构都为高温回火回复后的碎化马氏体。强化机理也基本类似。但因为钨的加入使得 P92 钢

较之 P91 钢还是有些微的差异，然而正是这些细微的差异造就了 P92 钢更优异的性能。

图 2.7、图 2.8、图 2.9、图 2.10 分别列出了 P92 钢与 P91 钢的组织结构对比图

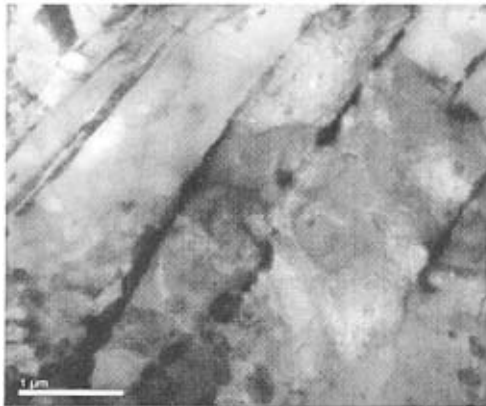


(a) P92 钢金相组织

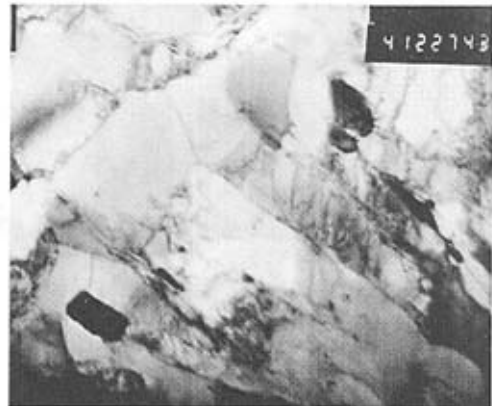


(b) P91 钢金相组织

图 2.7 P92/P91 金相组织对比



(a) P92 钢马氏体板条

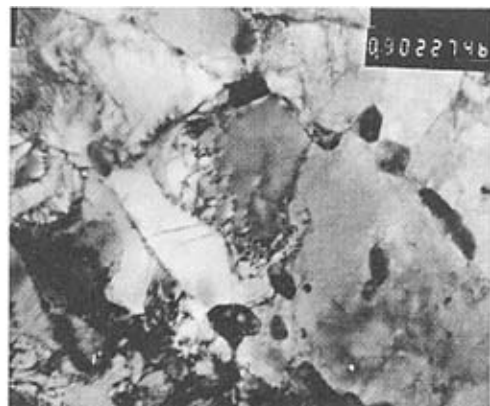


(b) P91 钢马氏体板条

图 2.8 P92/P91 马氏体板条对比

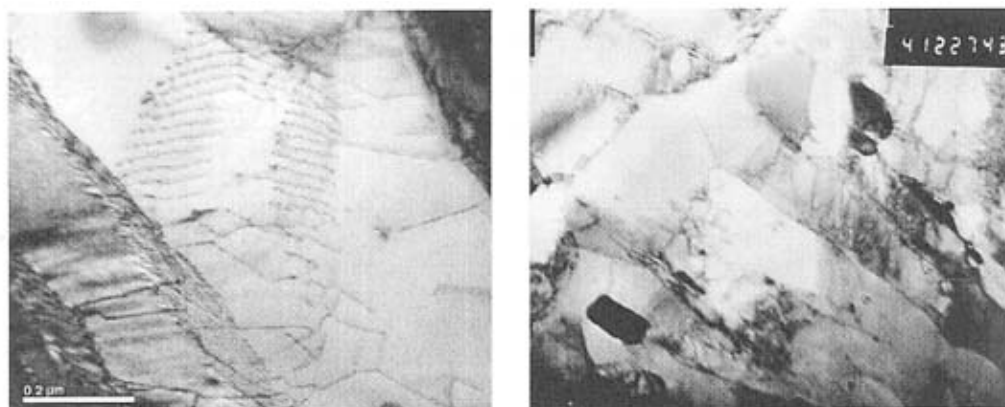


(a) P92 钢碳化物



(b) P91 钢碳化物

图 2.9 P92/P91 碳化物对比



(a) P92 钢位错

(b) P91 钢位错

图 2.10 P92/P91 位错对比

与 P91 钢相比, P92 钢位错密度更高, 碳化物主要以 $M_{23}C_6$ 为主呈短条状, MC 几乎没有; P91 钢的碳化物 MC 也比较多, $M_{23}C_6$ 形状呈球形。P91 钢的亚晶块比 P92 钢多, 所以组织呈现碎化充分的马氏体, P92 板条呈长条形, 亚晶块比较少, 显示 P92 钢并没有得到充分的高温回火回复。

与组织结构的差异相对应, P92 钢的位错强化要强于 P91 钢, 界面强化要稍逊于 P91 钢; 合金元素 (主要是 V 等) 因为较少形成 MC, 因此仍以固溶强化为主, P91 因为析出 MC, 沉淀强化更显著。

2.2 P92 钢中马氏体板条回火时的高温回复

P92 钢由于含有大量合金元素, 马氏体板条在高温回火时并不发生再结晶而形成铁素体基体, 而是以高温回复的板条碎化 (图 2.6) 和亚稳态位错网 (图 2.5) 的形成来释放马氏体相变时的形变储存能。也就是说, 在 A_1 相变点以下高温回火时以高温回复释放了正火时马氏体形成所引起的形变储存能, 再加上亚稳态位错网的钉扎作用, 阻碍了再结晶的发生。这就使得具有回火板条马氏体组织的 P92 钢既保留了马氏体的强化效果, 又因马氏体板条高温回复形成的亚稳状态, 可以抵抗 A_1 相变点以下高温的长时间作用而成为热强性和热稳定性兼具的优良性能的热强钢。

如下的试验证实了上述观点, 在供货态管样中壁纵向截取试验试样。然后对试样进行回火。回火温度分别为 785℃、800℃、815℃、830℃、845℃、860℃、875℃、890℃、905℃、920℃、935℃ (参考 A_{c1} : 800℃~835℃, A_{c3} : 900℃~920℃); 回火时间为 100 分钟; 冷却方式为空冷。

2.2.1 回火温度对 P92 钢硬度的影响

图 2.11 所示为不同回火温度对 P92 钢硬度的影响曲线。从图中我们可以看到, 在低于 A_{c1} 点 (845℃) 时, 即 780℃、800℃时, 材料处于高温回火阶段, 材料强度、硬度较低。随着温度进一步升高, 超过 A_{c1} 点, 即从 815℃开始进入 $\alpha + \gamma + K1$ 三相平衡区, 如图 2.12 Fe-C-Cr 相图 0.1wt.%C 的垂直截面所示。奥氏体冷却下来重新转变为马氏体, 硬

度升高。温度进一步升高, 即从 845℃ 开始, α 量进一步减少, γ 量进一步增多, 冷却后, 奥氏体转变为板条马氏体。硬度进一步升高。

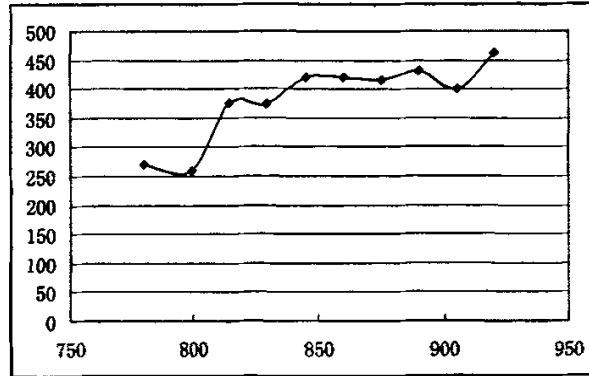
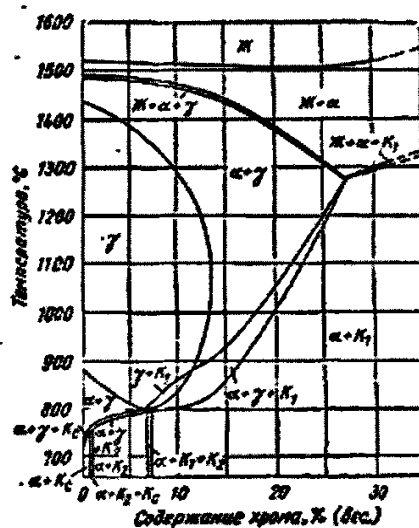


图 2.11 不同回火温度对 P92 钢硬度的影响

2.2.2 回火温度对 P92 钢组织的影响



$K_1 - (Fe, Cr)_{23}C_6$, $K_2 - (Fe, Cr)_7C_3$, $K_c - (Fe, Cr)_3C$

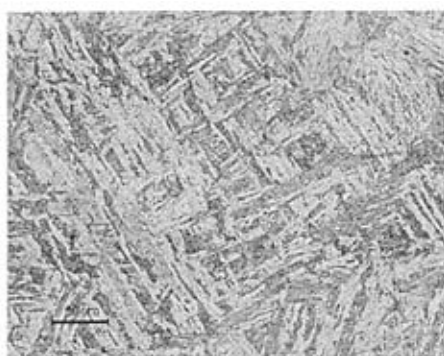
图 2.12 Fe-C-Cr 相图 0.1wt.% C 的垂直截面

图 2.13 所示为不同回火温度下 P92 钢金相组织照片。

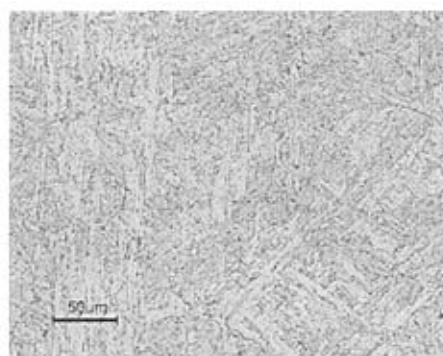
在低于 A_{c1} 点 (845℃) 时, 即 780、800℃ 时, 材料处于高温回火阶段, 如图 2.13.b、图 2.13.c 所示, P92 钢仍然为板条马氏体, 所不同的是经回火后, 板条界上析出更多碳化物。

随着回火温度进一步升高, 超过 A_{c1} 点, 即从 815℃ 开始进入 $\alpha + \gamma + K1$ 三相平衡区如图 2.12 所示。奥氏体冷却下来重新转变为马氏体, 少量小块铁素体也相应出现。

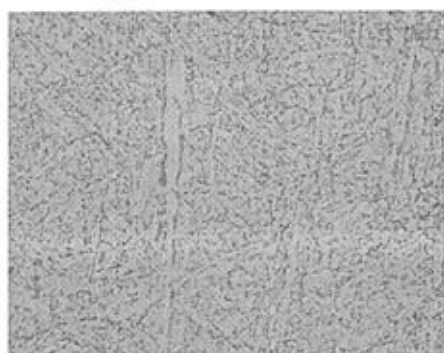
温度再进一步升高, 即从 845℃ 开始, α 量进一步减少, γ 量进一步增多, 冷却后, 奥氏体转变为板条马氏体。



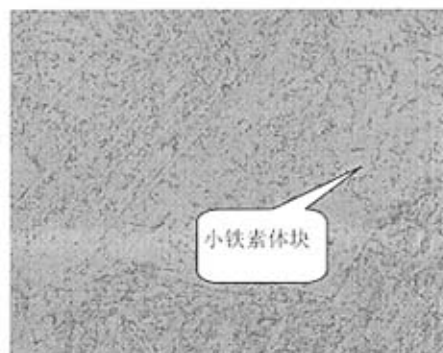
(a)供货态 P92 钢金相组织



(b) 785℃回火 P92 钢金相组织



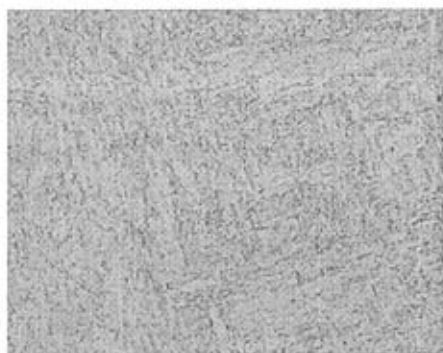
(c) 800℃回火 P92 钢金相组织 800×



(d) 815℃回火 P92 钢金相组织 800×



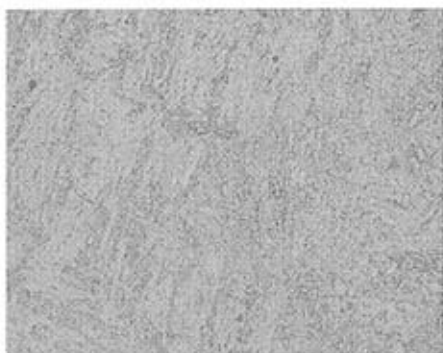
(e) 830℃回火 P92 钢金相组织 800×



(f) 845℃回火 P92 钢金相组织 800×



(g) 860℃回火 P92 钢金相组织 800×



(h) 875℃回火 P92 钢金相组织 800×

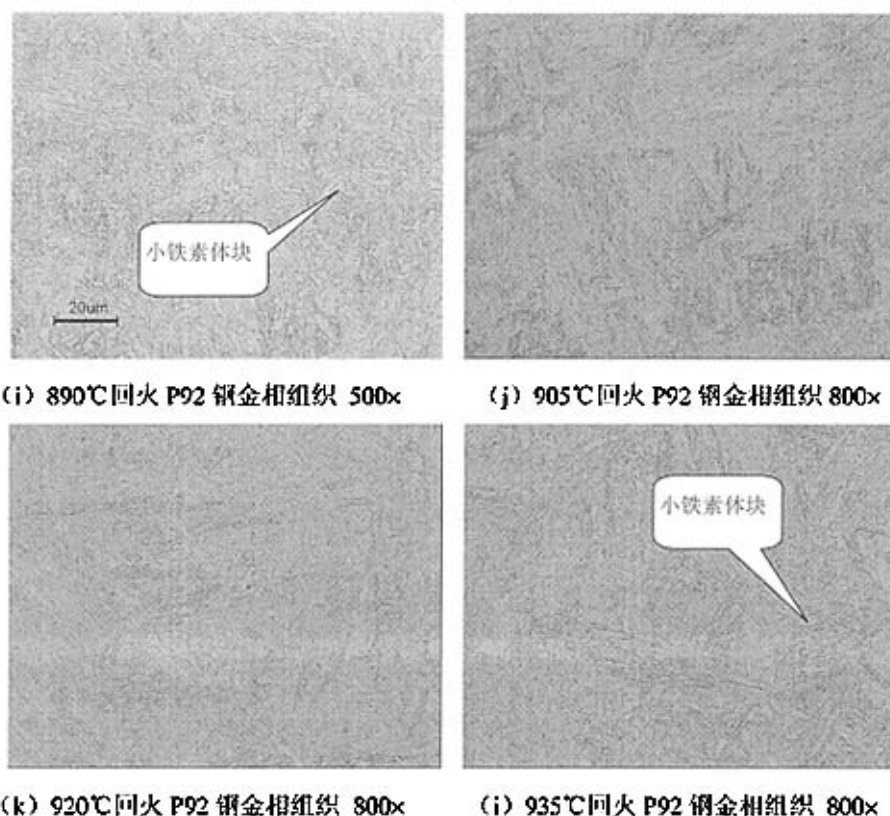
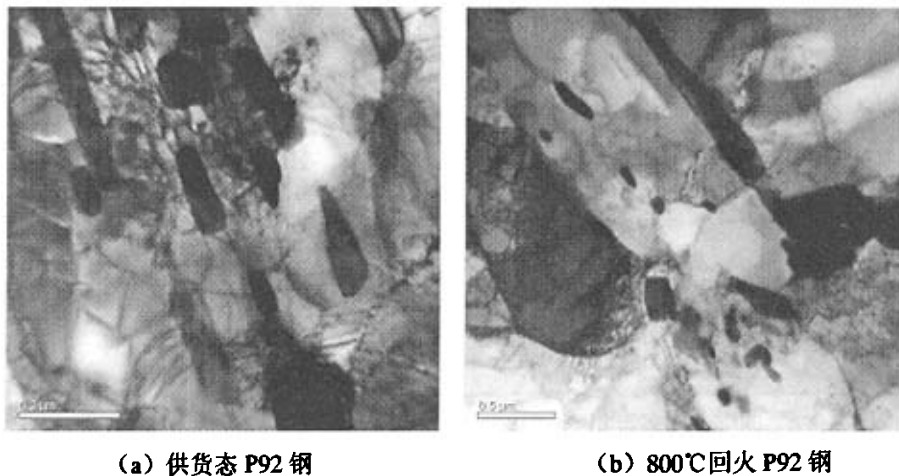


图 2.13 不同回火温度对 P92 钢组织影响

2.2.3 回火温度对 P92 钢碳化物的影响

图 2.14 所示为不同回火温度下 P92 钢碳化物照片。从图中我们可以看到供货状态的 P92 钢中碳化物多为短条状分布于马氏体板条界的 $M_{23}C_6$ 。针状 MC 很少，视野中很难分辨 MC 的存在。经高温回火后， $M_{23}C_6$ 尺寸有长大的迹象，并且形状有由最初的短条状变为椭球状的趋势，有 OSTWALD 熟化倾向。随着回火温度的增加，尤其是 902℃ 以后 MC 大量析出。



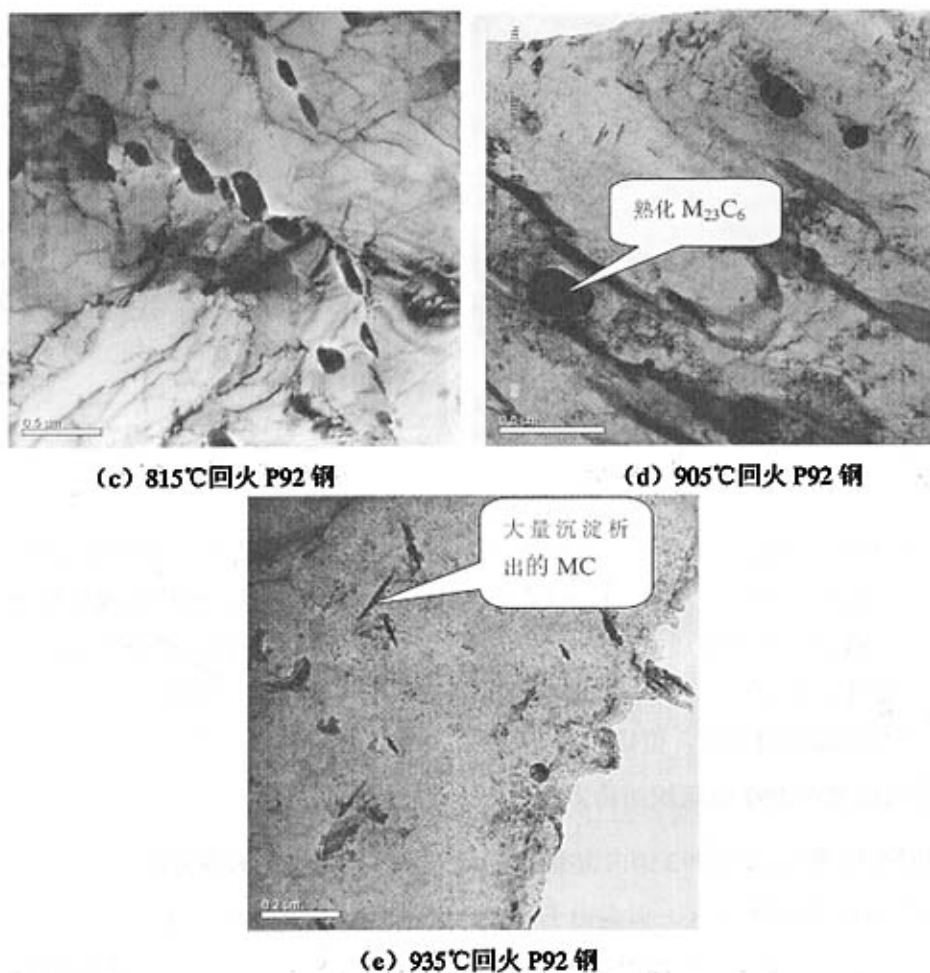
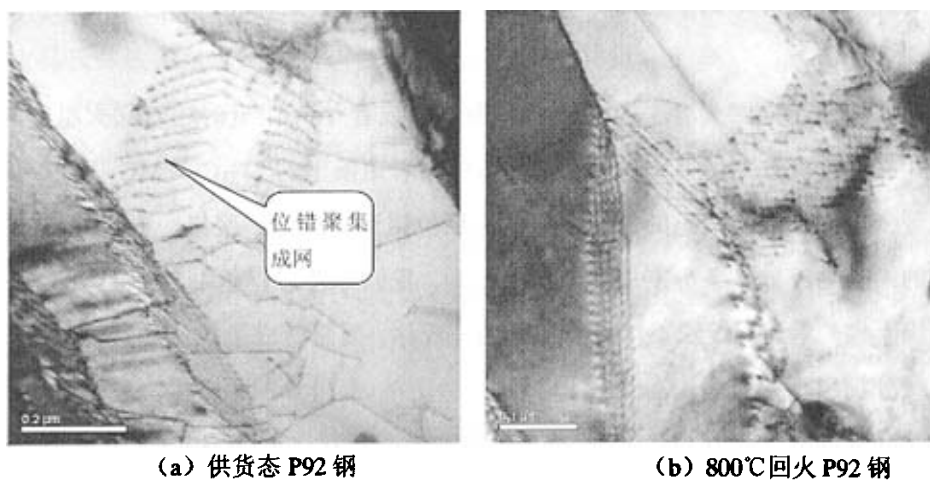


图 2.14 回火温度对碳化物的影响

2.2.4 回火温度对位错的影响

图 2.15 所示为不同回火温度下 P92 钢位错形态照片。



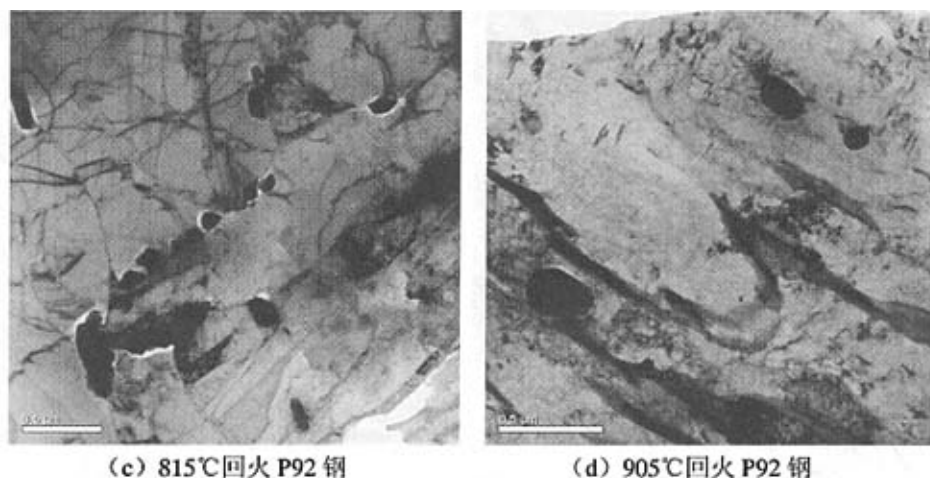


图 2.15 回火温度对位错的影响

从图 2.15 中我们可以看到，供货状态 P92 钢中位错大量存在，有些散乱分布于马氏体板条内，有些则聚集成网状，随着回火温度的升高，散乱分布的位错或异性相互抵消，逐渐消失；或进一步规整成如图 2.13.b 所示的位错墙，把马氏体板条分割成一个个小块。使马氏体发生碎化。回火温度进一步升高，马氏体板条被位错强分割充分，即回火碎化充分。但当回火温度很高时，位错即消失殆尽。

2.2.5 回火温度对 P92 钢组织结构影响分析

如图 2.12 所示因为 P92 钢内含有 9.5% 的 Cr，与 9.5%Cr 的成分线相图相交，看出成分线通过 $\gamma + K_1$ 两相平衡区。但是由于合金元素 W 和 Mo 的加入，扩大 α 区的元素，缩小 γ 相区。因此 A_{c1} 相变点的提升较大，资料显示 A_{c1} 为 845℃ 左右，因此近似根据该相图分析，近似的垂直上移 A_{c1} 相变点，且 800℃ 的水平线也跟着 A_{c1} 上移。9.5%Cr 的成分线与相图相交的区域则变成 $\alpha + \gamma + K_1$ 三相平衡区。在长时间高温加热马氏体的过程中，就会沿着此成分线冷却到室温， α 铁素体和 K_1 碳化物依旧存在， γ 转变成了新的回火马氏体。

实验结果显示当回火温度在低于 A_{c1} 温度点或者 A_{c1} 附近时随着回火温度的升高， $M_{23}C_6$ 和 MC 的状态变化不大。仍然是大量分布着短条型的 $M_{23}C_6$ ，MC 很少。但位错发生了显著变化，较之供货态的 P92 钢，回火后位错运动抵消、聚集，形成规整的位错网，把原先的细长马氏体板条分割成一个一个的胞，我们称之为亚晶块，位错网即亚晶界。从金相组织上也能看到，组织不再是长条形的马氏体，而是变成了粒状的组织，其实那就是被位错网分割出来的亚晶块。

随着温度的进一步升高，由图 2.12 可以知道，材料进入 $\alpha + \gamma + K_1$ 三相平衡区。在冷却的过程中， γ 重新转变为马氏体， K_1 碳化物得以保留， α 变为铁素体。冷却后的 P92

钢中既有经 γ 冷却转变的新马氏体、少量铁素体,也有未来的及转变成 γ 原马氏体,当然还有碳化物得以保留, $M_{23}C_6$ 碳化物在高温作用下将有熟化的趋势, MC 碳化物会更多的沉淀析出。组织的变化刚好解释了前文中关于硬度的变化趋势。

可见提高回火温度,虽然板条碎化能更加充分, MC 大量沉淀析出,增加强韧性,但同时温度过高也会导致 $M_{23}C_6$ 的 Ostwald 熟化和铁素体出现等一系列影响材料性能的问题。因此回火的温度的确定必须折中确定。使材料具备最优越的性能。

2.3 P92 钢的强化机理和合金化原理讨论

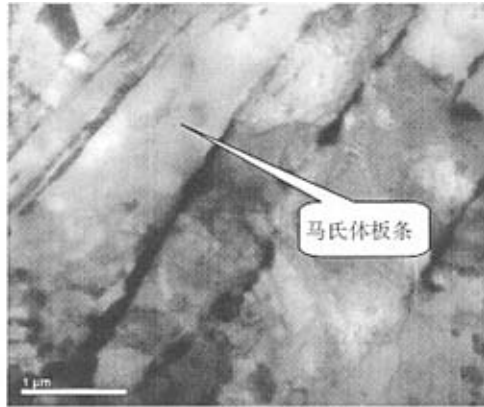
在水-汽临界点 ($22.115\text{MPa}/374.15^\circ\text{C}$) 以上的超临界状态下使用的管用热强钢,长期承受着高温高压蒸汽的高应力载荷,因此必须有足够的热强性和热稳定性,抗蚀性与热导性,以及良好的加工工艺性(冷、热成型性和焊接性)。基于此服役条件和性能要求,管用热强钢多采用热导性好和热膨胀系数小的马氏体类钢,其合金化和热处理应遵守的原则是:保证钢在获得足够强度和塑性时,具有组织结构在高温高应力状态的稳定性。组织结构不稳定的热力学驱动力为众所周知的自由能,而其动力学转变速率则受控于界面和扩散。

P92 管用热强钢,采用了高合金化和随后的正火(其实是淬火成马氏体)高温回火(其实是马氏体高温回复)热处理,以获得固溶强化、板条马氏体强化、界面强化、位错强化、颗粒强化等的复合强化。从热力学自由能考虑,这些强化均导致热力学的不稳定,但只要动力学转变速率足够地慢,慢到在使用寿命期内所发生的组织结构变化在许可的范围之内,便是获得了成功。因此,组织结构稳定性的问题主要归结为动力学的转变速率问题。管用热强钢的合金化,其固溶强化主要使用 Cr 元素(同时提高抗蚀性)与 Mo 元素。热处理获得回火板条马氏体组织结构,便实现了板条马氏体强化、界面强化、位错强化、颗粒强化和固溶强化的复合。为减小组织结构不稳定性的动力学,保证固溶合金元素分布的热稳定性,保证回火马氏体组织结构和碳化物颗粒的热稳定性,以及保证基体中位错组态的热稳定性是非常重要的。

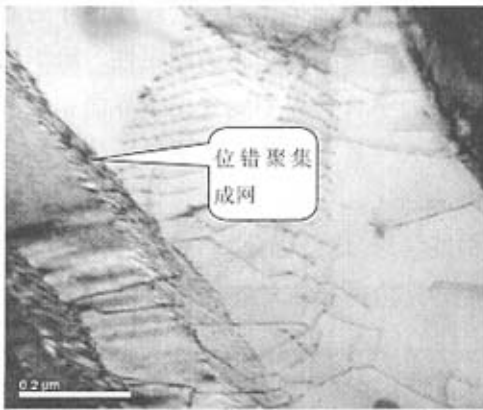
回火马氏体板条组织结构的热稳定性取决于马氏体板条的高温回复或再结晶的发生。碳钢和低、中合金钢的淬火马氏体在高温回火时,发生马氏体解体的再结晶而形成铁素体基体上弥散分布碳化物粒子的索氏体组织,因此它们是不能采用马氏体强化的。但像 P92 这类高合金钢则不同,它们的正火(淬火)马氏体在高温回火时仅发生马氏体板条碎化的高温回复而不发生再结晶,这样便可以在低于高温回火温度的使用温度时采用强化效果优异的马氏体强化。图 2.16 列出了马氏体板条中不同的位错组态,从图中我们可以看到,在马氏体板条碎化的高温回复时,马氏体中的位错由缠结组态(图 2.16.a)转化为网络组态(图 2.16.b),这是位错的亚稳态,从而维持碎化板条亚晶结构的热稳定性,使马氏体强化得以采用。

固溶强化合金元素分布的热稳定性受控于它在 α -Fe 基体中的扩散, α -Fe 基体中 Cr 和 Mo 的扩散激活能以所列次序减小,它们分别为 $Q_{\text{Cr}}=343\text{kJ/mol}$, $Q_{\text{Mo}}=200\text{kJ/mol}$, 因此

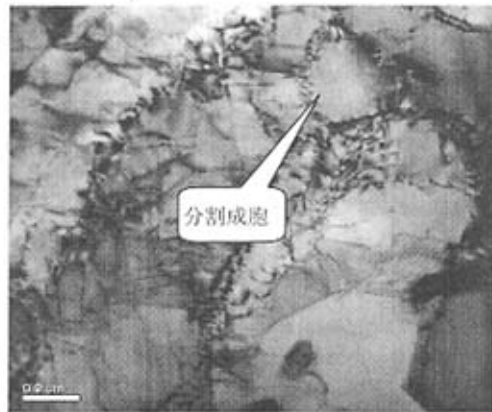
固溶强化时 Mo 的热稳定性较差, Cr 较好。正常高温回火后, Cr、Mo 的固溶量分别约为 90%、85%, 足见它们对固溶强化的贡献。



(a) 未被分割的板条马氏体



(b) 位错缠结及网络



(c) 亚晶块

图 2.16 马氏体板条中的位错组态

P92 钢中要控制适当的 N 含量, N 的作用具有利弊双重性, 它可以部分地取代 C 而参与 VC 和 NbC 的形成, 也形成 AlN 的弥散强化; 然而更引人注意的是, 它在基体中的微量间隙固溶, 会减小 Mo 缩小 γ -Fe 区的作用, 从而抑制高温时 α -Fe (即 δ -Fe) 的出现; 当然, N 会造成方块形 TiN 夹杂的增多, TiN 夹杂对钢的力学性能是不利的, 因此钢冶炼时的用 Ti 量必须严格控制, 这也就是 P92 钢不适宜采用 Ti 作为固 C 合金元素的原因。

3 P92 钢的力学性能研究

P92 钢不仅具有优良的室温强塑性和强韧性,更重要的是它的热强性优异,从而使其设计使用温度达到 600℃,这已是超超临界机组的工作温度,P92 钢也已成为超临界机组的主力钢种,其热强性的研究势在必行。

3.1 P92 钢静力强塑性

本研究采用静力拉伸试验测定了 P92 钢的静力强塑性:屈服强度 $\sigma_{0.2}$ 、抗拉强度 σ_b 、伸长率 δ_5 、面缩率 ψ 等。P92 厚壁钢管取样在管壁的靠外壁、中壁和靠内壁处取纵向样和横向样,每状态均为 3 个试样,共 18 个试样,采用 F10 的 5 倍光滑试样。室温、高温拉伸试验分别按照“GB 9108-2002 金属拉伸试验方法”和“GB/T 4338-95”在 MTS880 电液伺服试验机上进行。加载位移速率 2mm/min,条件屈服强度 $\sigma_{0.2}$ 使用引伸计测定。

3.1.1 P92 钢强度和塑性数据分析

对 P92 钢进行了室温和 600℃拉伸试验,拉伸性能试验结果列于表 3.1 中,同时列出了 ASME SA213/SA335 对 P92 的相关技术条件。

表 3.1 P92 拉伸性能试验结果及标准偏差

取样 位置	试样 编号	室 温						600℃				
		E/GPa	σ_s /MPa	σ_b /MPa	δ_s /%	ψ /%	E/N/m m ²	σ_s /MPa	σ_b /MPa	δ_s /%	ψ /%	
横 向	内 壁	H31	222.5	502.0	665.0	24.1	64.0	122.5	310.0	335.0	27.2	86.2
		H32	223.0	498.0	670.0	24.3	49.0	125.4	315.0	340.0	26.7	82.3
		H33	237.5	509.0	670.0	24.1	65.0	119.7	315.0	340.0	23.9	83.2
		平均值	227.7	503.0	668.0	24.2	59.0	122.6	313.0	338.0	25.9	83.9
		标准差	8.5	5.6	2.9	0.1	8.9	2.8	2.9	2.9	1.8	2.0
	中 壁	H21	264.6	508.0	670.0	26.2	64.0	**	308.0	330.0	25.1	84.6
		H22	256.1	511.0	670.0	26.5	65.0	120.4	320.0	340.0	26.5	83.8
		H23	234.3	507.0	670.0	26.7	64.0	**	315.0	335.0	26.8	84.0
		平均值	251.7	508.0	670.0	26.5	64.0	120.4	313.0	335.0	26.1	84.1
		标准差	15.6	1.5	0	0.3	0.6	0	6.0	5.0	0.9	0.4
	外 壁	H11	204.9	505.0	665.0	27.0	63.0	119.2	305.0	335.0	24.2	82.5
		H12	167.6	508.0	670.0	27.0	66.0	**	310.0	340.0	28.4	83.2
		H13	232.2	507.0	665.0	26.0	64.0	120.9	310.0	340.0	27.6	83.2
		平均值	201.5	507.0	667.0	27.0	64.0	120.1	308.0	338.0	26.7	83.0
		标准差	32.4	1.5	2.9	0.6	1.5	3	2.9	2.9	2.2	0.4
纵 向	内 壁	Z31	241.2	509.0	665.0	29.0	63.0	114.2	305.0	335.0	27.7	85.6
		Z32	**	497.0	660.0	29.0	68.0	**	293.0	335.0	24.7	83.8
		Z33	**	498.0	665.0	28.0	67.0	**	280.0	325.0	26.2	84.6

续表 2.1

中壁	平均值	241.2	501.0	663.0	29.0	66.0	114.2	293.0	332.0	26.2	84.6
	标准差	0	6.7	2.9	0.6	2.6	0	12.5	5.8	1.5	0.9
	Z21	240.5	498.0	655.0	30.0	67.0	**	300.0	330.0	27.6	86.3
	Z22	227.7	493.0	660.0	28.0	68.0	**	305.0	345.0	26.9	84.8
	Z23	234.1	501.0	665.0	28.0	64.0	**	301.0	330.0	23.3	84.8
	平均值	234.1	497.0	660.0	29.0	67.0	**	302.0	335.0	25.9	85.3
	标准差	6.4	4.0	5.0	1.2	2.0	**	2.6	8.7	2.3	0.9
	Z11	230.3	498.0	660.0	28.0	67.0	109.1	310.0	330.0	24.1	87.0
	Z12	224.3	494.0	665.0	28.0	67.0	**	305.0	325.0	29.0	86.3
	Z13	228.7	509.0	660.0	27.0	67.0	134.3	300.0	330.0	25.6	86.3
外壁	平均值	227.7	500.0	662.0	28.0	67.0	121.7	305.0	328.0	26.2	86.5
	标准差	3.0	7.8	2.9	0.6	0.0	17.8	5.0	2.9	2.5	0.4
	总平均值	230.5	502.7	665.0	27.2/	64.5/	119.8	305.8	334.3	26.2	84.6
		/16.9	/4.2	/7.0	1.9	3.0	/3.3	/7.9	/3.8	/0.3	/1.2
ASME											
SA213-A335		191	>440	>620	>20	*	98	*	*	*	*

试验结果表明：在室温和 600℃时实验，P92 钢母材无论横向、纵向、内壁、中壁、外壁的弹性模量、抗拉强度、屈服强度、伸长率均符合 ASME SA213-A335 规定。

由表 3.1 可见，内壁和外壁各自的性能值随取样位置靠内壁、中壁和外壁的改变有大小不等的差异，为查明这些差异的本质，即同一母体的差异还是不同母体的差异，对表 3.1 中横向和纵向在不同取样位置的性能值作统计 t 检验，为此取显著性水平 $\alpha=0.10$ 、0.05、0.01、0.001，样本大小 $n_1=n_2=3$ ，自由度 $N= n_1+ n_1-2=4$ ，分布 $t_{0.10}=2.13$ ， $t_{0.05}=2.78$ ， $t_{0.01}=4.60$ ， $t_{0.001}=8.61$ 。取样方向和取样位置大小不等的影响各性能值，作上述的 t 检验以审视这种影响的显著程度，其中取样方向检验 t 值列于表 3.2；取样位置检验 t 值列于表 3.3。

表 3.2 纵横拉伸试样间的差异 t 值

$n_1=n_2=3$ ，自由度 $N= n_1+ n_1-2=4$ ，分布 $t_{0.10}=2.13$ ， $t_{0.05}=2.78$ ， $t_{0.01}=4.60$ ， $t_{0.001}=8.61$)

取样位置	20℃					600℃				
	$t(\sigma_s)$	$t(\sigma_b)$	$t(\delta_2)$	$t(\psi)$	总评	$t(\sigma_s)$	$t(\sigma_b)$	$t(\delta_2)$	$t(\psi)$	总评
内壁横向与纵向之间	0.39	2.10	31.64/*4	1.29	*4	2.69/*1	1.59	0.22	0.55	*1
中壁横向与纵向之间	2.44/*1	3.44/*2	3.50/*2	2.47/*1	*6	3.18/*2	0	0.14	2.10	*2
外壁横向与纵向之间	1.52	2.10	2.03	3.45/*2	*2	0.89	4.20/*2	0.26	1.07	*2

表 3.2 表明，进口 P92 钢各性能值均受到取样方向的显著影响。综合内外取样位置，靠中壁处的性能值受取样方向的影响更甚于靠内壁和外壁处。此外，高温状态下，P92 钢各性能值受取样方向影响较小。

由表 3.3 可见在不同的显著性水平时，P92 钢靠近内壁、中壁和外壁之间的取样位置的性能差异甚小，仅个别指标表现出显著性差异。总体上说不同取样位置间的性能值是大

致相同的，性能值稍微受到取样位置的影响。

表 3.3 纵横拉伸试样内中外取样位置间的差异 t 值

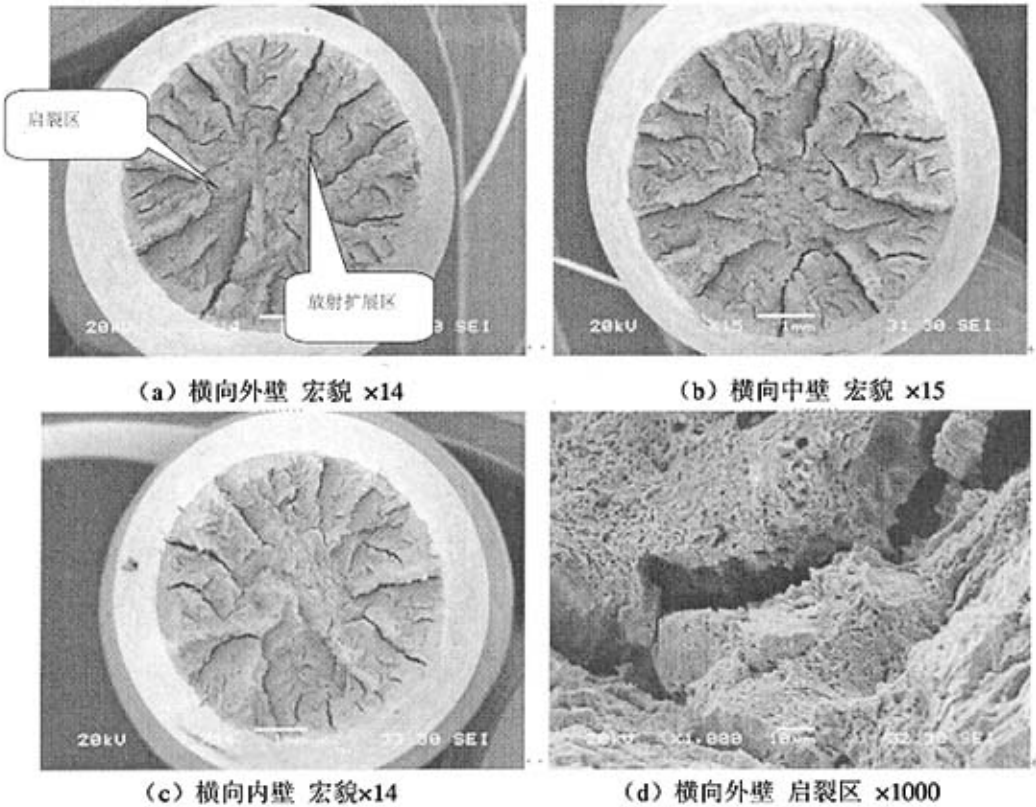
$n_1=n_2=3$, 自由度 $N=n_1+n_2-2=4$, 分布 $t_{0.10}=2.13, t_{0.05}=2.78, t_{0.01}=4.60, t_{0.001}=8.61$

取样位置	20℃					600℃				
	$t(\sigma_s)$	$t(\sigma_b)$	$t(\delta_s)$	$t(\psi)$	总评	$t(\sigma_s)$	$t(\sigma_b)$	$t(\delta_s)$	$t(\psi)$	总评
横向内壁与中壁之间	1.42	1.19	12.5/*4	0.97	*4	0.26	0.89	0.17	0.17	
横向内壁与外壁之间	1.19	0.42	7.94/*3	0.96	*3	2.1	0	0.49	0.76	
横向中壁与外壁之间	0.81	1.78	1.3	0		1.56	0.89	0.44	3.35/*2	*2
纵向内壁与中壁之间	0.88	0.89	0	0.53		1.22	0.49	0.19	0.95	
纵向内壁与外壁之间	0.17	0.42	2.03	0.66		1.54	1.06	0	3.36/*2	*2
纵向中壁与外壁之间	0.59	0.59	1.28	0		0.91	1.32	0.15	2.1	

3.1.2 室温拉伸断口

横向拉伸试样断口选取位置为外壁、中壁、内壁，编号分别为 H1-2、H2-3、H3-1。如图 3.1 所示是各横向拉伸试样断口 SEM 像。纵向拉伸试样断口选取位置为外壁、中壁、内壁，编号分别为 Z1-1、Z2-1、Z3-1。拉伸断口通常分为裂纹启裂区、裂纹放射扩展区和剪切唇三个区域，如图 3.1.a 所示。

a) 试样拉伸断口照片



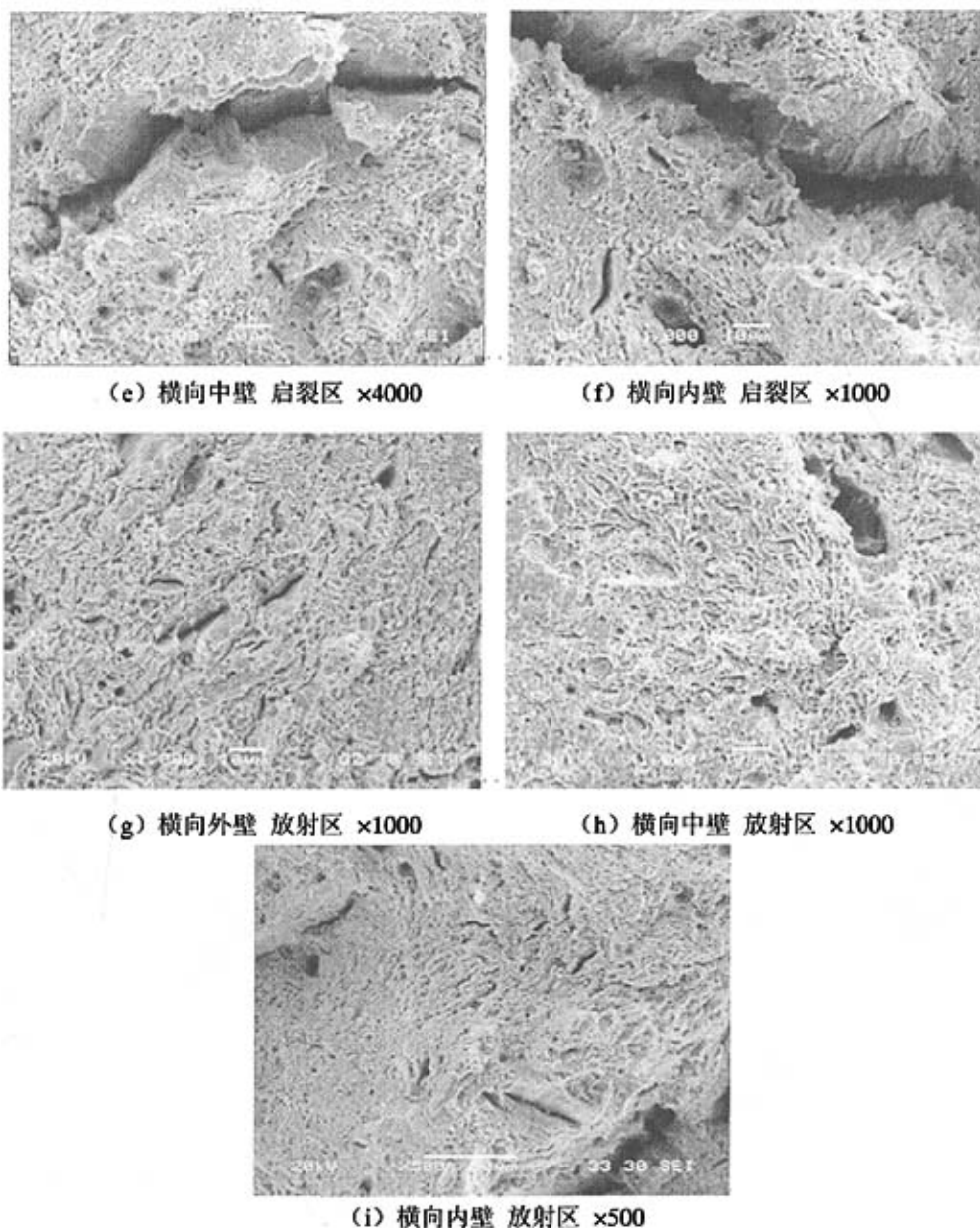
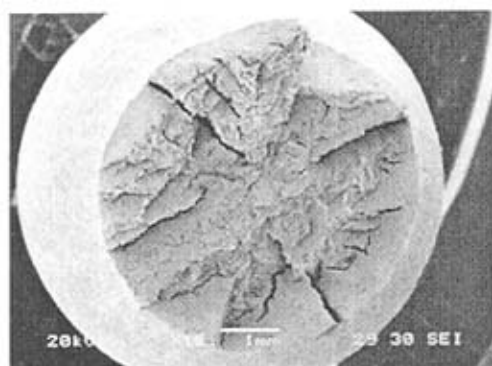


图 3.1 横向拉伸断口照片

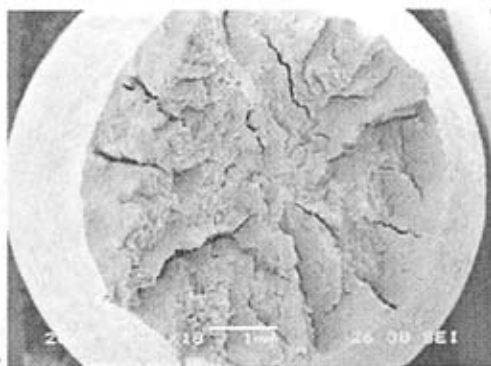
从断口全貌看，塑性变形量不大，断口为杯锥放射裂纹状，在启裂区和裂纹放射区，都有长且较深的裂纹，显示材料的塑性不佳。破断机理为微孔聚合断裂。因此判定室温拉伸下 P92 钢横向试样为韧性断裂，但塑性不好。

b) 纵向试样拉伸断口照片

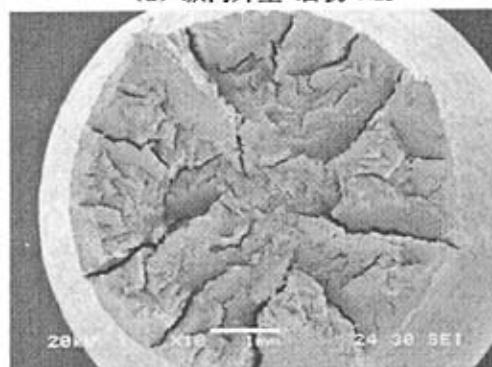
如图 3.2 所示是各纵向拉伸试样断口 SEM 像。从断口全貌看，塑性变形量不大，断口为杯锥放射裂纹状，在启裂区和裂纹放射区，都有长且较深的裂纹，显示材料的塑性不佳。破断机理为微孔聚合断裂。因此判定室温拉伸下 P92 钢纵向试样为韧性断裂，但塑性不好。



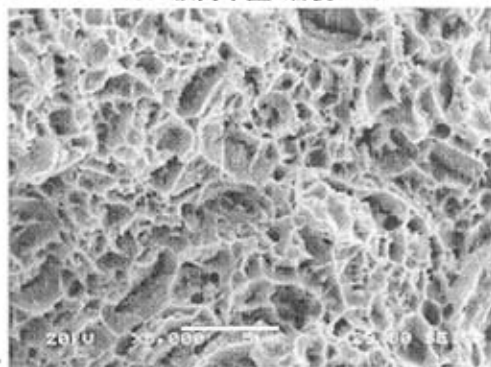
(a) 纵向外壁 宏貌 $\times 15$



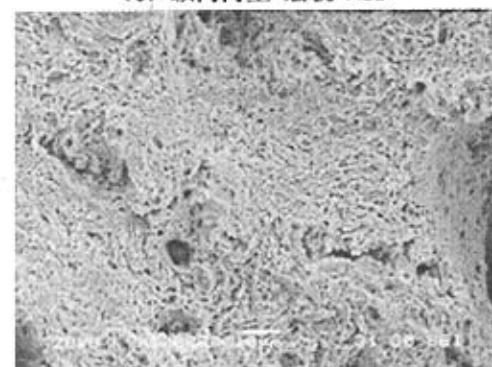
(b) 纵向中壁 宏貌 $\times 15$



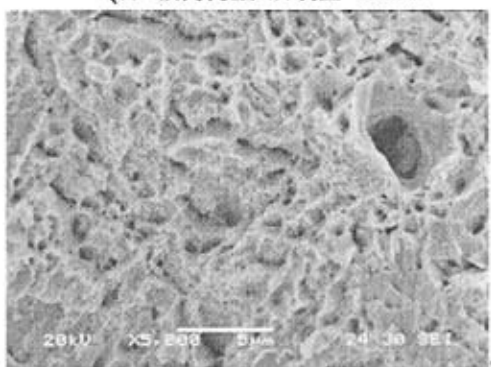
(c) 纵向内壁 宏貌 $\times 18$



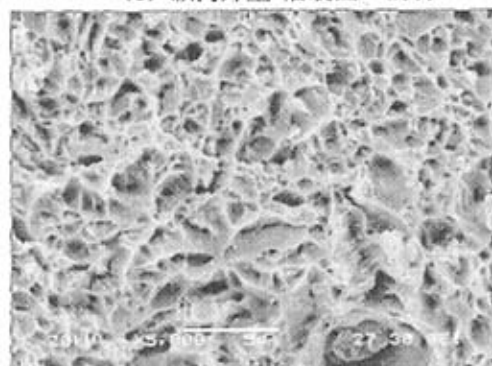
(d) 纵向内壁 启裂区 $\times 5000$



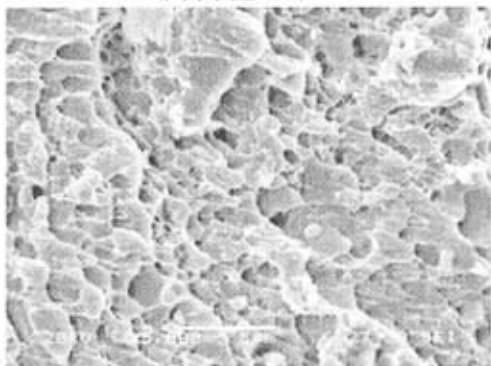
(e) 纵向外壁 启裂区 $\times 1000$



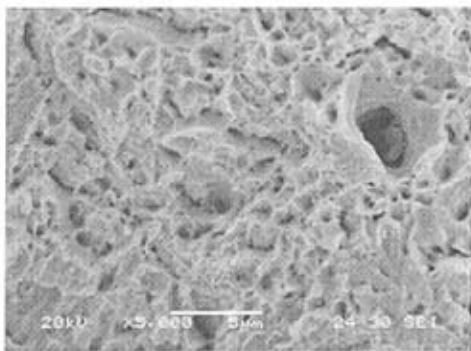
(f) 纵向中壁 启裂区 $\times 5000$



(g) 纵向外壁 放射区 $\times 5000$



(h) 纵向中壁 放射区 $\times 5000$



(i) 纵向内壁 放射区 ×5000

图 3.2 纵向拉伸断口照片

3.2 高温对 P92 钢静力强塑性的影响

3.2.1 600℃对 P92 钢静力强塑性的影响

由表 3.1 可见，高温使钢的静力强度降低，伸长率 δ_5 减小，面缩率 ψ 增大。由表 3.1 得表 3.4，表中给出了 600℃高温使钢管强塑性所发生的变化。

表 3.4 P92 钢管 600℃强塑性与室温强塑性的比值及屈强比

600℃/20℃				$\sigma_{0.2} / \sigma_b$	
$\sigma_{0.2}$	σ_b	δ_5	ψ	600℃	20℃
0.61	0.50	0.96	1.31	0.91	0.76

与室温相比，600℃的高温使钢管的抗拉强度 σ_b 降低 49.7%，而屈服强度 $\sigma_{0.2}$ 仅降低 39.2%，足见 P92 钢的热强性之好。屈强比在室温时约为 0.76，而在 600℃时则高达约 0.91，600℃时的屈强比较室温时高出 15.6%，这佐证了该钢热强性的优越，并表明该钢在高温使用时强度潜力的充分发挥与经济合理性。

600℃的高温使钢管的伸长率 δ_5 降低约 4%，而面缩率 ψ 则增大约 23.7%。由此推断 600℃高温时钢的均匀塑性变形（颈缩前均布于试样检测长度的塑性变形）能力降低，局集塑性变形（颈缩后集中于颈缩区域的塑性变形）能力增强。

均匀面缩率 ψ_B 和均匀伸长率 δ_B 都是颈缩即将启始而尚未启始时的均匀塑性变形量；而局集伸长率 δ_C 和局集面缩率 ψ_C 则是仅发生在试样颈缩部位的局集塑性变形量。显然有 $\delta_5 = \delta_B + \delta_C$ 和 $\psi = \psi_B + \psi_C$ 的关系。由小量塑性变形时体积不变律，可导出均匀伸长率 δ_B 和均匀面缩率 ψ_B 的关系 $\psi_B = \delta_B \div (1 + \delta_B)$ 或 $\delta_B = \psi_B \div (1 - \psi_B)$ 。为查明均匀塑性变形能力和局集塑性变形能力的变化，测量了钢管 600℃和室温的均匀塑性和局集塑性各参量，见表 3.5。各参量 600℃和室温的比值也列于该表中。

表 3.5 P92 钢管的塑性各参量及 600℃与室温的比值

600℃/%				20℃/%				600℃/20℃			
δ_B	δ_C	ψ_B	ψ_C	δ_B	δ_C	ψ_B	ψ_C	δ_B	δ_C	ψ_B	ψ_C
3.6	22.6	3.5	81.1	14.2	13	12.4	52.1	0.25	1.74	0.28	1.56

图 3.3 所示为 P92 钢室温和 600℃ 拉伸曲线。

600℃ 高温使均匀伸长率 δ_B 大幅度减小 74.6%，而局集伸长率 δ_C 则增大 73.8%。均匀面缩率 ψ_B 大幅减小 82.3%，而局集面缩率 ψ_C 则增大 55.7%。观察图 3.3 所给出的管 P92 的静力拉伸曲线可见，600℃ 时曲线最高点（颈缩开始发生点）所对应的伸长量较室温时显著减短，与室温时相比较，600℃ 时曲线弹性段斜率减小，颈缩提前，强度降低，伸长量减小。由图 3.3 还可看到，600℃ 时钢的正弹性模量 E 降低（曲线弹性段的斜率减小），正弹性模量 E 值 600℃ 时为 $1.19 \times 10^5 \text{ MPa}$ ，室温时为 $2.30 \times 10^5 \text{ MPa}$ ，600℃ 时较室温时降低了约 48%。

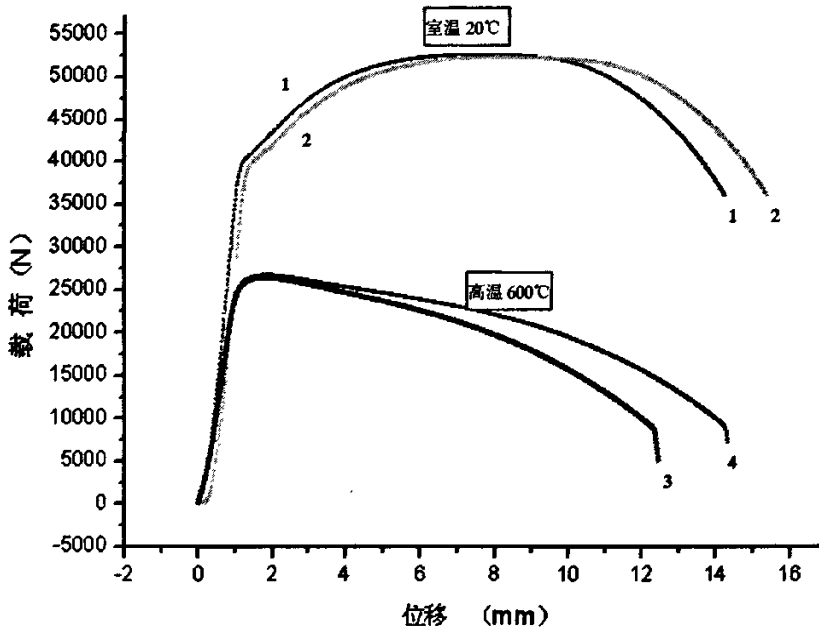


图 3.3 P92 的拉伸曲线

3.2.2 600℃ 高温对静力强塑性影响的讨论

无论是静力强度（屈服强度 $\sigma_{0.2}$ 、抗拉强度 σ_b ）与正弹性模量 E ，还是动力强度（抗弯屈服载荷 F_y 、抗弯强度载荷 F_m ）与弯曲弹性模量 U ，600℃ 高温均使它们降低。600℃ 高温时原子热运动的增强，原子间距的增大，原子间结合力的减小，是强度降低的根源。而 600℃ 高温时钢的形变强化能力减弱，使高温抗拉强度降低的幅度大于屈服强度降低的幅度，这就导致了 600℃ 高温时高的屈强比。

静力拉伸时，600℃ 高温使 P92 钢的形变强化能力减弱，致使静力载荷作用下的颈缩提前发生，均匀塑性变形能力减弱，因而颈缩前与塑性有关的力学性能如均匀伸长率 δ_B 和均匀面缩率 ψ_B 减小 600℃ 时局集塑性（局集伸长率 δ_C 和局集面缩率 ψ_C ）增大。裂纹扩展时由于局集面缩率 ψ_C 的增大量多于均匀面缩率 ψ_B 的减小量而使面缩率 ψ 增大；但局集伸长率 δ_C 的增大量却不足以抵消均匀伸长率 δ_B 的减小量，因而伸长率 δ_s 减小。

3.3 P92 钢的动力强韧性

本次试验采用 RKT450 电子测力冲击试验机(试验精度为 $\pm 1.0\%$),按照 GB/9109-1994《金属夏比缺口冲击试验方法》标准对材料进行室温(22℃)冲击试验,冲击试样尺寸 55×10×10mm,对 P92 钢内、中、外壁的横向和纵向分别取样进行了测试。

3.3.1 冲击韧性结果分析

夏比冲击试验结果列于表 3.6 中。如表 3.6 所示,冲击试验结果显示:

(1) P92 钢的冲击功平均值为 110.5J,显示材料冲击韧性不佳。

(2) P92 钢内壁、中壁、外壁之间的冲击功 P92 钢的冲击功在横向和纵向之间存在差异。横向冲击功平均值为 86.8 J,而纵向试样的值为 134.1 J,高出横向试样 54%,纵向试样冲击韧性明显高于横向试样。说明 P92 钢在纵向有更优异的韧性。但即使冲击韧性较高的纵向试样,其冲击韧性仍然不佳。

表 3.6 P92 室温冲击试验结果

取样 位置	试样 编号	材料 编号	试样尺寸 (d ₀ /M/L)	<i>A_t</i>	<i>A_c</i>	<i>A_d</i>	<i>A_c/A_t</i>	%	
内 壁	H3	CHN 1	10×10 ×50	88.3	50.0	38.3	56.6		
	H3	CHN 2		86.9	48.3	38.6	55.6		
	H3	CHN 3		74.7	55.7	19.0	74.6		
	平均值			83.3	51.3	32.0	61.6		
	H2	CHZ1		79.7	44.4	35.3	55.7		
	H2	CHZ 2		81.9	47.7	34.2	58.2		
	H2	CHZ 3		88.9	42.7	42.6	48.0		
	平均值			83.5	45.0	37.4	54.0		
	H1	CHW 1		89.8	53.6	36.2	59.7		
	H1	CHW 2		98.7	53.2	45.5	54.0		
	H1	CHW 3		92.5	39.1	53.4	42.3		
	平均值			93.7	48.8	45	52.0		
内 壁	Z3	CZN 1	10×10 ×50	121.2	48.0	73.2	39.6		
	Z3	CZN 2		134.3	57.5	76.8	42.8		
	Z3	CZN 3		139.6	47.88	91.72	47.9		
	平均值			131.7	51.1	80.6	43.4		
	Z2	CZZ 1		133.9	**	**	**		
	Z2	CZZ 2		130.0	**	**	**		
	Z2	CZZ 3		134.4	62.1	72.3	46.2		
	平均值			132.8	62.1	72.3	46.2		
	Z1	CZW 1		138.9	49.7	89.2	35.8		
	Z1	CZW 2		141.4	43.0	98.4	30.4		
	Z1	CZW 3		133.5	**	**	**		
	平均值			137.9	46.4	93.8	33.1		

3.3.2 冲击断口分析

如图 3.4 所示为冲击断口分区示意图。冲击断口上通常出现六个破断区域:启裂(岭)区,前裂纹(放射)扩展区,后裂纹(纤维)扩展区,两侧的剪切唇区,尾部的拉延撕裂唇区(图 3.4)。各区域的破断性质和相对面积,标志着材料韧性的优劣。常见的破断性质有微孔聚合和准解理。微孔聚合是材料发生大量塑性变形,所产生的大量微孔经颈缩聚合,并经拉延撕裂而破断,微观形貌为韧窝状,宏观形貌为纤维状,表明材料的塑性好,为韧性破断。准解理是材料未经明显塑性变形,先发生许多小区域的沿晶理解理晶面的破断,各小区域解理破断面之间,再经塑性变形并颈缩断裂,将这些小区域解理破断面连接而破断,微观形貌为撕裂岭(棱)连接的小解理面,宏观形貌为细瓷状,表明材料的塑性差,为脆性破断。

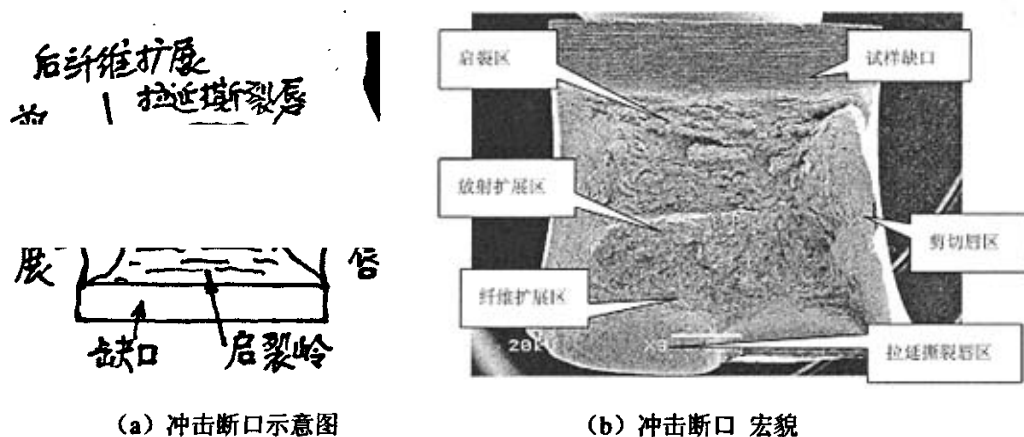


图 3.4 冲击断口分区示意图

启裂区是自裂纹萌芽,至裂纹生长至危险的临界尺寸的破断区域,裂纹在此区域的生长速率是缓慢的,常常出现横断岭结构,因此也称启裂岭区。此区域所占面积比例越大,裂纹萌芽和生长所消耗的功也就越大,材料在冲击载荷作用下的安全性也就越高。

前扩展区是紧邻启裂区之后,裂纹超过临界尺寸并处于失稳状态时,以高速率扩展的破断区域,因此出现高速扩展的放射纹,因此也称放射扩展区。此区域所占面积比例越小,材料在冲击载荷作用下的安全性也就越大。

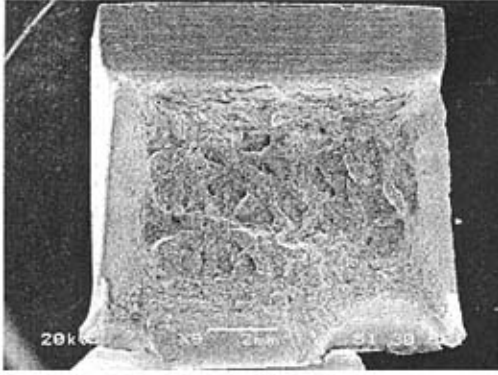
后扩展区是裂纹在高速放射扩展之后,由于受力状态的软化,材料的塑性相对被提升,而使破断常呈现出韧性的纤维状,因此也称纤维扩展区。此区域所占面积比例的大小,对材料韧性的影响已经较小。

P92 钢各试样冲击断口形貌分别列于图 3.5、图 3.6、图 3.7、图 3.8 中。

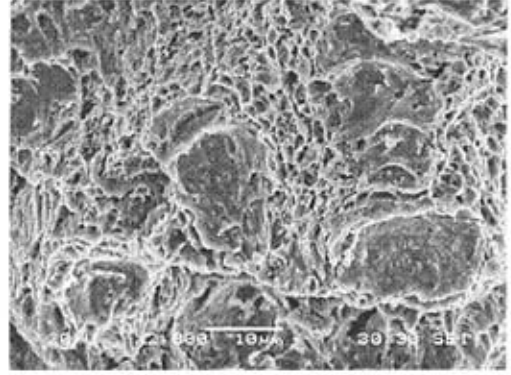
a) 横向内壁试样冲击断口

如图 3.5 所示为 P92 钢横向内壁试样冲击断口照片。从断口全貌看,整个断口的塑性变形量不大。断口启裂区和裂纹纤维扩展区面积都很小,裂纹放射扩展区非常大,占整个断面的 45%。启裂区和裂纹纤维扩展区内主要是唯恐聚合的韧窝,同时夹杂部分准解

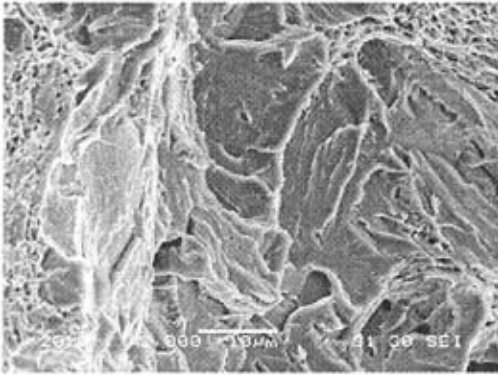
理面。整个断口为韧脆混合破断。整体来看，材料韧性不佳。



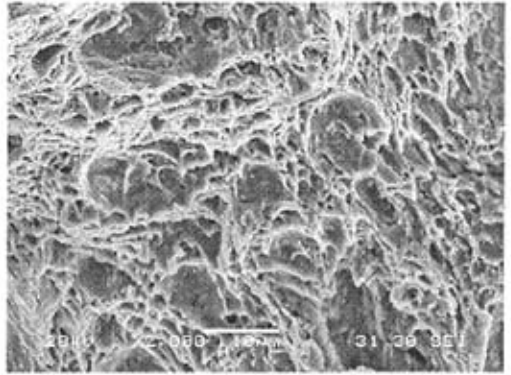
(a)断口宏观形貌



(b)启裂区(微孔聚合的韧窝+准解理)



(c) 裂纹放射扩展区(准解理)

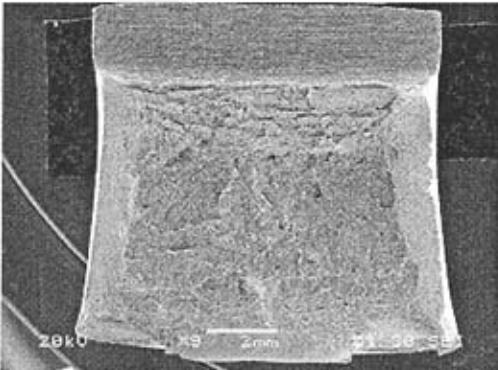


(d) 裂纹纤维扩展区(微孔聚合的韧窝+准解理)

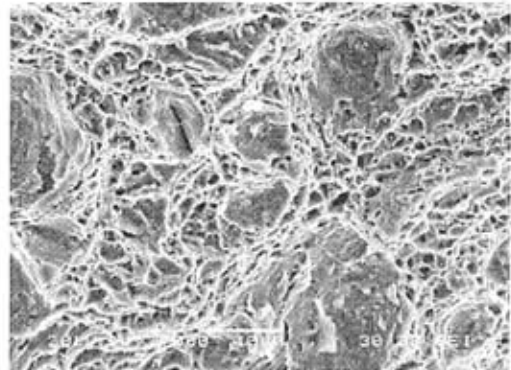
图 3.5 P92 横向内壁试样断口

b) 纵向外壁试样冲击断口

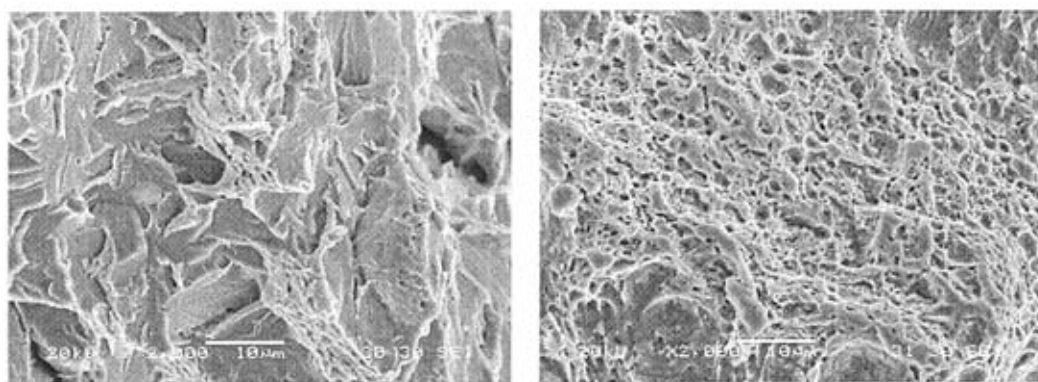
如图 3.6 所示为 P92 钢横向外壁试样冲击断口照片。从断口全貌看，整个断口的塑性变形量不大。断口启裂区和裂纹纤维扩展区面积都很小，裂纹放射扩展区非常大，占整个断面的 39%。启裂区和裂纹纤维扩展区内主要是微孔聚合的韧窝，同时夹杂部分准解理面。整个断口为韧脆混合破断。整体来看，材料韧性不佳。



(a)断口宏观形貌



(b)启裂区 (微孔聚合的韧窝+准解理)



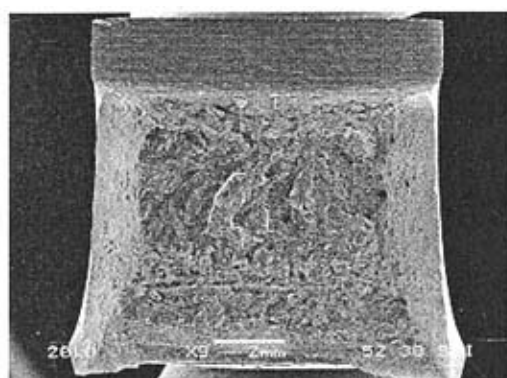
(c) 裂纹放射扩展区（准解理）

(d) 裂纹纤维扩展区（微孔聚合的韧窝+准解理）

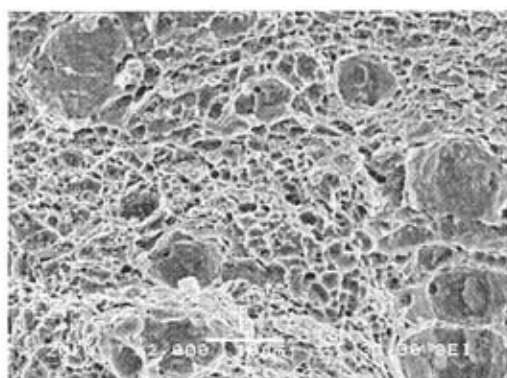
图 3.6 P92 横向外壁试样断口形貌

c) 纵向中壁试样冲击断口

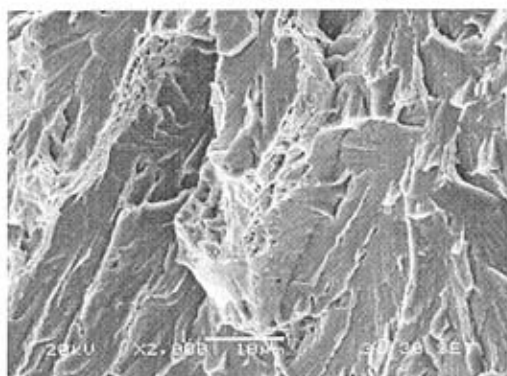
如图 3.7 所示为 P92 钢纵向中壁试样冲击断口照片。从断口全貌看，整个断口的塑性变形量不大。断口启裂区和裂纹纤维扩展区面积都很小，裂纹放射扩展区非常大，占整个断面的 29%。启裂区和裂纹纤维扩展区内主要是微孔聚合的韧窝，同时夹杂部分准解理面。整个断口为韧脆混合破断。整体来看材料韧性不佳。



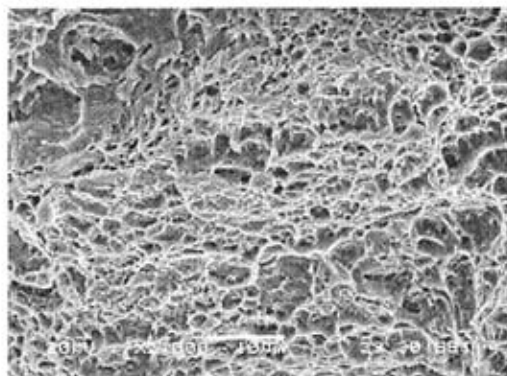
(a) 断口宏观形貌



(b) 启裂区（微孔聚合的韧窝+准解理）



(c) 裂纹放射扩展区（准解理）



(d) 断口裂纹纤维扩展区（微孔聚合的韧窝+准解理）

图 3.7 P92 纵向中壁试样断口形貌

d) 纵向内壁试样冲击断口

如图 3.8 所示为 P92 钢纵向内壁试样冲击断口照片。从断口全貌看, 整个断口的塑性变形量不大。断口启裂区和裂纹纤维扩展区面积都很小, 裂纹放射扩展区非常大, 占整个断面的 27%。启裂区和裂纹纤维扩展区内主要是微孔聚合的韧窝, 同时夹杂部分准解理面。整个断口为韧脆混合破断。整体来看, 材料韧性不佳。

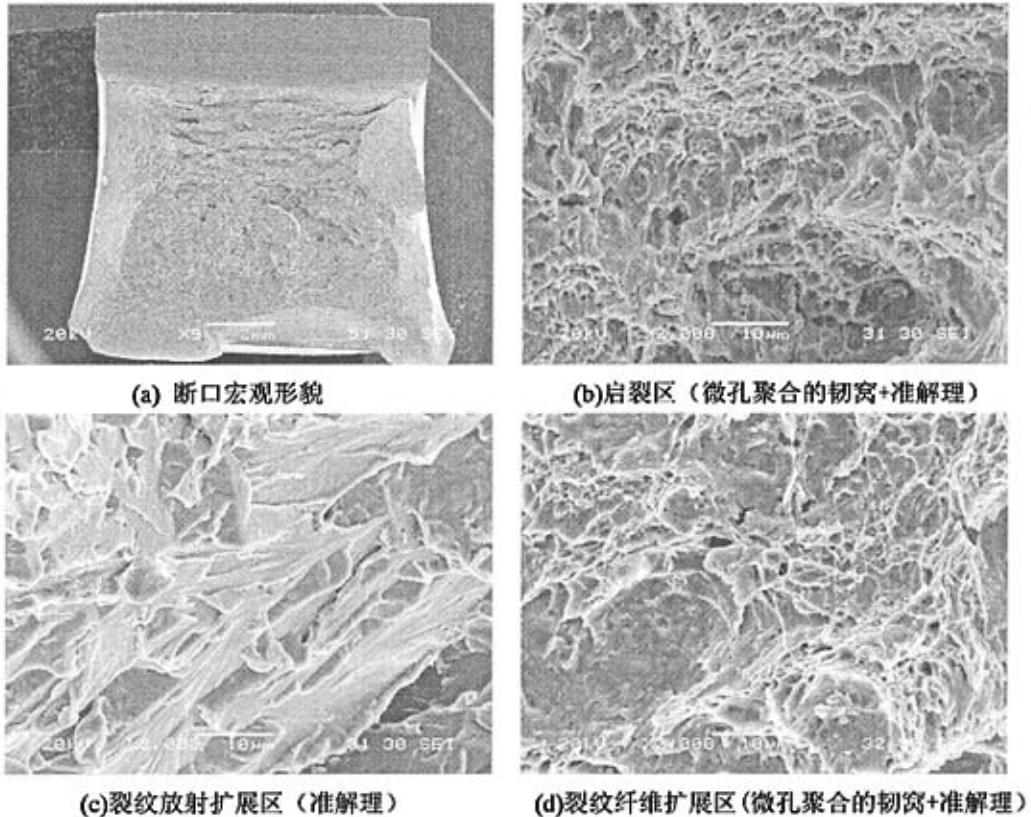


图 3.8 P92 纵向内壁试样断口形貌

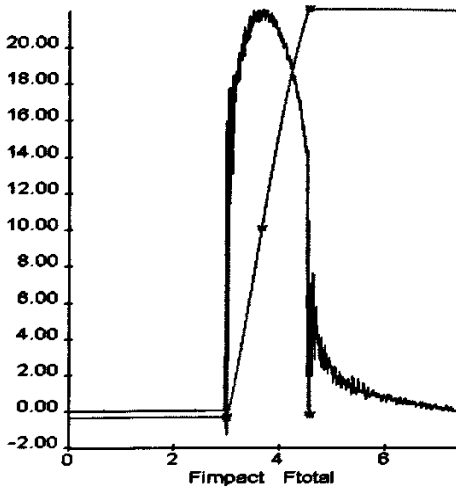
3.4 韧-脆转折温度(FATT50)

韧-脆转折温度是反映材料长时高温运行脆化敏感性的一个重要指标。

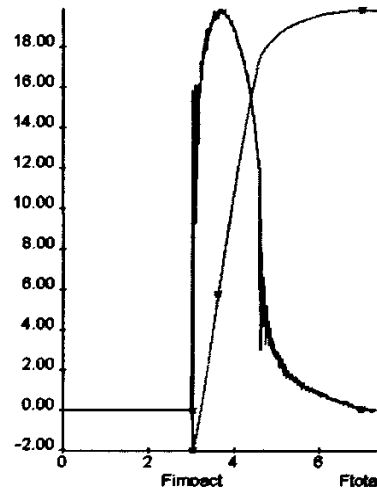
本次试验采用 BJC-300 电子测力冲击试验机, 在 $-75^{\circ}\text{C} \sim 45^{\circ}\text{C}$ 的温度范围内对样品进行了不同温度下的系列夏比冲击试验, 然后根据 GB/T229-1994 作出脆性断面率曲线, 求得 50%脆性断面率对应的温度。

图 3.9 分别是 8 种温度下 P92 钢冲击试验过程中载荷-挠度 (位移) 曲线的真实记录图, 它反映了冲击载荷在裂纹萌生和扩展过程中的配比大小及其在裂纹扩展全过程中的变化趋势。通过对比分析可以看出, 随着试验温度的逐步降低, 载荷-挠度曲线的形状由载荷连续平缓状下降逐渐向载荷急剧下降、趋于尖锐过渡, 至断裂前的挠度越来越小, 这表明冲击试验过程中裂纹扩展所需要的能量随着试验温度的降低而减小。载荷-挠度曲线随温度的这种变化趋势揭示了温度对于材料破坏方式的影响, 反映了材料由韧性断裂方式逐

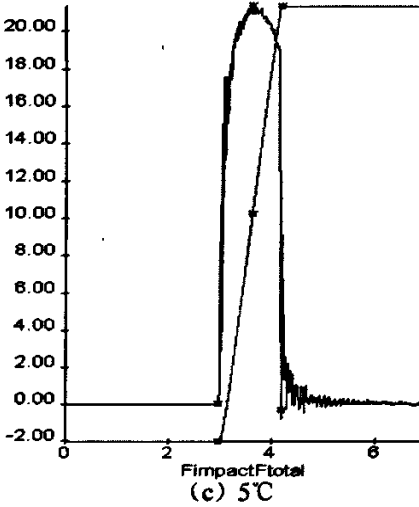
渐向脆性断裂方式转变的规律。



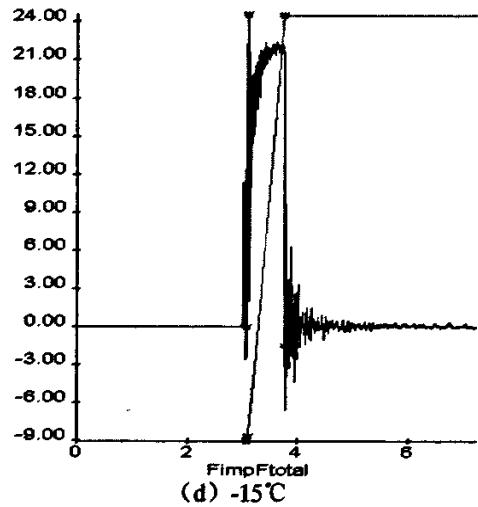
(a) 45°C



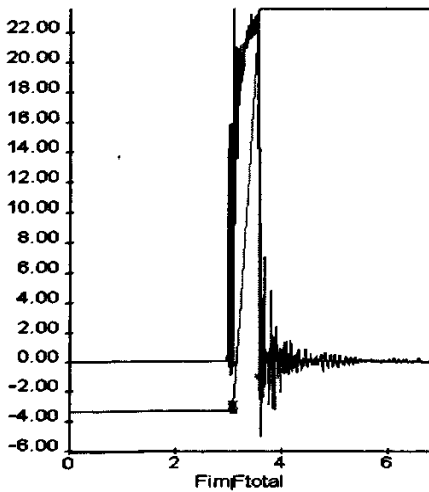
(b) 25°C



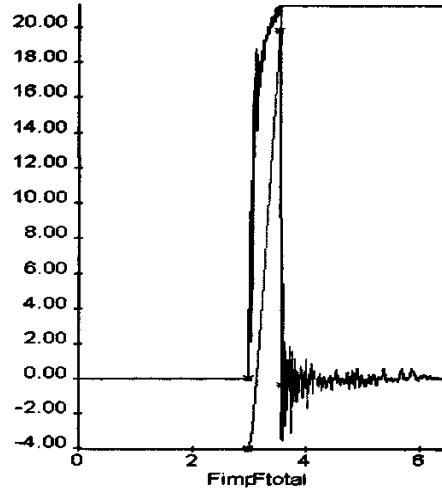
(c) 5°C



(d) -15°C



(e) -25°C



(f) -35°C

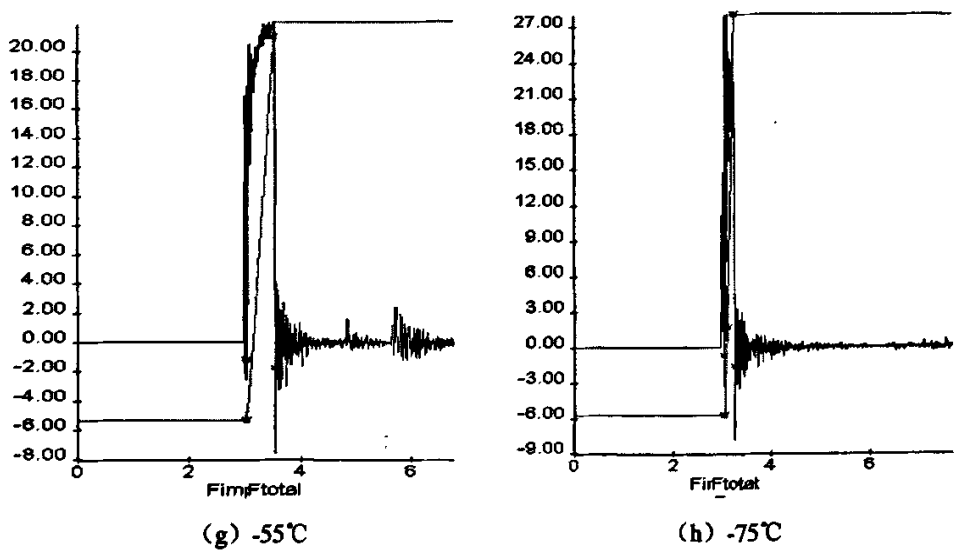


图 3.9 P92 横向试样不同温度下典型的冲击载荷挠度曲线

表 3.7、表 3.8 分别列出 P92 钢纵向取样和横向取样的两组 FATT 试验结果。经过以上不同温度下的脆性面积比的试验数据,得出了试样的脆性转变温度曲线即(FATT 曲线),如图 3.10、图 3.11 所示即为根据以上两组数据作出的 FATT 曲线。

表 3.7 P92 纵向试样 FATT 试验结果

实验温度	试样编号	冲击功	平均值	纤维断面率%	平均纤维断面率%
45℃	czz22	151.0	152.0	76	78.0
	czz23	153.0		80	
	0	0		0	
25℃	czz1	133.9	132.8	69	71.7
	czz2	130.0		74	
	czz3	134.4		72	
5℃	czz16	112.0	117.3	38	43.0
	czz17	123.0		44	
	czz18	117.0		47	
-15℃	czz10	69.0	74.3	29	27.0
	czz11	89.0		29	
	czz12	65.0		23	
-25℃	czz4	52.0	69.7	12	16.0
	czz5	75.0		19	
	czz6	82.0		17	
-35℃	czz7	65.0	54.7	12	8.0
	czz8	46.0		6	
	czz9	53		6	
-55℃	czz13	52	48.33	0	0
	czz14	36		0	
	czz15	57		0	

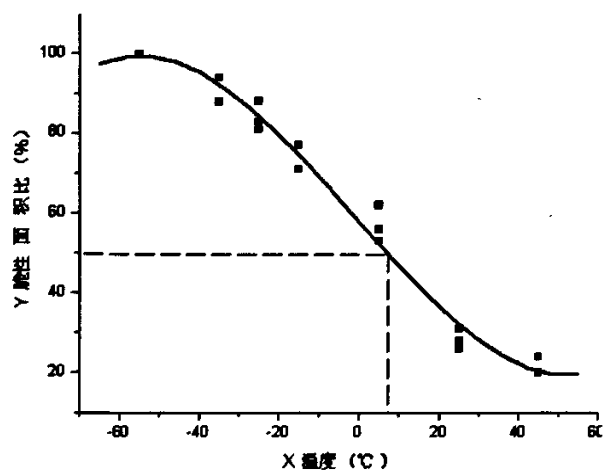


图 3.10 纵向样韧-脆转折温度(FATT)曲线

表 3.8 P92 横向试样 FATT 试验结果

实验温度	试样编号	冲击功	平均值	纤维断面率%	平均纤维断面率%
45℃	chz7	93		62	
	chz8	111	102	70	66
	0	0		0	
25℃	chz1	79.7		44	
	chz2	81.9	83.5	56	55
	chz3	88.9		65	
5℃	chz21	64		42	
	chz22	56	63.33	36	36.7
	chz23	70		32	
-15℃	chz15	49		17	
	chz16	47	45	21	18.3
	chz17	39		17	
-25℃	chz9	41		17	
	chz10	40	40.33	12	13.7
	chz11	40		12	
-35℃	chz12	46		0	
	chz13	35	41.33	6	5.3
	chz14	43		6	
-55℃	chz18	27		0	
	chz19	27	26	0	0
	chz20	24		0	
-75℃	chz4	22		0	
	chz5	12	15.33	0	0
	chz6	12		0	

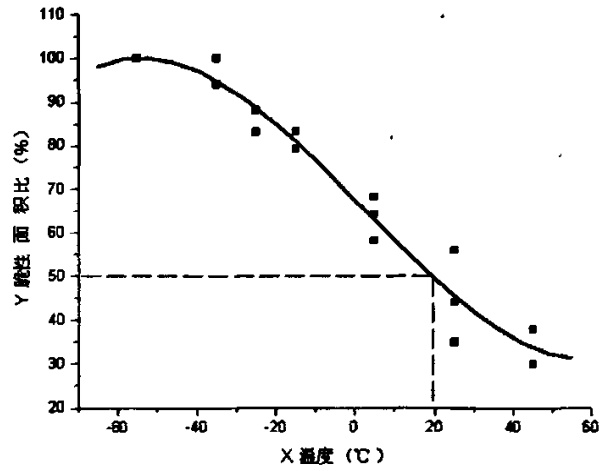


图 3.11 横向试样韧-脆转折温度(FATT)曲线

由以上试验结果可见，P92 钢纵向中壁取得的试样的韧-脆转折温度为 7℃。P92 钢横向中壁取得的试样的韧-脆转折温度为 19℃。由此也说明 P92 钢韧性确实不好。

4 P92 钢的形变强化研究

形变强化指数 n 反映金属材料抵抗继续塑性变形的能力,是表现金属形变强化的性能指标。形变强化是提高材料强度的重要手段。在金属整个变形过程中,当外力超过屈服强度之后,金属开始发生塑性变形,需要不断增加外力才能进行下去。而形变强化指数 n 反映了材料开始屈服以后继续变形时金属材料的形变强化情况,它决定了材料开始发生颈缩时的最大应力,还决定了材料能够产生的最大均匀应变量,这一数值在冷加工成型工艺中以及对钢的安全使用都具有非常重要的价值。

4.1 测量形变强化指数的实验方法

真实应力 s 的计算分作颈缩前和颈缩后两部分进行。标距 L_0 为 50mm,试样在伸长过程中,瞬间伸长量 L_i

$$L_i = L_0 + \Delta L \quad (4-1)$$

(1) 由于颈缩前部分,可看作颈缩前标距间体积是不变的,所以有

$$V_i = V_0 \quad (4-2)$$

$$\therefore L_0 \times S_0 = L_i \times S_i$$

$$\therefore \text{面积 } S_i = (L_0 / L_i) \times S_0 = (L_0 / L_i) \times \pi \times (R_0 / 2)^2 \quad (4-3)$$

$$\text{又} \because \text{真实应力 } F_i = P_i / S_i \quad (4-4)$$

$$\therefore F_i = P_i / \{ [L_0 / (L_0 + \Delta L)] \times \pi \times (R_0 / 2)^2 \} \quad (4-5)$$

式中 P_i —瞬间载荷 (可从拉伸曲线上读取)

ΔL —拉伸伸长量 (可从拉伸曲线上读取)

L_0 —试样标距 50mm

R_0 —拉伸前测量直径值

(2) 由于试样发生颈缩后,标距间体积变化很大,实际试验采用照相取样的方法。首先未加外力的情况下,对试样进行取样,原始照片宽度 L_0 ,试样在伸长过程中,颈缩后不断取样得到多张照片宽度 L_i ,从而求得试样多个瞬间直径 R_i

$$R_i = (L_i / L_0) \times R_0 \quad (4-6)$$

$$\therefore \text{面积 } S_i = \pi \times \{ [(L_i / L_0) \times R_0] / 2 \}^2 \quad (4-7)$$

$$\therefore \text{真实应力 } F_i = P_i / \pi \times \{ [(L_i / L_0) \times R_0] / 2 \}^2 \quad (4-8)$$

式中 P_i —瞬间载荷 (可从拉伸曲线上读取)

ΔL —拉伸伸长量 (可从拉伸曲线上读取)

L_i —颈缩后照片宽度

R_0 —拉伸前测量直径值

(3) 试样发生颈缩前后真实应变

$$e=(S_0-S_i)/S_0 \times 100\% \quad (4-9)$$

从试样开始屈服到发生颈缩，这一段应变范围中真实应力和应变的关系，可用以下方程描述

$$S=Ke^n \quad (4-10)$$

式中 n 称为加工硬化指数或形变硬化指数， K 叫做强度系数。如取对数，则有

$$\lg S = \lg K + n \lg e \quad (4-11)$$

其式子称为 Hollomon 方程。在双对数的坐标中真应力和真应变成线性关系，见图 4.1，直线的斜率即为 n ，而 K 相当于 $e=1.0$ 时的真应力。

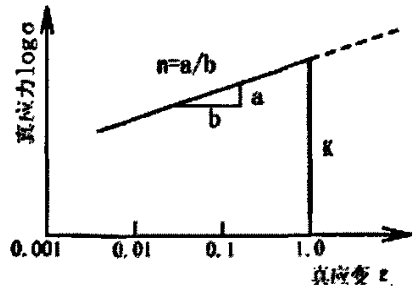


图 4.1 双对数下的 Hollomon 关系式

将拉伸的试样颈缩前，颈缩后（按实际采样照片数目为准）的真实应力 $F(S)$ 和真实应变 e ，将其求对数。然后用 Hollomon 回归分析法求出形变强化指数，由于 Hollomon 关系式 $\lg S = \lg k + n \lg e$ ，在 Origin 曲线库里选择 $Y=A+BX$ ，将 Y 看作 $\lg S$ ， X 看作 $\lg e$ ，再根据 Origin 方程回归法拟合方程，可得到 A 和 B ，即 A 为 $\lg k$ ， B 为形变强化指数 n 值。如图 4.2 所示为经 Origin 方程回归法拟合所得曲线，图中各直线的斜率即为形变强化指数 n 。从图 4.2 我们可以看到曲线分为三段，随着应变量的增加，材料颈缩前形变硬化分为三个阶段，对应三个形变硬化指数 n 。

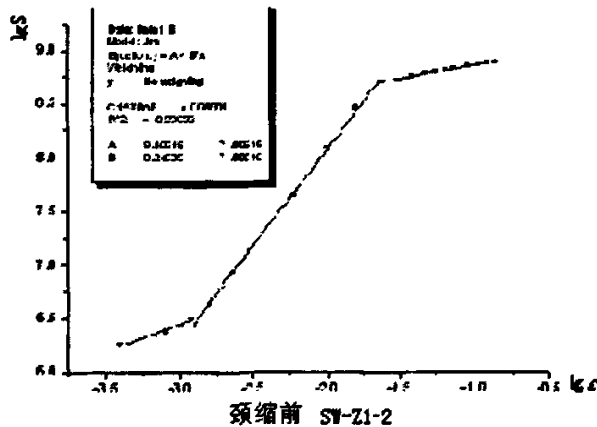


图 4.2 形变强化指数 n

4.2 P92 钢均匀塑性变形时的试验结果及分析

4.2.1 P92 钢颈缩前形变强化指数

根据前文叙述的形变强化指数计算拟合方法，本文对 P92 钢横向纵向的内中外壁分别取样，经静力拉伸试验后，进行形变强化指数计算分析。颈缩前全部试样根据 Origin 方程回归法求出的形变强化指数 n 如下表 4.1 所示。表中列出了 P92 钢拉伸试样颈缩前的形变强化指数 n ：

表 4.1 颈缩前形变强化指数 n

性能值 试样编号	颈缩前形变强化指数 n		
	n_0	n_1	n_2
SW-H1	1-1	0.17	0.24
	1-2	0.15	0.24
	1-3	0.15	0.24
SW-H2	2-1	0.18	0.27
	2-2	0.17	0.26
	2-3	0.19	0.26
SW-H3	3-1	0.15	0.24
	3-2	0.16	0.25
	3-3	0.15	0.24
SW-Z1	1-1	0.23	0.31
	1-2	0.19	0.26
	1-3	0.16	0.26
SW-Z2	2-1	0.24	0.37
	2-2	0.19	0.26
	2-3	0.16	0.24
SW-Z3	3-1	0.16	0.24
	3-2	0.16	0.25
	3-3	0.16	0.25
平均值		0.17	0.26

4.2.2 颈缩后形变强化指数

根据前文叙述的形变强化指数计算拟合方法，对 P92 钢横向纵向的内中外壁分别取样，经静力拉伸试验后，进行形变强化指数计算分析。从中可以很容易回归求出形变强化指数 n 。颈缩后全部试样根据 Origin 方程回归法求出的形变强化指数 n 如下表 4.2 所示。

表 4.2 颈缩后形变强化指数 n

性能值 试样编号	颈缩后形变强化指数 n		
	n_3	n_4	n_5
SW-H1	1-1	0.25	0.54
	1-2	0.24	0.29

续表 4.2

	1-3	0.28	0.46	0.96
	2-1	0.17	0.50	0.78
SW-H2	2-2	0.18	0.38	0.92
	2-3	0.20	0.34	0.56
	3-1	**	**	**
SW-H3	3-2	0.24	0.36	0.92
	3-3	0.19	0.31	0.68
	1-1	**	**	**
SW-Z1	1-2	**	**	**
	1-3	**	**	**
	2-1	0.21	0.64	0.96
SW-Z2	2-2	0.26	0.31	0.78
	2-3	0.17	0.34	0.81
	3-1	0.29	0.35	0.76
SW-Z3	3-2	0.23	0.45	0.91
	3-3	0.20	0.34	0.75
	平均值	0.22	0.40	0.82

注：试样 SW-Z1-1、SW-Z1-2、SW-Z1-3 和 SW-H3-1 因实验中未采样未成功。

4.3 P92 钢均匀塑性变形形变强化分析

静力拉伸时，P92钢的塑性变形可分为颈缩前的均匀塑性变形和颈缩至断裂前的局集塑性变形两个阶段，前者的塑性变形量小，且均匀分布；后者的塑性变形量大，且局集在颈缩部位；二者的特性不同，温度的影响也各异。P92钢在超临界温度600℃和室温承载过量而发生塑性变形时，自屈服至颈缩的均匀塑性变形阶段的形变强化行为对钢的安全使用具有重要价值。众所周知，钢的真应力 S 与真应变 e 关系表征了形变过程中的强化行为，拉伸时的形变强化规律遵从Hollomon方程 $S=ke^n$ （或 $\lg S=\lg k+n\cdot\lg e$ ）。方程的形变强化指数 n 和形变强化系数 k 便表征了钢的形变强化特性。根据表4.1的结果，可以看到P92钢自屈服至颈缩的均匀塑性变形过程中的形变强化在室温时分三个阶段，即屈服形变强化阶段 n_0 和前均匀形变强化阶段 n_1 及后均匀形变强化阶段 n_2 。

室温时P92钢自屈服至颈缩的均匀塑性变形过程中的形变强化指数 n 依次由屈服形变强化阶段约为0.17的 n_0 增大至前均匀形变强化阶段约为0.26的 n_1 ，再降为后均匀形变强化阶段约0.20的 n_2 ， n_1 较 n_0 增大50%多，而 n_2 较 n_1 减小约23%。

在室温屈服形变强化阶段，位错是单系滑移，因而形变强化指数 n_1 很小。屈服之后进入多系滑移阶段，由于固溶强化、马氏体强化、碳化物和碳氮化物强化、位错网强化、界面强化等多种复合强化机制对滑移位错的作用，使之很快（面缩率 ψ 约为2.4%）进入前均

匀形变强化阶段,而且呈现出显著的强化效果,形变强化指数 n_1 最大。在面缩率 ψ 约为5.6%时进入后均匀形变强化阶段,这时发生了螺型位错的交滑移,因而出现了形变强化减弱现象,形变强化指数 n_2 较 n_1 有所降低。面缩率 ψ 约为8.6%时均匀塑性变形结束,此后便进入颈缩的局集塑性变形。P91钢在前均匀形变强化阶段的形变强化能力相当显著,而后均匀形变强化阶段的软化则较弱,这对钢的安全使用是极为有利的。

4.4 P92 钢的局集塑性变形

对 P92 钢作室温拉伸试验,在拉伸过程中采用高分辨率数码相机即时拍下处于非拉伸状态 and 不同颈缩阶段的试样形貌,从而从照片中测量计算颈缩直径并记录对应的载荷,这涵盖了 P92 钢自颈缩开始(面缩率 ψ 约 9%)至断裂(面缩率 ψ 近 73%)前的整个局集塑性变形阶段。

由载荷和颈缩直径即可求得真应力 σ 和真应变 ψ (面缩率),由此计算作 $\lg S - \lg e$ 曲线。

由 Hollomon 方程 $S = ke^n$ (即 $\lg S = \lg k + n \cdot \lg e$) 作 $\lg S - \lg e$ 关系的回归分析(以真应力 σ 作为 S 的参量,真应变 ψ 作为 e 的参量), $\lg \sigma - \lg \psi$ 之间的线性关系在颈缩之后的局集塑性变形和形变强化过程中,又以约 $\psi = 18\%$ 和 $\psi = 50\%$ 为界,分为 $\psi = 9\% \sim 18\%$ 和 $\psi = 18\% \sim 50\%$ 及 $50\% \sim 65\%$ 三段。前局集塑性变形段的形变强化指数 $n_3 = 0.22$; 中局集塑性变形段的形变强化指数 $n_4 = 0.40$; 后局集塑性变形段的形变强化指数 $n_5 = 0.82$ 。明显可见,局集塑性变形过程中的形变强化指数 n 随形变量的增大而不断增大,也就是说形变强化随塑性变形量的增大而不断增强。局集塑性变形过程中形变强化随形变量的增大而不断增强的根源,在于位错密度的增大,位错胞状结构的形成及尺寸的减小和拉长,位错之间钉扎的各种机制的存在,以及位错与碳、氮化物粒子作用的增强,位错与马氏体板条界作用的增强等

自屈服至断裂的全过程中,P92 钢在室温的塑性变形和形变强化共分 6 个阶段:屈服形变强化阶段 (n_0, k_1),前均匀形变强化阶段 (n_1, k_2),后均匀形变强化阶段 (n_2, k_2),前局集形变强化阶段 (n_3, k_3),中局集形变强化阶段 (n_4, k_4),后局集形变强化阶段 (n_5, k_5)。其形变强化指数 n 由前至后依次为 0.22、0.26、0.20、0.22、0.40、0.82。

5 P92 钢裂纹生长与扩展机理

P92钢采用了固溶强化、马氏体强化、碳化物和碳氮化物弥散与沉淀强化、位错网络强韧化、界面强韧化等多种复合强化与强韧化机制,使该钢具有优良的强韧性。本章研究该钢在室温示波冲击试验时,自裂纹萌生至断裂的全过程,研究裂纹的萌芽、生长和扩展规律,它们反映了材料的组织结构和形变强化与力学性能特征。查明P92钢的断裂过程规律,是深入认识其力学性能的重要钥匙之一,对钢的安全使用具有重要价值。

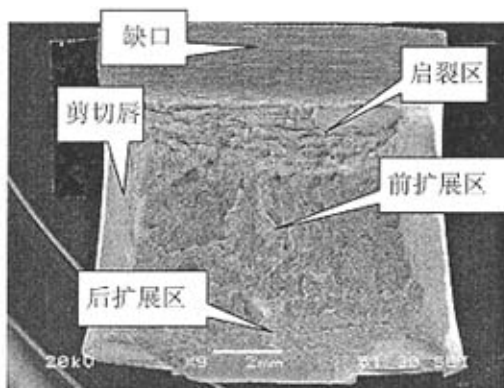
5.1 试验用钢与试验方法

采用夏氏 V 形缺口纵向试样的阶梯能量示波冲击法,考察 P92 钢室温冲击弯曲时,破断过程中裂纹的萌芽、生长与扩展特性。阶梯能量的冲击功由摆锤的预扬角确定,摆锤预扬角自 $25^{\circ}\sim 90^{\circ}$ 间每 5° 为一阶梯。试验温度为室温 20°C ,冲击试验在 CTEM-30D-CPC 示波冲击试验机上进行。断口用 KYKY-1000B 扫描电子显微镜分析,裂纹在 NIKON LEPIPHONT300 金相显微镜上观察。

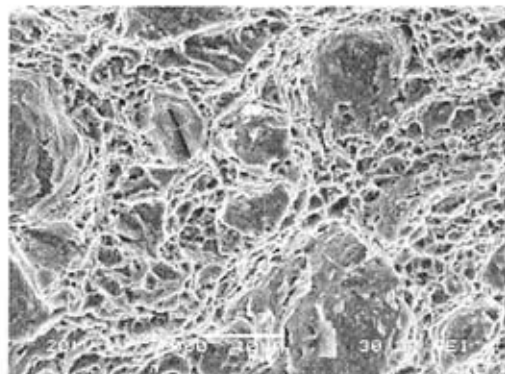
5.2 冲击断口

如图 5.1 所示为 P92 钢室温常规冲击断口 SEM 图像。图 5.2 列出了 P91 钢室温常规冲击断口 SEM 像。

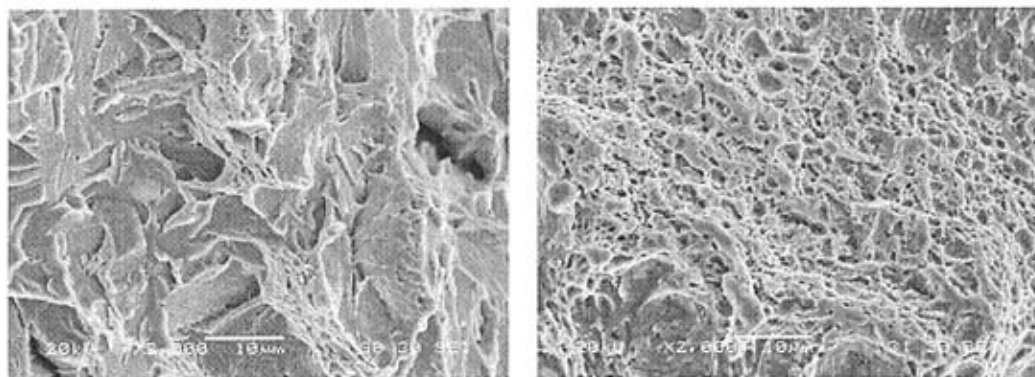
由图 5.1 可见,常规冲击破断后的断口通常分为六个区域:紧邻缺口根部的裂纹萌芽与生长的启裂区;断口中部和后部为裂纹扩展区,该区通常又因形貌和特征不同而分成前、后两个区,前裂纹扩展区常有裂纹快速扩展的放射纹形貌,因而可称前(放射)扩展区;后裂纹扩展区常有纤维状形貌,因而可称后(纤维)扩展区;后部边缘为拉延撕裂唇;两边各有一个剪切唇。



(a)断口宏观形貌



(b)启裂区

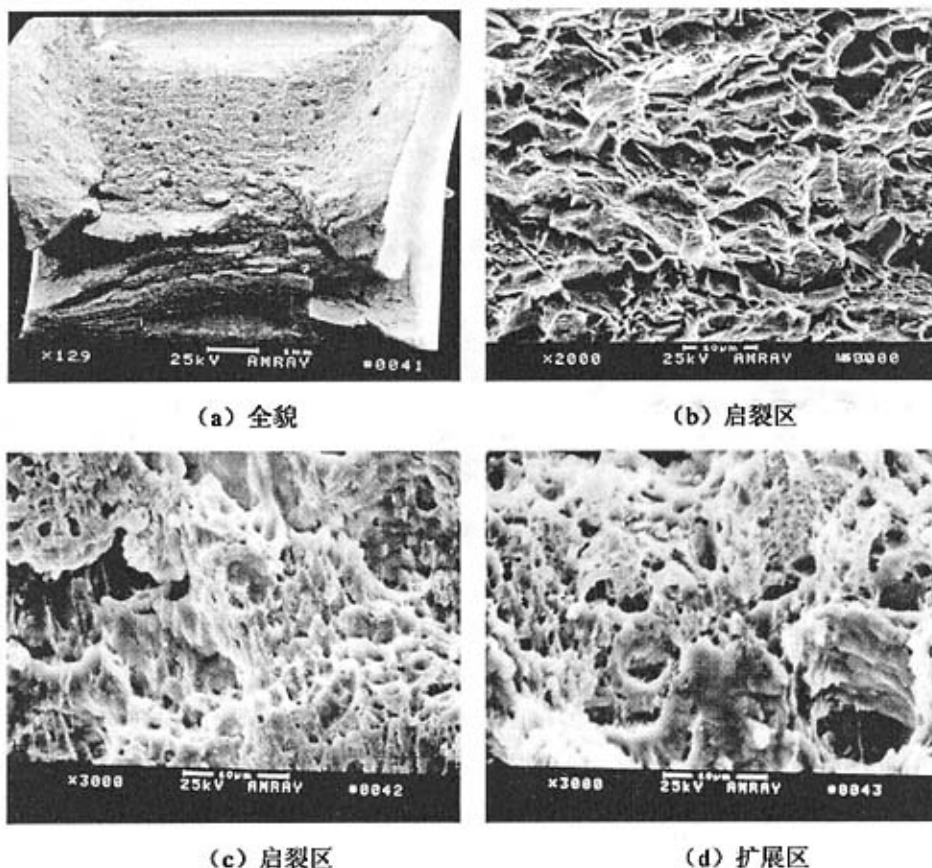


(c) 裂纹放射扩展区

(d) 裂纹纤维扩展区

图 5.1 P92 的室温冲击断口 SEM 像

图 5.1 中 P92 钢的断口只有少量的塑性变形。启裂区深不足 2mm，该区呈现横断岭形貌，因而可称为启裂（岭）区；前扩展区存在放射纹，其破断机理为准解理；后裂纹扩展区，微观形貌均为韧窝状，破断机理均为微孔聚合。拉伸撕裂唇和剪切唇都较窄，这些均特征均表明该钢的冲击韧性一般。尤其与 P91 钢（图 5.2）相比，P92 钢的冲击韧性明显不足。



(a) 全貌

(b) 启裂区

(c) 启裂区

(d) 扩展区

图 5.2 P91 的室温冲击断口 SEM 像

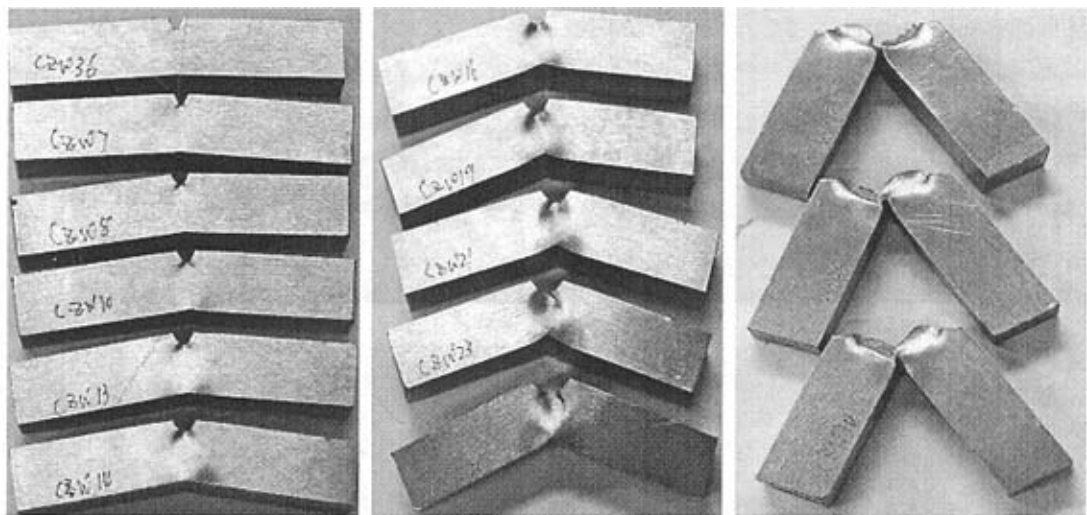
如图 5.2 所示, 由于 P91 钢的强韧性优良, 断口发生了大量的塑性变形。启裂区深达 2mm 之多, 该区呈现横断岭形貌; P91 钢前扩展区无放射纹, 前、后扩展区在形貌上无明显区别, 宏观形貌均为纤维状, 微观形貌均为韧窝状, 破断机理均为微孔聚合。拉延撕裂唇和剪切唇较宽, 这些均表明钢的韧性优良。

5.3 冲击破断过程-裂纹的萌芽、生长与扩展

阶梯能量示波冲击法摆锤预扬角 α 与其对应的试样吸收的冲击功 A_k 平均值列于表 5.1。试样的塑性变形和破裂过程见图 5.3、图 5.4。在冲击弯曲载荷作用下, 缺口根部先产生塑性变形 (图 5.3); 进而缺口根部中心萌生剪切裂纹 (图 5.4); 随后试样侧表面缺口根部萌生剪切裂纹, 这种剪切裂纹通常是较对称的双裂纹 (图 5.3), 但萌芽和生长时间有先后; 继而中心裂纹向纵深和侧向生长 (图 5.4); 表面剪切裂纹自表面向纵深和中心省长 (图 5.4); 侧表面的双剪切裂纹在距侧表面足够深度的地方合并 (图 5.4), 并与中心裂纹相交汇 (图 5.4), 形成剪切唇; 中心裂纹继续以剪切裂纹向纵深生长; 当中心裂纹生长至足够深度 (启裂区) 的临界尺寸后, 便以撕裂裂纹的形式扩展 (图 5.4) 而使试样破断。

表 5.1 摆锤预扬角 $\alpha / ^\circ$ 与其对应的试样平均吸收的冲击功 A_k / J

摆锤预扬角 α	25°	30°	35°	40°	45°	50°	55°	60°	65°	70°	75°	80°	85°	90°
吸收冲击功 A_k	9.10	14.44	20.20	26.36	35.65	47.17	60.08	71.20	84.93	101.10	112.22	108.95	119.45	116.07



(a) 25°~50°预扬角冲击

(b) 55°~75°预扬角冲击

(c) 80°~90°预扬角冲击

图 5.3 试样侧表面塑性变形及裂纹的形成过程, $\times 3.1$

于是受冲击弯曲载荷时, 试样的破断过程可描述为, 由于缺口根部的应力集中效应, 在不大的冲击载荷和弯曲挠度时, 缺口根部便有了裂纹萌芽, 继而裂纹坯芽在增大的载荷下不断生长, 当裂纹生长至临界尺寸时, 裂纹便开始了小载荷下的快速失稳扩展, 最后导致断裂。

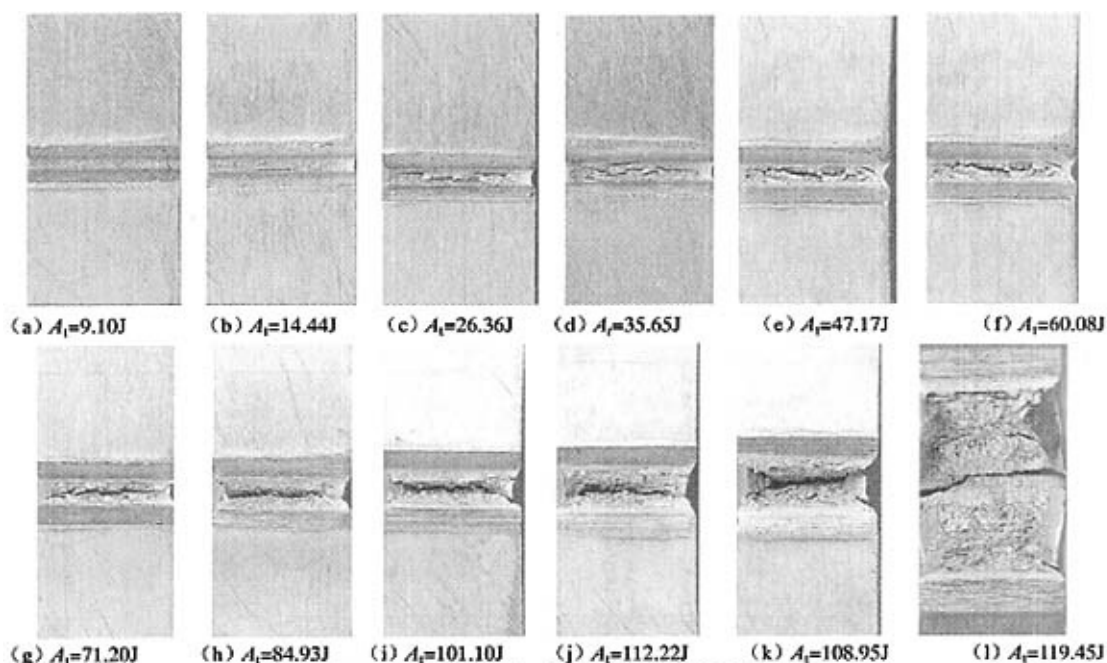
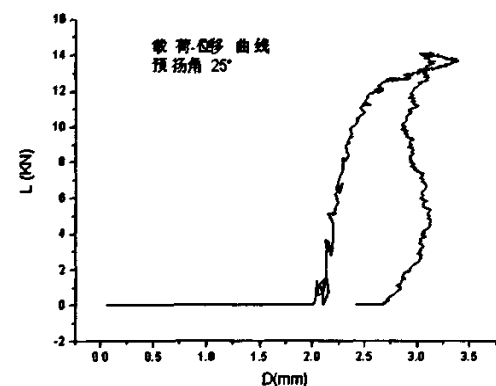
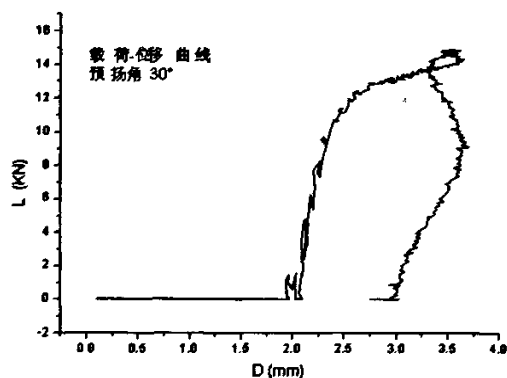


图 5.4 试样中心与表面裂纹的会合过程

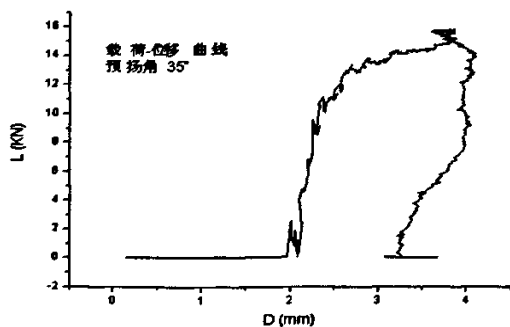
典型的示波冲击曲线示例于图 5.5，裂纹在屈服后示波曲线的第一个波动峰值时便萌芽了，这时尚未达示波曲线的最高峰。示波曲线的峰顶平台对应于启裂（岭）区，该平台愈宽，启裂（岭）区便愈宽，钢的强韧性也就愈好。示波曲线的下降段对应于前、后扩展区和拉延撕裂区，曲线下落愈平缓，钢的强韧性也愈好。



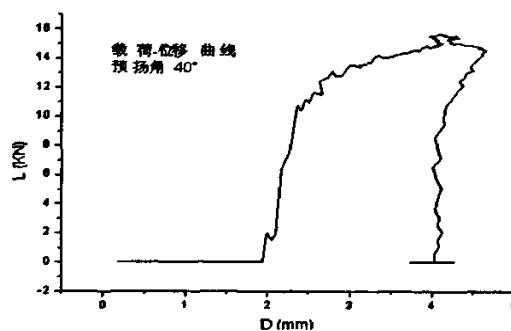
(a) 25°预扬角



(b) 30°预扬角



(c) 35°预扬角



(d) 40°预扬角

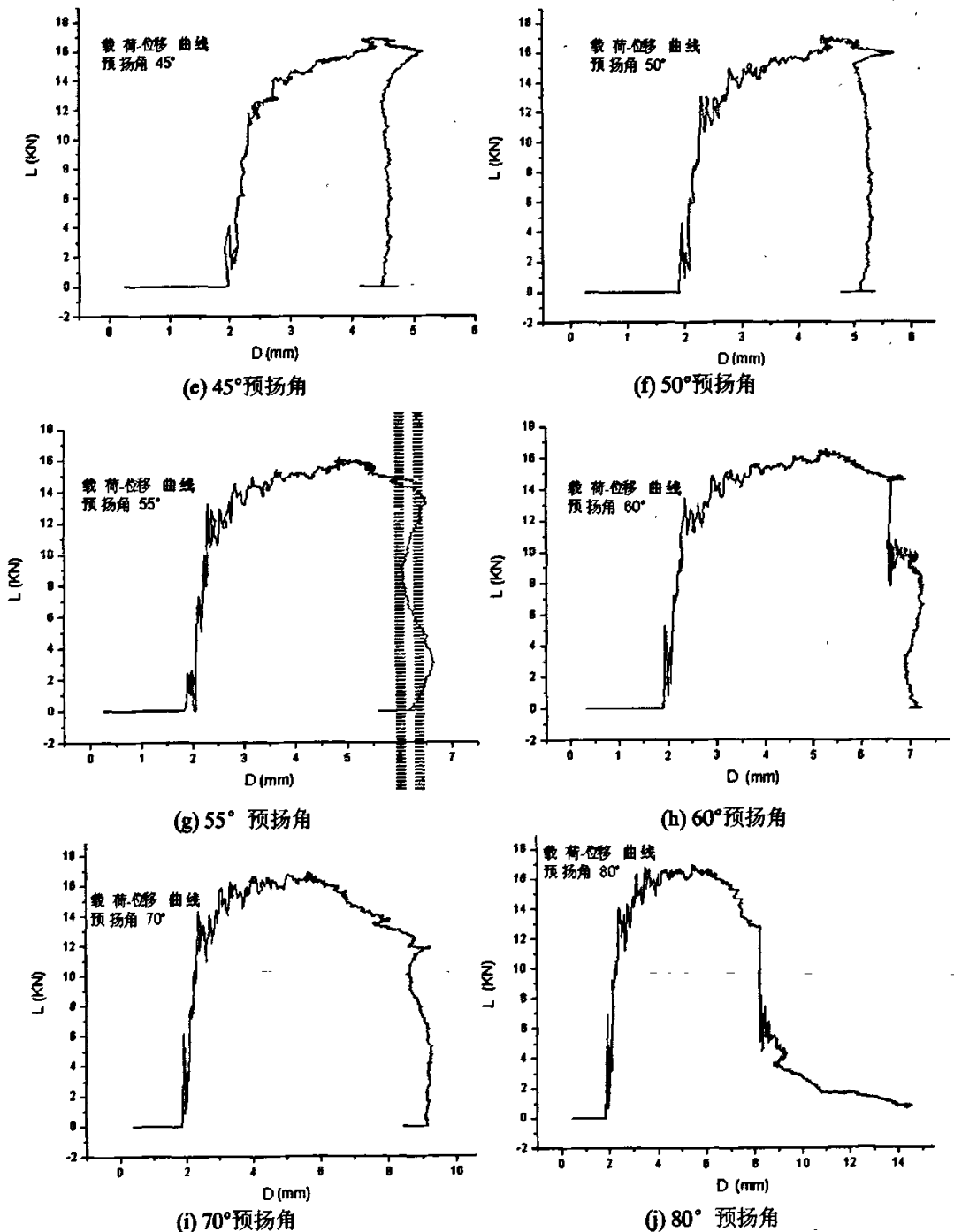


图 5.5 P92 的示波冲击曲线

中心裂纹向纵深的生长与扩展深度与试样吸收冲击功的关系见图 5.6。裂纹的形成包含了裂纹的萌芽和裂纹生长至临界尺寸,也就是说,尽管裂纹萌芽了,但仍是安全的,只有在继续增大载荷时它才会缓慢长大,当长到足够大的临界尺寸时,这时裂纹才算形成了,在断口上这对应于启裂(岭)区。P92 钢 V 形缺口夏氏冲击试样的启裂(岭)区约 2mm 深,也就是说裂纹形成的临界尺寸为 2mm 深。处于临界尺寸的裂纹是危险的,在较小载

荷的作用下, 它会失稳快速扩展直至破断。

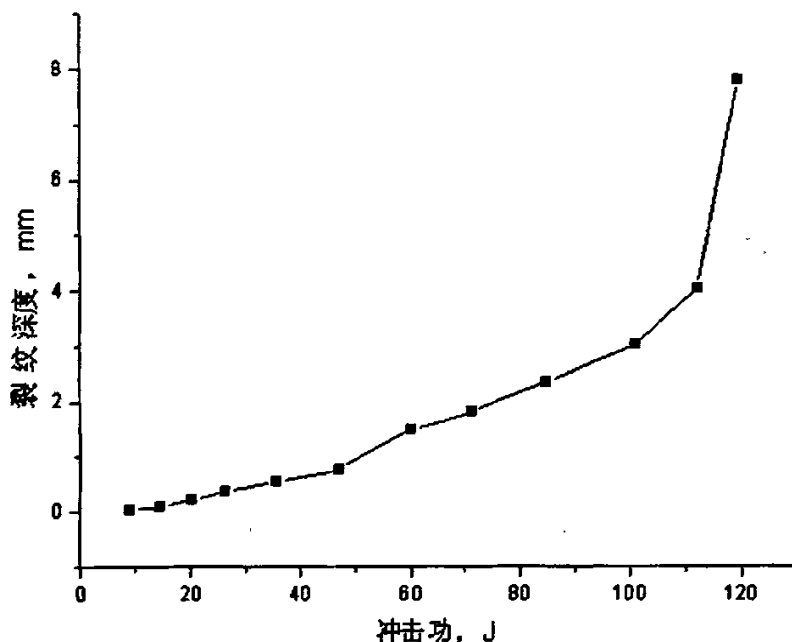


图 5.6 P92 的裂纹生长与扩展深度曲线

对中心剖面进行的 OM 分析表明, 缺口根部的中心裂纹在 A_1 约为 9.10J 时就已经萌芽, 裂纹萌芽功约 9.1J; P92 钢冲击破断的总功约 137.9J, 裂纹萌芽功约占总冲击破断功的 6.6%; 裂纹生长至临界尺寸的裂纹形成功 (包含裂纹萌芽功) 约 105J, 裂纹形成功约占总冲击破断功的 76%; 启裂 (岭) 区纯耗功约 $105\text{J} - 9.1\text{J} = 95.9\text{J}$, 约占总冲击破断功的 69.5%; 也就是说, 总冲击破断功的 76% 消耗在了裂纹的萌芽和裂纹生长至足够尺寸 (临界尺寸) 时的启裂 (岭) 区。显而易见, 启裂 (岭) 区愈宽, 钢的强韧性便愈好。

5.4 裂纹萌芽、生长与扩展机理

常规冲击破断断口的启裂区和扩展区究其破断机理和断口形貌, 最常见的为三种破断: (1) 剪切破断, 为韧性破断; (2) 微孔聚合破断, 其微观形貌为韧窝状, 宏观形貌为大量塑性变形的纤维状, 为韧性破断; (3) 准解理破断, 其微观形貌为撕裂岭 (棱) 相连的小块解理面, 宏观形貌为微量塑性变形的微晶瓷状, 为脆性破断。

5.4.1 裂纹的萌芽

在冲击弯曲载荷作用下, 缺口根部因应力集中而使应力超过屈服强度, 并产生强烈塑性变形和形变强化。切应力作用下位错的滑移台阶引起应力的进一步局部集中, 并在扩大的滑移台阶缺陷处萌生出剪切裂纹胚芽 (图 5.7)。

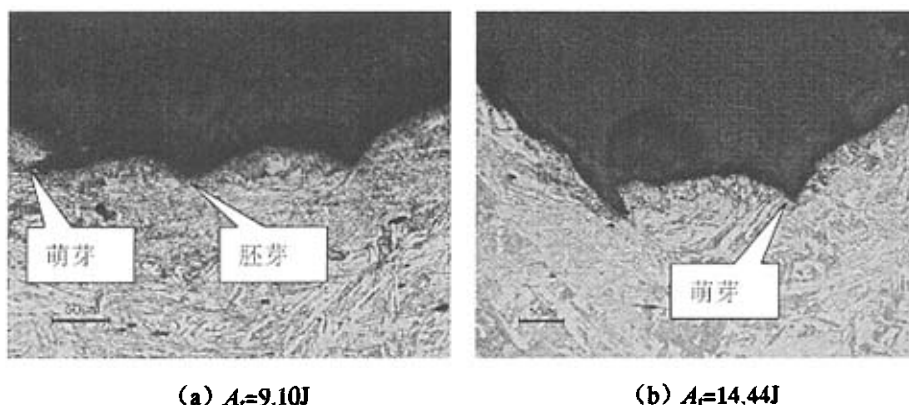


图 5.7 裂纹在缺口根部剪切萌芽

5.4.2 裂纹的生长

裂纹的生长发生在断口的启裂区(图 5.1.a),大体上有两种生长方式。其一是剪切生长(图 5.8);其二是颈缩生长(图 5.9)。

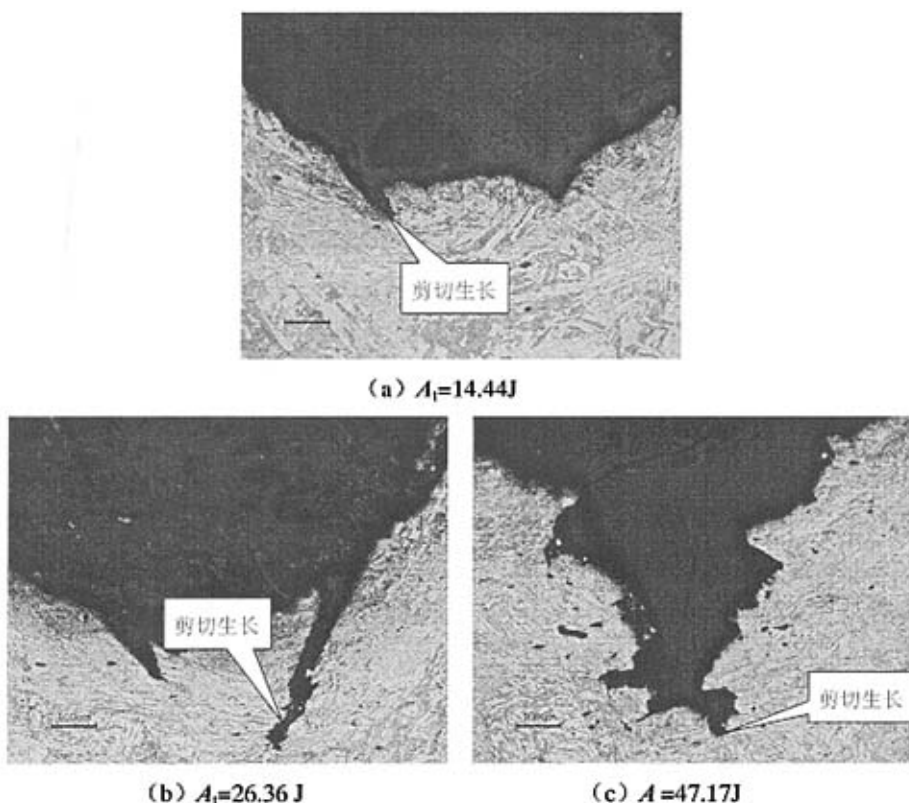


图 5.8 裂纹的剪切生长

由图 5.8 裂纹前沿塑性变形区形态和纤维组织可以证明,裂纹前沿存在强烈的塑性变形和形变强化区,并由此可判断前沿的滑移线场。剪切生长是在剪切应力作用下,裂纹尖端沿剪切应力方向剪断滑移线场穿晶纵深生长,称这种裂纹为剪切裂纹,这就是剪切破断,其断口见图 5.1.b。由于 P92 钢的优良塑性,强烈的塑性变形使裂纹尖端发生内部颈缩和

尖端钝化，以及应力峰值的钝化，剪切生长停止。

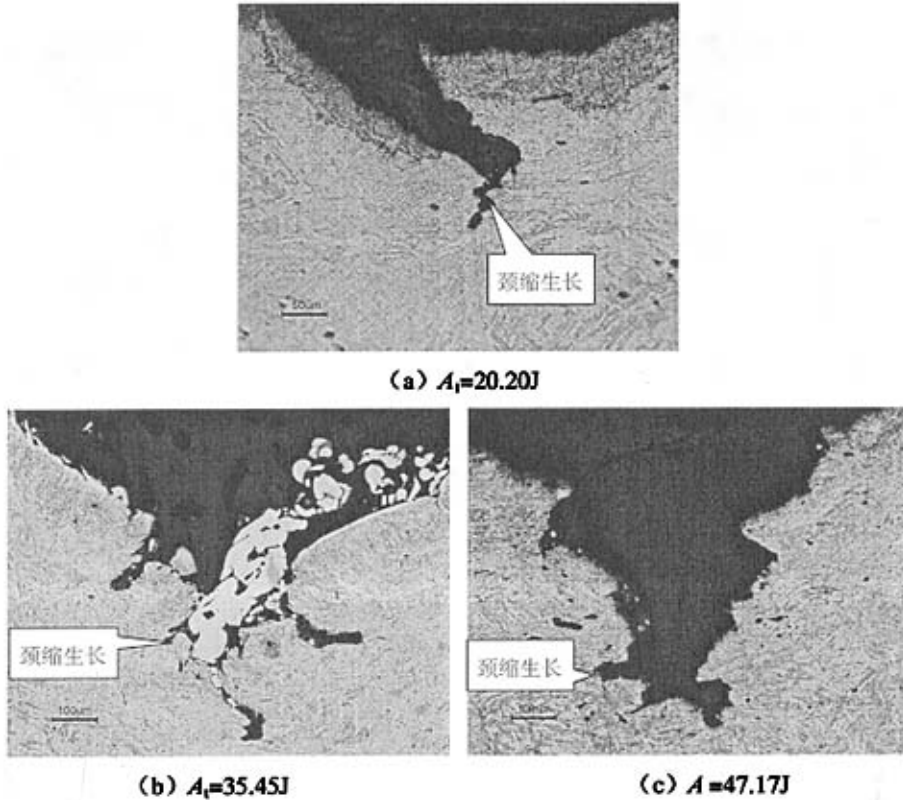


图 5.9 裂纹的颈缩生长

裂纹尖端颈缩钝化后即进入颈缩生长（图 5.9）。这时裂纹前沿的塑性变形区在强烈的形变强化后出现微孔洞（孔洞通常在夹杂粒子和基体之间的界面生成，但只有尺寸大于 $0.02\mu m$ 的夹杂粒子才能满足孔洞形核所需的能量，P92 钢中的碳化物 $M_{23}C_6$ 就满足这个条件），数个微孔洞因内部颈缩和聚集合并而出现孔洞长大。裂纹前沿和相邻近的孔洞之间便以各自的颈缩聚合相连而生长（图 5.9），称这种裂纹为颈缩裂纹，这就是微孔聚合破断，其断口见图 5.1.b。当钝化的裂纹前沿应力峰值增长积累达足够高度后，又会出现裂纹的剪切生长；随后又是裂纹尖端的颈缩钝化，再次发生颈缩生长。如此交替，构成了启裂区裂纹生长的交替式前进。

5.4.3 裂纹的扩展

裂纹生长至临界尺寸时，便处于危险状态，此时在较小的载荷作用下，裂纹也会发生快速扩展。由图 5.10 的观察可知，当载荷将裂纹撕开成尖锐的尖端时（图 5.10.a），它会以强烈的塑性变形使其钝化（图 5.10.b），并且裂纹尖端与邻近孔洞之间便以颈缩聚合的方式相连（图 5.10.c、图 5.10.d），这种颈缩扩展形成了微孔聚合破断，其断口见图 5.1.a。

5.4.4 裂纹生长与扩展的路径

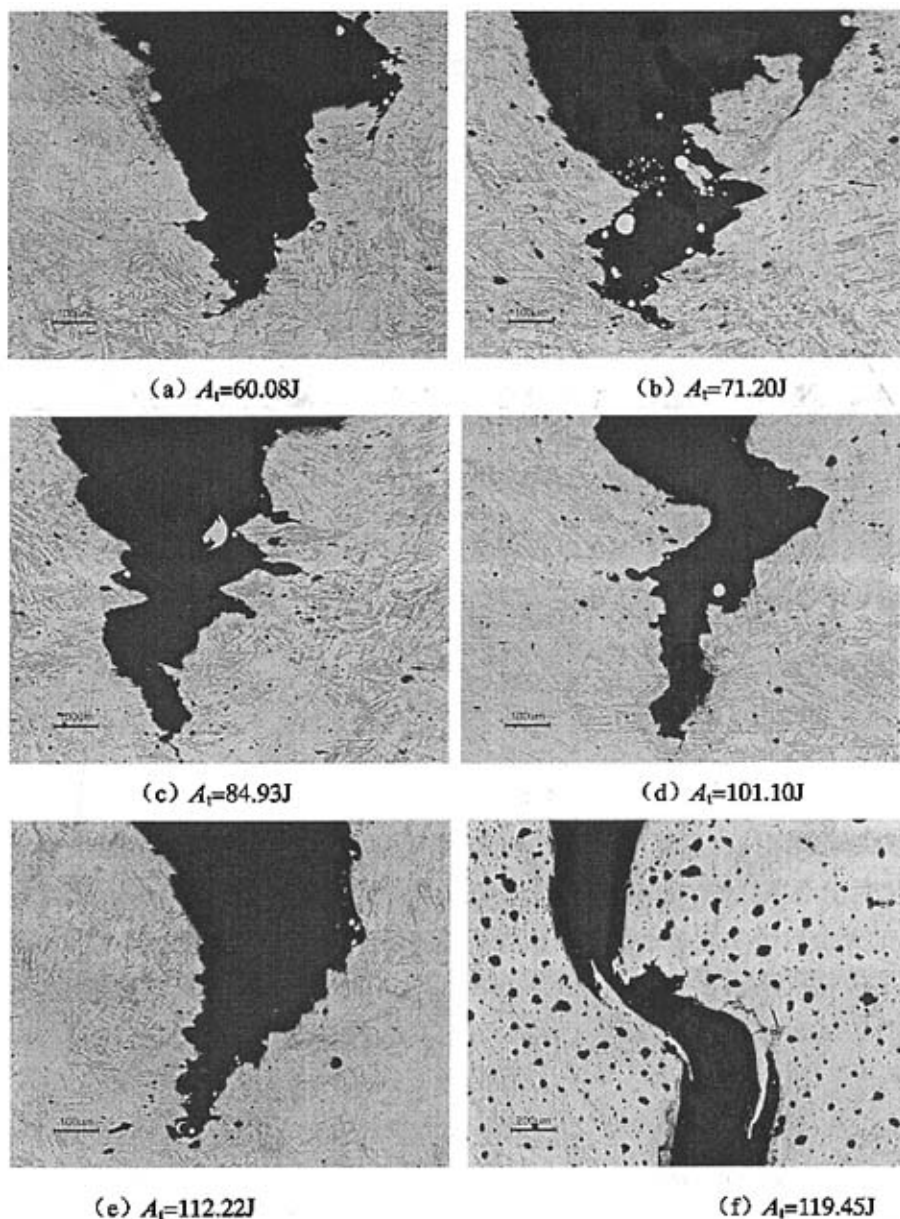


图 5.10 裂纹的颈缩扩展

裂纹生长对应于断口的启裂区(图 5.1.a)。由于剪切裂纹较长,而且剪切裂纹的方向与试样在弯曲载荷作用下的拉应力成 45° 角;颈缩裂纹很短,颈缩裂纹则多与拉应力正交;故裂纹生长路径呈现大幅转折的“之”字形,故而启裂区的断口形貌为横断岭形。

裂纹的扩展对应于断口的扩展区(图 5.1.a)。扩展路径主要取决于裂纹前沿孔洞的位置与大小,颈缩裂纹很短,因而扩展路径仍然是不规整的“之”字形(图 5.11),但转折幅度已明显较启裂区裂纹生长的之字形路径转折幅度要小得多(图 5.11 上、中部为裂纹生长的“之”字形路径,下部为裂纹扩展的“之”字形路径)。

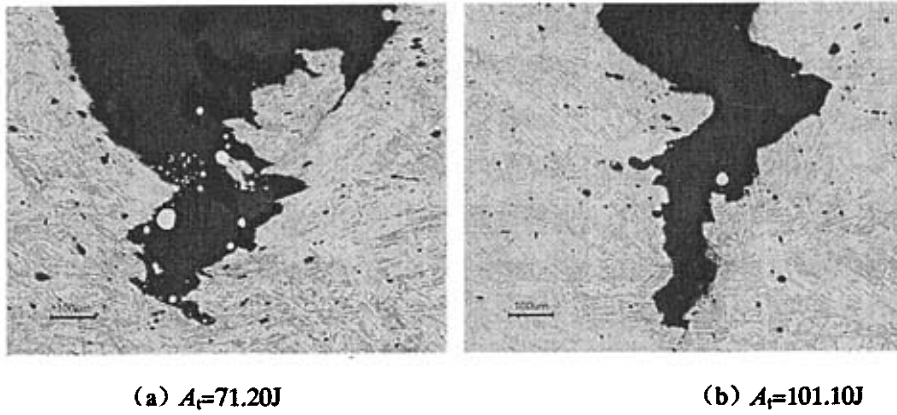


图 5.11 裂纹生长和扩展的“之”字形路径

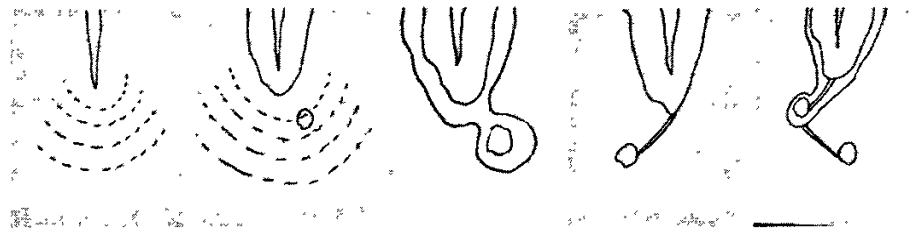


图 4.12 裂纹萌芽、生长与扩展图解

6 结 论

(1) P92钢的正常组织应为细的回火板条马氏体, 马氏体板条在高温回火时并不发生板条解体的再结晶, 而是只发生高温回复, 板条内形成亚晶并发育了较为完整的位错网络, 碳化物主要是 $M_{23}C_6$ 型和MC型, 碳化物粒子在板条界或板条内析出, 多呈短条形。固溶强化主要使用Cr元素(同时提高抗蚀性)与Mo元素。热处理再获得回火板条马氏体组织结构, 便实现了板条马氏体强化、界面强化、位错强化、颗粒强化与固溶强化的复合。

(2) P92 钢的合金化以低 C 保证钢的塑性和工艺性(冷、热加工性与可焊性)及碳化物的量和稳定性(过多的碳化物易于发生 Ostwald 熟化)。Cr 固溶强化, 形成 $M_{23}C_6$ 碳化物弥散强化, 增大淬透性以实现马氏体强化, 提高马氏体在高温回火时发生再结晶的温度, 提高抗水蒸气氧化腐蚀的能力(提高电位及表面生成 Cr_2O_3 保护膜)。用 Cr 合金化并热处理成高温回复(发育良好的位错网络、板条碎化的亚晶块、未明显 Ostwald 熟化的 $M_{23}C_6$ 碳化物)的回火马氏体板条组织结构, 使钢获得了独特的良好减震性和抗疲劳能力, 其机理乃是磁弹性内耗和钉扎位错弦阻尼共振内耗及共格界面应力感生运动内耗。Mo 固溶强化, 提高热强性, 形成 $M_{23}C_6$ 碳化物弥散强化, 增大淬透性以实现马氏体强化, 提高马氏体在高温回火时发生再结晶的温度, 与 Cr 相配合使马氏体在高温回火时只发生高温回复而不发生再结晶。V 和 Nb 用以形成 MC 碳化物而弥散强化, 固 C 并阻止 Cr 和 Mo 自基体向碳化物中转移而引发 Ostwald 熟化, 固溶强化, 提高热强性。N 形成 AlN 以弥散强化, 固溶强化, 扩大 γ 相区, 抵消 Mo 缩小 γ 相区的作用以防止在正火温度的高温时出现 α 相。

(3) 热强性与形变断裂的理论研究表明, P92 钢的室温强塑性优良, 屈服强度 $\sigma_{0.2}$ 的平均值为 502.67MPa, 标准偏差 s 为 4.23MPa; 抗拉强度 σ_b 的平均值为 665.00MPa, 标准偏差 s 为 3.90 MPa; 强韧性稍有欠缺, 横向 V 形缺口夏氏试样吸收的冲击总破断功仅为 86.83J, 纵向 V 形缺口夏氏试样吸收的冲击总破断功随较之横向稍强, 但也仅为 134.13 J。断口脆断面较大, 呈现微孔聚合纤维和准解理面混合断口特征。P92 钢的高温热强性优良, 600℃时的 0.2%最小保证强度达 305.83Mpa 以上, 高温使 P92 钢的静力强度的屈强比由室温时的 0.78 增大至 600℃时的 0.92 这有利于钢强度潜力和蠕变抗力的发挥。600℃高温使 P92 钢的静力均匀塑性显著减小, 而局集塑性增大, 因此导致伸长率减小和面缩率增大, 颈缩提前。

(4) 裂纹萌芽的机理, 是缺口根部因应力集中而使切应力作用下, 位错的滑移台阶引起应力的进一步局部集中, 并在扩大的滑移台阶缺陷处萌生出剪切裂纹坯芽。裂纹生长的机理, 是在剪切应力作用下, 裂纹尖端沿剪切应力方向剪断滑移线场穿晶纵深生长, 继而强烈的塑性变形使裂纹尖端发生内部颈缩和尖端钝化, 以及应力峰值的钝化, 剪切生长停止。裂纹前沿的塑性变形区在强烈的形变强化后出现微孔洞, 数个微孔洞因内部颈缩和

聚集合并而出现孔洞长大。裂纹前沿和相邻近的孔洞之间便以各自的颈缩聚合相连而生长和孔洞之间以颈缩拉延聚合相连。当钝化的裂纹前沿应力峰值增长积累达足够高度后,又会出现裂纹的剪切生长;随后又是裂纹尖端的颈缩钝化,再次发生颈缩生长。如此“剪切-颈缩”交替地“之”字形生长。裂纹扩展的机理,是裂纹尖端与邻近孔洞之间以颈缩聚合的颈缩扩展方式相连而形成微孔聚合破断;或裂纹尖端小解理面之间以颈缩聚合的颈缩扩展方式相连而形成准解理破断。P92钢裂纹生长的机理是裂纹前沿和孔洞之间以剪切裂纹相连;裂纹扩展的机理分为两部分,裂纹纤维扩展区是裂纹前沿和孔洞之间以颈缩聚合相连,裂纹放射扩展区是以小解理裂纹的“解理-颈缩”方式扩展。两种机理共同的必备前提是,裂纹前沿发生强烈的塑性变形和形变强化,裂纹内部因塑性变形和形变强化而出现颈缩,裂纹尖端因塑性变形和形变强化而发生钝化,裂纹前沿的塑性变形区在发生强烈的形变强化后出现微孔洞,数个微孔洞因内部颈缩和聚集合并而出现孔洞长大。

参考文献

- [1] LIU Jiang-nan, JIE Wan-qi. Application of improved vacuum degassing technique to refinement of heat resistant steel P91[J]. Trans. Nonferrous Met. Soc. China, 2005, 15(3):251-255.
- [2] 刘江南, 束国刚, 王正品, 刘树涛, 成海涛, 石崇哲. 9Cr-1Mo-V-Nb-N 钢管的热处理工艺的优化[J]. 金属热处理, 2003, 28(10):37-42.
- [3] 刘江南, 束国刚, 王正品, 石崇哲. 12Cr-2W-Mo-V-Nb-N-B 钢的热处理与组织性能[J]. 金属热处理, 2004, 29(2):7-10.
- [4] 刘江南, 赵彦芬, 耿波, 王正品, 要玉宏, 石崇哲. T91 钢高温高压水蒸汽氧化膜微观组织结构研究[J]. 铸造技术, 2005, 26(3):202-204.
- [5] 束国刚, 丁辉, 刘树涛, 范长信, 薛飞, 刘江南, 王正品, 石崇哲. 国产 9Cr-1Mo-V-Nb-N 钢的组织及热处理工艺研究[J]. 武汉大学学报:工学版, 2003, 36(5):110-115.
- [6] 王正品, 张路, 刘江南, 赵彦芬, 耿波, 王东辉. 电站用 T22 及与 T91 管高温蒸汽氧化的失效分析[J]. 铸造技术, 2004, 25(7):523-525.
- [7] 王正品, 要玉宏, 刘江南, 束国刚, 刘树涛, 郭元蓉, 顾海澄, 石崇哲. 优化工艺生产的 9Cr-1Mo-V-Nb-N 钢管静力强塑性评价[J]. 铸造技术, 2005, 26(1):18-21.
- [8] 王正品, 刘江南, 要玉宏, 束国刚, 刘树涛, 郭元蓉, 顾海澄, 石崇哲. 高温对 9Cr-1Mo-V-Nb-N 钢力学性能的影响[J]. 金属热处理, 2005, 30(3):23-26.
- [9] 张路, 王正品, 刘江南, 要玉宏, 石崇哲. 回火对国产 P91 钢组织和性能的影响[J]. 铸造技术, 2003, 24(6):537-539.
- [10] 耿波, 刘江南, 赵彦芬, 王正品, 石崇哲. T91 钢高温水蒸汽氧化层形成机理研究[J]. 铸造技术, 2004, 25(12):914-918.
- [11] 刘江南, 王正品, 石崇哲, 束国刚. 9Cr-1Mo-V-Nb-N 钢的热处理工艺优化研究[J]. 西安工业学院学报, 2002, 22(4):326-331.
- [12] 刘江南, 王正品, 石崇哲, 束国刚. 9Cr-1Mo-V-Nb-N 钢的静力强塑性[J]. 西安工业学院学报, 2003, 23(1):72-77.
- [13] 刘江南, 王正品, 石崇哲, 束国刚. 9Cr-1Mo-V-Nb-N 钢的动力强韧性[J]. 西安工业学院学报, 2003, 23(2):129-133.
- [14] Vallourec & Mannesmann Tubes. P91/T91(X10CrMoVNb91)在电站和锅炉行业的应用[R]. Beijing, 1999.
- [15] Sasaki, Terufumi, Kobayashi, etc. Production and properties of seamless modified 9Cr-1Mo steel boiler tubes [R]. Kawasaki Steel Technical Report[J], 1991, 12(25):78-87.
- [16] Guntz Gand etc. The T91 Book, Vallourec Industries-France, Revision 2, 1990.
- [17] Sawarragi, Y., Otsuka N., Senba, H., Yamamoto S. Properties of a New 18-8 Austenitic Steel

Tube(Super 304H) for Fossil Fired Boilers after Service Exposure with high Elevated Temperature Stength[J],The Sumito Search 1994, No.56.

[18] 徐德录, 郭军, 陈玉成. T91 钢的性能及在我国电站锅炉中的应用前景[J]. 电力建设, 1999, 2(1):12-16.

[19] G.Guntz et.al. The T91 Book-Ferritic Tubes and Pipe for High Temperature Use in Boilers[M].Vallourec industries,France, Revision.March 1994.

[20] M.Kuwahara et.al.,Design of 700MW Coal Fired Boiler with Elewated Reheat Steam Temperature for Hekinan No.3 Uint,Chubu ElectricPower Co.,Inc[J].The Thermal and Nuclear Power,(in Japanese), 1991, 1(42):13-17.

[21] W. B. Jones et.al., Microstructural Evolution of Modified 9Cr-1Mo Steel[J]. Metallurgical Transactions A, 1991, 22A(5):12-17.

[22] F.Barbier et.al.,Corrosion behavior of steels in flowing lead-bismuth[J].Journal of Nuclear Materials 2001, 296(2):249-255.

[23] B.Schmidt et.al., Evaluation of the mechanical properties of T91 steel exposed to Pb and Pb-Bi at high temperature in controlled environment[J]. Journal of Nuclear Materials,2001, 249(2):254-258.

[24] G. Ebi et.al., Effects of Processing on the High Temperature Low Cycle Fatigue Properties of Modified 9Cr-1Mo Ferritic Steel[J].Fatigue Engng. Mater. Struct., 1984, 7(4):299-314.

[25] W.B.Jones et.al.,Microstructural Evolution of Modofloed 9Cr-1Mo Steel[J]. Metallurgical Transactions A,1991, 22A(5):1049-1058.

[26] Y.Yamamoto et.al.,Manufacture and Properties of Modofloed 9Cr-1Mo SteelForgings for Valve Bodies in Ultra Super Critical Power Plants[J]. The Thermal and Nuclear Power,1995, 46(5):488-496.

[27] 柯文石. 华能玉环电厂1000MW超超临界机组建设的探讨 [J]. 电力建设, 2005, 26(6):1-5.

[28] 张长松, 刘锦. 超临界锅炉用E911钢管的性能评定试验[J]. 江苏冶金, 2006, 34(3): 31-35.

[29] L.Nieto Hierr*, V.Rohr, P.J.Ennis, M.Schütze .Steam oxidation and its potential effects on creep strength of power station materials[J].Materials and Corrosion, 2005, 56(12):890-894.

[30] 毛雪平, 王昱. 超超临界机组汽轮机材料发展状况[J]. 现代电力, 2005, 22(1):69-75.

[31] 张显. 超临界/超超临界锅炉选材用材[J]. 发电设备, 2004, 34(5):28-32.

[32] 宋之平. 超临界化——优化我国火电结构应从这里起步[J]. 中国工程学, 2002, 4(2): 22-26.

[33] 张金旺, 赵利平, 王乐才等. 高温长期时效12%Cr钢中 Cr_{23}C_6 变化规律研究[J]. 金属热处理学报, 1996, 17(1):16-21.

[34] 刘江南, 王正品, 石崇哲, 束国刚, 刘树涛, 介万奇. 12Cr-2W-Mo-V-Nb-N-B 钢的强塑性能和热处理工艺研究[J]. 机械科学与技术, 2005, 24(7):72-76.

- [35] 章燕谋. 锅炉与压力容器用钢[M].西安:西安交通大学出版社,1984.
- [36] 韩佳泉, 张国平.T91 钢的研究现状及焊接[J].黑龙江电力技术,1999,21(3):12-17.
- [37] 赵钦新. 10Cr9MoVNbN 耐热钢的深化研究[D].西安:西安交通大学,1998.
- [38] 王艳丽等. 电厂主蒸汽管的微观性能分析[J].材料热处理学报,2002, 23(2):27-31.
- [39] 宛农等. 9Cr-1Mo 耐热钢析出相的热力学计算及应用 [J] . 特殊钢,1999, 20(2):31-36.
- [40] 朱丽慧等. Al 对 T91 耐热钢蠕变性能的影响 [J] . 钢铁,2002, 37(5):24-28.
- [41] 李素芹,李士琦, 王雅娜. 钢中残余元素控制对策的分析与探讨[J].钢铁,2001,36(12): 70-72.
- [42] 朱丽慧等. 新型耐热钢 T91 的蠕变断裂寿命估算[J]. 锅炉技术,2002,33(5):37-41.

致谢

向我的导师刘江南教授、石崇哲教授、王正品教授深致谢忱！导师的敦敦教诲使作者的学业和本文得以完成，导师在学术上的成就必将使作者受益终生。

谨以此文献给电力热工行业的同仁们，是同仁们帮助了作者。

谨向所有在本文的研究和应用中提供帮助和方便的同学致以衷心谢意。

谨向看到本文后愿与作者合作共事为电力热工行业继续开拓发展的同仁们深致谢忱。

谨向将为本文中的谬误提出指正的朋友们深表敬意。

攻读硕士学位期间发表的论文

- [1] 于在松,刘江南,赵彦芬,王正品,石崇哲. T91/10CrMo910 焊接接头韧性分析[J].铸造技术,2006,27(11):1251-1254. EI 已收录.
- [2] 于在松,刘江南,王正品,金耀华,石崇哲. T91 钢服役过程中碳化物的熟化分析[J].铸造技术,2007,28(05):721-725.
- [3] 高巍,金耀华,上官晓峰,于在松,石崇哲. 减摩钢的组织结构分析[J].热加工工艺,2006,35(16):57-58.