

022Cr25Ni7Mo4N 双相不锈钢等温处理中的组织演变

Microstructure evolution of 022Cr25Ni7Mo4N duplex stainless steel during isothermal treatment

丰 涵¹, 王宝顺², 吴晓涵¹, 王 曼², 仵启亮², 宋志刚¹

(1 钢铁研究总院 特殊钢研究所, 北京 100081;

2 浙江久立特材科技股份有限公司 特材研究院, 浙江 湖州 313028)

FENG Han¹, WANG Bao-shun², WU Xiao-han¹, WANG Man²,

NAI Qi-liang², SONG Zhi-gang¹

(1 Institute for Special Steels, Central Iron and Steel Research

Institute, Beijing 100081, China; 2 Special Materials Research

Institute, Zhejiang Jiuli Hi-Tech Metals Co., Ltd.,

Huzhou 313028, Zhejiang, China)

摘要: 研究经 1100 °C 等温处理 2~20 h 后 022Cr25Ni7Mo4N 双相不锈钢的显微组织演变。观察钢中奥氏体晶粒形态变化并对其进行尺寸进行定量表征, 测量铁素体/奥氏体两相中的元素含量变化, 并探讨组织演变对实验钢中铁素体相体积分数的各向异性和低温冲击韧性的影响。结果表明: 随着保温时间的延长, 奥氏体晶粒发生聚集、长大、粗化现象, 并伴随显著的晶粒形态变化, a/b 值 ≥ 4.0 时细长棒状晶粒体积分数从近 20% 骤降至 5% 以下, a/b 值介于 1.0~1.9 的等轴晶粒体积分数显著上升的同时, 尺寸 $\geq 20 \mu\text{m}$ 的晶粒体积分数快速增加。保温时间的延长使得 Mo, Cr 元素进一步向铁素体相扩散、富集, 并提高铁素体相抗点蚀当量 (pitting resistance equivalent number, PREN) 值。细长棒状奥氏体晶粒比例的显著下降, 是奥氏体体积分数各向异性改善和实验钢低温冲击韧性提高的主要原因。

关键词: 双相不锈钢; 等温处理; 晶粒形态; 各向异性; 冲击韧性

doi: 10.11868/j.issn.1001-4381.2018.001225

中图分类号: TG142.2 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-4381(2020)01-0070-07

Abstract: The microstructure evolution of 022Cr25Ni7Mo4N duplex stainless steel after isothermal treatment for 2-20 h at 1100 °C was studied. The morphology evolution of austenite grain was observed and the grain size was quantitatively characterized. The change of element content in austenite and ferrite phase was measured. The effect of microstructure evolution on the anisotropy of volume fraction of ferrite phase and low temperature impact toughness of test steels was analysed subsequently. The results show that with the increase of holding time, there is obvious accumulation, growth and coarsening of austenite grain, accompanied by significant changes in grain morphology. The volume fraction of rod-like crystal grains with a/b value above 4.0 dropped from nearly 20% to below 5%, and that of equiaxed grains with a/b value between 1.0 and 1.9 increases significantly, while the number of grains with size above 20 μm increases rapidly. The prolongation of the holding time makes molybdenum and chromium elements diffuse and enrich to the ferrite phase further, which leads to the increase of pitting resistance equivalent number (PREN) value in ferrite phase. The significant decrease in the volume fraction of slender rod-like austenite crystallites is the primary reason for the improvement in anisotropy of austenite volume fraction and the increase of low temperature impact toughness of test steel.

Key words: duplex stainless steel; isothermal treatment; grain morphology; anisotropy; impact toughness

在双相不锈钢凝固过程中,高温液相 L 中首先形成的高温铁素体 δ 相,达到一定温度后,铁素体 α 相发生 $\alpha \rightarrow \gamma$ 的固态相变过程,元素的重新分配最终形成铁素体 α 相 + 奥氏体 γ 相的双相组织^[1-2]。双相不锈钢多在 α, γ 等多相共存区进行热加工和热处理,已有大量研究表明,在该区域热加工引起的 α/γ 两相比比例^[3-6]、有害相析出^[7-11]等组织变化对钢的热加工和使用性能有直接影响。但在实际生产过程中发现,即使钢的两相比比例、相析出基本一致,前期不同的热加工工艺流程也会导致双相不锈钢的力学性能有显著差异,并伴随严重的各向异性。近期宋志刚等^[12]对不同加工状态的双相不锈钢低温冲击韧性研究发现,力学性能差异与双相不锈钢的两相组织特点密切相关,除了相比比例影响机制以外,可能还与两相形态的演变有关。

与以奥氏体单相组织为基体的合金材料^[13-15]相比,双相不锈钢 $\alpha \rightarrow \gamma$ 的固态相变过程伴随着新相的再结晶^[16-17],双相不锈钢的组织形态变化较为复杂。目前对于双相不锈钢的相形态、晶粒形态等组织形态的研究较为欠缺,有待通过定量表征进一步探讨组织特征、演变与材料性能的关系。另外,在对双相不锈钢相变研究过程^[2]中发现,其相变过程主要受长大机制和相界迁移机制控制,但对双相不锈钢等温过程中的元素扩散和含量变化的研究则鲜见报道。

本工作利用光学显微镜、电子探针、铁素体测量仪以及热力学计算和粒径分析软件等方法,选取 022Cr25Ni7Mo4N 双相不锈钢在 1100 °C 进行 2~20 h 不同时间的等温处理,通过双相不锈钢中晶粒形态的定量表征,研究不同热处理条件下钢的 α/γ 相比比例、 γ 相晶粒形态以及两相组分的演变规律,探讨其对奥氏体体积分数各向异性和低温冲击韧性的影响机制。

1 实验材料与方法

实验用 022Cr25Ni7Mo4N 双相不锈钢经 EAF + AOD + LF 法冶炼,由立式连铸机浇铸成 150 mm × 1200 mm 板坯,经四辊轧机轧制成 10 mm 厚的钢板,再经 1100 °C 固溶、酸洗。实验钢的化学成分(质量分数/%)为: C 0.020, Si 0.21, Mn 0.75, P 0.026, S 0.0020, Cr 25.04, Ni 6.82, Cu 0.17, Mo 3.56, N 0.255, Fe 为余量。

参照图 1 所示实验钢方向和截面示意图进行取样与测试,其中垂直于轧向的截面表示为 \perp RD,垂直于横向的截面为 \perp TD,轧面为 \perp ND。试样经 1100 °C 分别保温 2, 5, 10, 20 h, 随后水冷。对试样的特定截面经过磨制抛光处理后,采用 10% NaOH 水溶液进行电

解腐蚀,获得 α, γ 两相组织。采用 Olympus 光学显微镜进行显微组织观察,并采用 SISC-IAS 图像分析仪,对每个试样进行 10 个有效视场的多项面积分数测定,计算得到相体积分数的平均值和标准偏差。

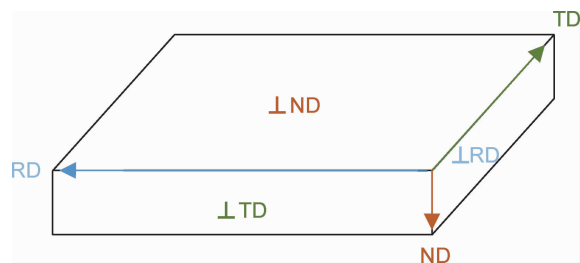


图 1 实验钢的方向和截面示意图

Fig. 1 Diagram of direction and section of the test steel

利用 Thermal-Calc 热力学软件和 TCFE 9.0 数据库,进行双相不锈钢相图计算。采用 $\text{KMnO}_4 + \text{H}_2\text{SO}_4 + \text{H}_2\text{O}$ 的混合溶液(2:20:90, 质量比)进行化学浸蚀,获得同时显示铁素体晶界 GB_α 、奥氏体晶界 GB_γ 、相界 $\text{PB}_{\alpha/\gamma}$ 的显微组织^[18]。采用 Olympus 光学显微镜拍摄显微组织照片,利用 Nano Measurer 粒径分布计算软件进行 γ 相晶粒尺寸、形态的定量表征。采用 JXA-8530F 场发射电子探针显微分析仪(FE-EPMA),对经电解抛光的试样,分别测量 3 个部位 α, γ 两相中 Cr, Ni, Mo, Fe, Si, Mn, N 各元素质量分数,计算得到各元素在 α, γ 两相中的质量分数平均值 w_α 和 w_γ 及其标准偏差, $\Delta w = w_\alpha - w_\gamma$ 为两相中各元素的质量分数差值,单位为%; α, γ 两相抗点蚀当量(pitting resistance equivalent number, PREN)值按照 $\text{PREN} = w_{\text{Cr}} + 3.3 \times w_{\text{Mo}} + 16 \times w_{\text{N}}$ ^[3] 进行计算,并得到两相 PREN 差值,为无量纲单位。采用 Feritscope MP30E 型铁素体含量测量仪,对试样进行 5 个部位的两相体积分数的测量,测出 α 相体积分数的平均值 $V_{\alpha, \text{av}}$, 计算得到 γ 相体积分数的平均值 $V_{\gamma, \text{av}} = 100 - V_{\alpha, \text{av}}$ 及其标准偏差 V_{sd} , 并选取 3 个不同截面间最大、最小 $V_{\gamma, \text{av}}$, 计算其差值 ΔV 以表征 γ 相体积分数的各向异性,单位为%。按照 GB/T 229-2007, 采用 7.5 mm 规格 V 型试样,分别进行横向试样(开口方向为 RD)和纵向试样(开口方向为 TD)的 -40 °C 低温冲击韧性测试,平行试样为 3 个。

2 结果与分析

2.1 奥氏体相的晶粒长大与形态演变

采用 Thermal-Calc 热力学软件计算得到不同等温条件下,本实验钢近平衡态各相的质量分数,如图 2

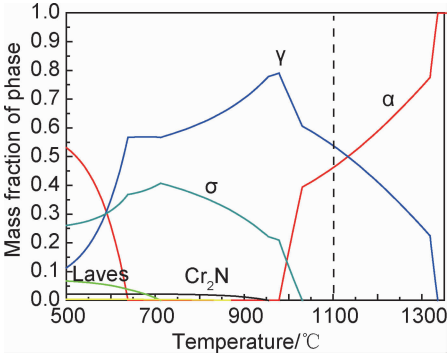


图 2 Thermal-Calc 软件计算得到的
不同温度下实验钢的近平衡态相
质量分数

Fig. 2 Near equilibrium phase mass fraction of test
steel at different temperatures calculated by
Thermal-Calc software

所示。可以看出,在 1100 °C 固溶温度下,钢中 σ 相、 Cr_2N 相等有害析出相均已完全固溶,实验钢为铁素体 α + 奥氏体 γ 两相组织。

图 3 为 1100 °C 等温处理不同时间的板材,经电解腐蚀及软件染色识别后,试样 \perp TD 面显微组织;图 4 为软件测得的各试样该截面的 α 相面积分数。可以看到,与热力学计算结果相一致,所有试样显微组织中均未发现有害析出相的存在,而以基体 α 相(红色部分)和孤岛状的 γ 相(白色部分)为主, γ 相中有少量的细小 α 相存在。随着保温时间的延长,各试样中 α 相比比例变化不大,基本保持在 45%~50% 范围内。

从热力学角度考虑,固溶温度变化是导致双相不锈钢组织中 α/γ 相比比例变化的首要因素^[12]。在 1100 °C 相对较有利的热力学条件下,保温时间对相比比例影响

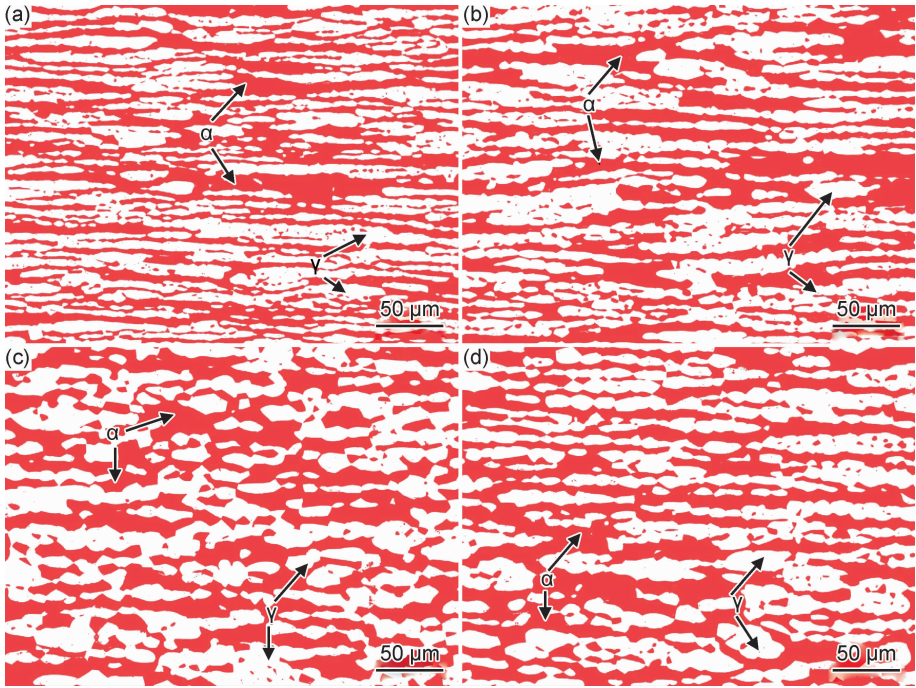


图 3 经 1100 °C 等温处理不同时间后实验钢经浸蚀与软件染色后的显微组织 (a)2 h;(b)5 h;(c)10 h;(d)20 h

Fig. 3 Microstructures after etching and software staining of test steels by isothermal treatment for different time at 1100 °C
(a)2 h;(b)5 h;(c)10 h;(d)20 h

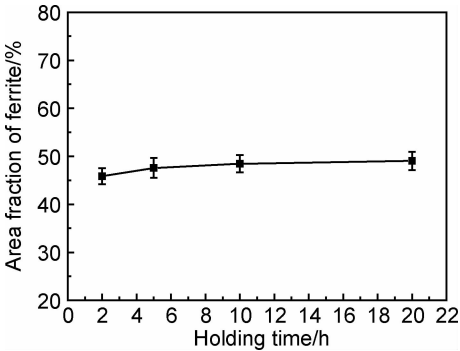


图 4 经 1100 °C 等温处理不同时间后实验钢的铁素体面积分数

Fig. 4 Area fraction of ferrite phase of test steels by
isothermal treatment for different time at 1100 °C

较小,实验钢在等温处理 2 h 后, α/γ 相比比例较为稳定。但从图 3 中发现钢中显微组织形态有较大差异:随着固溶时间的延长, γ 相由细长条棒状为主逐渐球化转变为等轴状结构。

图 5 显示了对实验钢进行化学浸蚀后,等温过程中 γ 相的晶粒长大和形态变化情况(图中白色部分为 γ 相,灰色部分为 α 相, α/γ 两相相交处为相界 $\text{PB}_{\alpha/\gamma}$, α 、 γ 两相内部显现各自晶界 GB_{α} 、 GB_{γ})。可以看出,随着固溶时间的延长,一方面 γ 相的相形态(phase morphology, PM)逐渐由长条状向球状演变;同时, γ 相中晶粒逐渐粗化,晶粒形态(grain morphology,

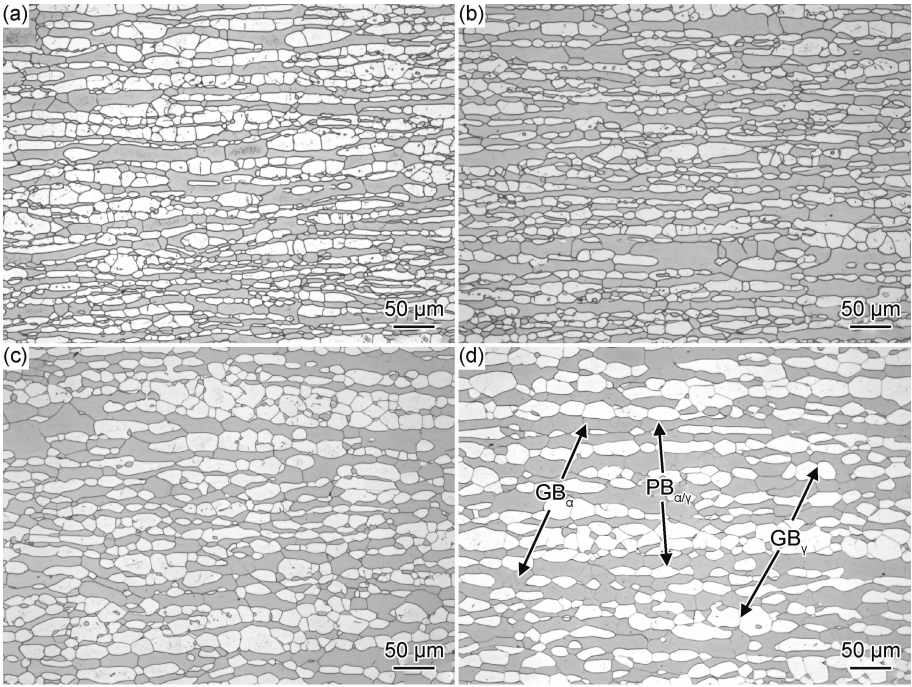


图 5 经 1100 °C 等温处理不同时间后实验钢的 α 和 γ 晶粒组织 (a)2 h;(b)5 h;(c)10 h;(d)20 h

Fig. 5 Microstructures of α and γ grains of test steels by isothermal treatment for different time at 1100 °C (a)2 h;(b)5 h;(c)10 h;(d)20 h

GM)也在发生变化。

为了进一步表征该过程中晶粒形态的变化,利用粒径分布计算软件,对实验钢的晶粒二维尺寸进行统计。以经 1100 °C 保温 10 h 的试样为例,选择单位面积(0.25 mm²)具有代表性的视场,针对单个 γ 相晶粒,设其长轴为 a ,短轴为 b ,以 a/b 值(长宽比)表征晶粒等轴程度(图 6)。标定各晶粒 a, b 后,计算机生成对应数值。采用该方法可获得单位面积上的所有晶粒数量、长宽比等信息,其中 2~20 h 试样的单位面积内总的晶粒数量分别为 598,481,421 和 336 个,晶粒发生明显聚集、长大。通过进一步数据整理、分析,图 7 (a)列出了经 1100 °C 等温处理不同时间实验钢中不同

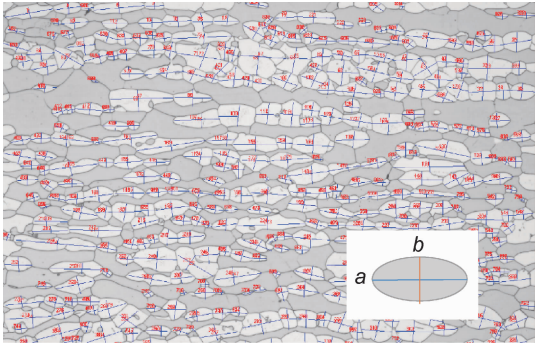


图 6 实验钢奥氏体晶粒形态表征及测量示意图

Fig. 6 Characterization and measurement diagram of austenite grain morphology in test steel

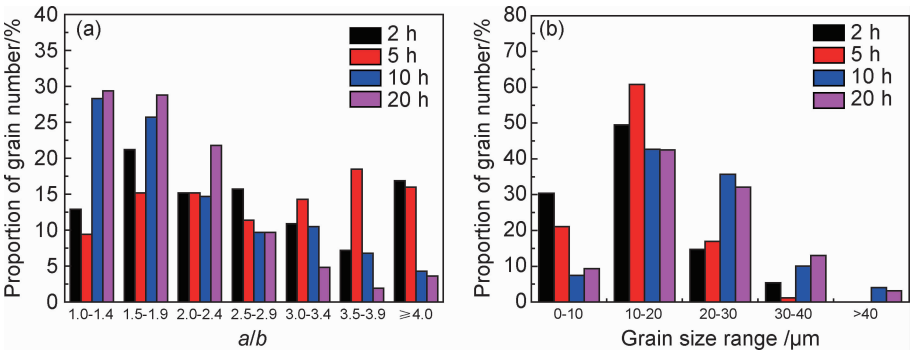


图 7 经 1100 °C 等温处理不同时间后实验钢的晶粒形态统计结果

(a)不同 a/b 值的晶粒比例分布;(b)不同尺寸的等轴晶粒比例分布

Fig. 7 Grain morphology results of test steels by isothermal treatment for different time at 1100 °C

(a)proportion distribution of grain number with different a/b values;(b)proportion distribution of equiaxed grain number with different sizes

a/b 值的晶粒数量分布,可以发现,随着保温时间的延长,晶粒形态发生显著变化: $a/b>3.0$ 的细长晶粒数量比例从 35%骤降至 10%, $a/b\geq 4.0$ 的晶粒比例从近 20%骤降至 5%以下,而 a/b 介于 1.0 ~ 1.9 之间的晶粒数量比例则从 34%显著上升至 58%。

进一步以 a/b 值介于 1.0~1.9 的晶粒作为等轴晶粒样本,而图 7(b)对比分析了各试样等轴晶粒的尺寸和分布情况,可以看出,各试样等轴晶粒的尺寸呈正态分布。保温 2 h 的试样等轴晶粒较为细小,尺寸普遍在 20 μm 以下。而随着固溶时间的延长,保温 5 h 实验钢即发生长大,10~20 μm 晶粒显著增加;保温 10~20 h,实验钢明显粗化,20~40 μm 晶粒数量显著增多。

2.2 两相中的元素成分变化

在合适的相变热力学条件下,双相不锈钢中 α 相

通过部分的固态相变形成 γ 相,达到两相平衡的显微组织。 α 相(母相)经过一定孕育时间,产生 γ 相(新相)核。在单位体积的自由能减少和表面自由能增加两个矛盾因素的不断影响下, γ 相不断长大以降低体系自由能^[19]。而由于 α 相和 γ 相成分上的差异,固态相变必须通过某些元素的扩散得以进行。对于双相不锈钢,扩散发生在两相(或相邻晶粒)之间,势必引起元素浓度和相成分的变化。

表 1 为采用 EPMA 方法,对经 1100 $^{\circ}\text{C}$ 保温 5~20 h 的实验钢中 α 和 γ 相元素质量分数的测量结果,可以看到不同元素在两相中的富集,其中 Cr 元素在 α 相中质量分数比 γ 相中高 3.3%~3.5%,Mo 含量则高 1.3%~1.6%;而 Ni 元素在 γ 相中质量分数比 α 相高 2.8%~3.2%,N 元素几乎完全富集在 γ 相中。

表 1 实验钢中铁素体和奥氏体相的元素含量及两相中元素差值(质量分数/%)

Table 1 Content of element in ferrite and austenite phases and concentration difference between two phases of test steels (mass fraction/%)

Element	5 h/1100 $^{\circ}\text{C}$			10 h/1100 $^{\circ}\text{C}$			20 h/1100 $^{\circ}\text{C}$		
	w_{α}	w_{γ}	Δw	w_{α}	w_{γ}	Δw	w_{α}	w_{γ}	Δw
Cr	26.86(0.21) *	23.33(0.04)	3.53(0.22)	26.84(0.17)	23.54(0.15)	3.30(0.27)	29.96(0.08)	23.55(0.13)	3.41(0.20)
Ni	5.02(0.02)	7.89(0.03)	-2.87(0.04)	5.04(0.04)	8.01(0.07)	-2.97(0.04)	5.02(0.10)	8.06(0.03)	-3.04(0.09)
Mo	3.86(0.01)	2.52(<0.01)	1.35(0.02)	4.05(0.06)	2.58(0.02)	1.47(0.04)	4.02(0.06)	2.53(0.01)	1.50(0.07)
N	0(0)	0.287(0.005)	-0.287(0.005)	0(0)	0.298(0.014)	-0.298(0.014)	0(0)	0.288(0.005)	-0.288(0.005)
Si	0.19(0.01)	0.18(0.02)		0.21(0.02)	0.18(0.01)		0.18(0.01)	0.15(0.01)	
Mn	0.73(<0.01)	0.82(0)		0.74(0.01)	0.83(0.01)		0.75(0.01)	0.84(0)	
PREN	39.61(0.25)	36.22(0.09)	3.39	40.19(0.25)	36.83(0.11)	3.36	40.24(0.18)	36.50(0.21)	3.74

* The value in parentheses is the standard deviation of 3 measurements.

从表 1 可以发现,由于在等温条件下,元素扩散是一个动力学过程,两相中扩散系数极高的 N 元素,在 5 h 以内迅速完成在 γ 相中的富集。在 1100 $^{\circ}\text{C}$ 等温处理时, α 相 PREN 值较 γ 相更高。随着保温时间延长至 20 h,Mo,Cr 元素向 α 相进一步扩散和聚集, α 相 PREN 值增加进而引起两相 PREN 差值有所增大。据此可推测,实验钢 1100 $^{\circ}\text{C}$ 等温固态相变动力学过程主要受 Mo,Cr 元素从 γ 相向 α 相的扩散控制。

2.3 等温时间对各向异性和低温冲击韧性的影响

各向异性是多晶体材料的一种常见现象,材料在加工(如轧制)过程中经常产生织构现象,导致不同方向上的组织差异,进而引起物理性能以及冲击韧性等力学性能的显著差异^[20-21]。

对于 1100 $^{\circ}\text{C}$ 保温 2 h 的试样,分别观察了 $\perp\text{RD}$, $\perp\text{TD}$, $\perp\text{ND}$ 3 个截面的金相组织,如图 8 所示。可以看出,实验钢组织形态随不同截面而有所差异: $\perp\text{TD}$ 面的双相组织呈现材料轧制引起的细长棒状, γ 相与 α 相呈层状分布,层间距较小; $\perp\text{ND}$ 面双相组织也呈细长条

状,但 γ 相受到板材沿 TD 方向的不规律展宽作用,呈现一定程度的扭曲走向;而 $\perp\text{RD}$ 面中 γ 相多呈等轴形态。

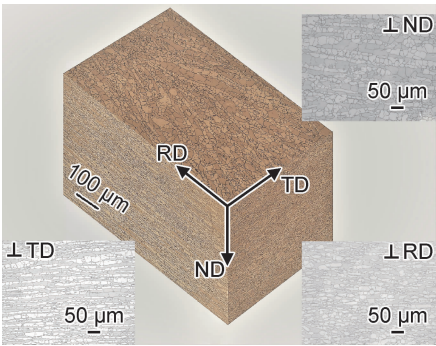


图 8 经 1100 $^{\circ}\text{C}$ 保温 2 h 实验钢的不同截面的显微组织
Fig. 8 Microstructure of different sections of test steel by isothermal treatment for 2 h at 1100 $^{\circ}\text{C}$

表 2 列出了 1100 $^{\circ}\text{C}$ 保温 2 h 和 20 h 试样不同截面测量得到的两相体积分数结果,两者之间有较显著的差异: $\perp\text{ND}$ 面 γ 相体积分数最高,而 $\perp\text{RD}$ 面 γ 相

体积分数则最低。随着固溶时间的延长,试样不同截面间的 γ 相体积分分数差值 ΔV 从 12.4 减小到 8.7 左右,即长时间保温处理改善了实验钢的 γ 相体积分分数各向异性。结合图 7,保温时间的延长造成细长棒状 γ

相的大量消失和等轴 γ 相比比例提高,据此可推断双相不锈钢 γ 相体积分分数各向异性与钢中 γ 相呈细长棒状且其长轴 b 多沿 RD 分布的晶粒形态,以及 γ 相随保温时间延长而发生的形态演变密切相关。

表 2 1100 ℃ 保温 2 h 和 20 h 试样不同截面处测量的铁素体与奥氏体相体积分数
Table 2 Ferrite and austenite volume fraction in different sections of test steels by isothermal treatment for 2 h and 20 h at 1100 ℃

Section	2 h/1100 ℃				20 h/1100 ℃			
	$V_{\alpha,av}/\%$	$V_{\gamma,av}/\%$	$V_{sd}/\%$	$\Delta V/\%$	$V_{\alpha,av}/\%$	$V_{\gamma,av}/\%$	$V_{sd}/\%$	$\Delta V/\%$
⊥TD	44.74	55.26	1.37	12.42	45.76	54.24	2.46	8.68
⊥ND	37.42	62.58	1.17		38.94	61.06	0.85	
⊥RD	49.84	50.16	0.80		47.62	52.38	0.62	

图 9 为经 1100 ℃ 保温 2~20 h 后试样横向和保温 2 h 试样纵向 -40 ℃ 低温冲击韧性测试结果。通过比较 1100 ℃ 保温 2 h 后试样的横向和纵向冲击功值可以发现,两种开口方向的实验钢冲击功存在一定差异,纵向冲击功比横向冲击功高约 30 J。比较不同保温时间后的试样横向冲击功值可以发现,随着保温时间的延长,实验钢冲击功值提高约 17 J(6%)。研究表明^[3,12],有别于抗拉强度,双相不锈钢冲击韧性表现出显著的方向性差异,横向冲击功往往较低。这种现象与冲击时裂纹扩展方向相关,横向冲击试样裂纹多沿相界在 α 相中容易扩展,导致断裂;而纵向冲击试样裂纹扩展时须穿过 γ 相,容易被塑性较好的 γ 相阻止,表现为较高的冲击韧性。因此,双相不锈钢中 γ 相的形态变化势必通过改变裂纹扩展路径对钢的冲击韧性造成影响,结合图 7 可以发现:较短保温时间下的试样,由于其 γ 相仍多为 a/b 值 >3.0 的细长棒状形态,横向冲击时裂纹较易在 α 相中扩展,受到 γ 相阻碍的概率较小,冲击功较低;而随着保温时间的延长,尤其是保温 20 h 后, a/b 值 ≥ 4.0 细长棒状晶粒比例从近 20% 骤降至 5% 以下, γ 相的方向性显著降低。这种 γ

相组织形态的转变使得裂纹在扩展过程中可能遇到更多的 γ 相晶粒,裂纹绕过 γ 相的路径更长,扩展更加困难,进而导致冲击韧性的提高。

3 结论

(1)随着 1100 ℃ 等温处理时间的延长,022Cr25Ni7Mo4N 双相不锈钢的铁素体/奥氏体两相比比例基本保持不变,但单位面积内晶粒总数量减少,晶粒发生聚集、长大、粗化。

(2)随着保温时间的延长,022Cr25Ni7Mo4N 双相不锈钢的奥氏体晶粒形态发生显著变化, $a/b \geq 4.0$ 的细长晶粒比例明显减少, a/b 介于 1.0~1.9 的等轴晶粒比例显著上升;对于等轴晶粒,更长的保温时间造成 20 μm 以上的大晶粒比例显著增大。

(3)1100 ℃ 等温处理时,022Cr25Ni7Mo4N 双相不锈钢中铁素体相富集 Mo,Cr 元素,奥氏体相富集 Ni,N 元素;保温时间的延长促使 Mo,Cr 元素进一步向铁素体相扩散、聚集,并提高铁素体相 PREN 值。实验钢 1100 ℃ 等温固态相变动力学过程主要受 Mo,Cr 元素从奥氏体相向铁素体相的扩散控制。

(4)022Cr25Ni7Mo4N 双相不锈钢热轧板材不同截面间的奥氏体体积分分数存在差异,保温时间延长有助于改善实验钢奥氏体体积分数的各向异性。

(5)随着保温时间的延长,尤其是保温 20 h 后, a/b 值 ≥ 4.0 细长棒状晶粒比例从近 20% 骤降至 5% 以下,显著减弱的奥氏体相方向性使得裂纹在扩展过程中遇到更多的奥氏体晶粒,扩展更加困难,是实验钢横向冲击性能提高的主因。

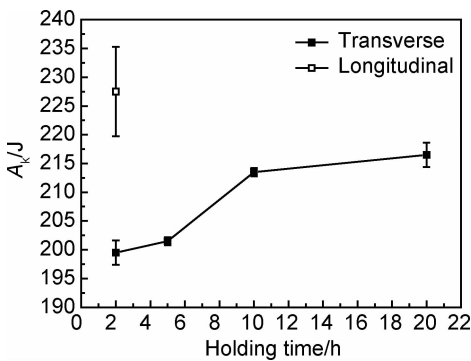


图 9 经 1100 ℃ 等温处理不同时间实验钢的 -40 ℃ 低温冲击韧性
Fig. 9 -40 ℃ low temperature impact toughness of test steels by isothermal treatment for different time at 1100 ℃

参考文献

[1] HAGHDADI N,CIZEK P,HODGSON P D,et al. Effect of fer-

- rite-to-austenite phase transformation path on the interface crystallographic character distributions in a duplex stainless steel[J]. *Acta Materialia*, 2018, 145: 196-209.
- [2] SUN Y H, ZHAO Y, LI X B, et al. Effects of heating and cooling rates on $\delta \leftrightarrow \gamma$ phase transformations in duplex stainless steel by *in situ* observation[J]. *Ironmaking & Steelmaking*, 2019, 46(3): 277-284.
 - [3] 吴玖. 双相不锈钢[M]. 北京: 冶金工业出版社, 1999: 22-24.
WU J. Duplex stainless steel[M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 1999: 22-24.
 - [4] KANG D H, LEE H W. Study of the correlation between pitting corrosion and the component ratio of the dual phase in duplex stainless steel welds[J]. *Corrosion Science*, 2013, 74(4): 396-407.
 - [5] 吴忠忠, 宋志刚, 郑文杰, 等. 固溶温度对 00Cr25Ni7Mo4N 超级双相不锈钢显微组织及耐点蚀性能的影响[J]. *金属热处理*, 2007, 32(8): 50-54.
WU Z Z, SONG Z G, ZHENG W J, et al. Effect of solution temperature on microstructure and pitting corrosion resistance property of super duplex stainless steel 00Cr25Ni7Mo4N[J]. *Heat Treatment of Metals*, 2007, 32(8): 50-54.
 - [6] MISHRA M K, BALASUNDAR I, RAO A G, et al. On the high temperature deformation behavior of 2507 super duplex stainless steel[J]. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2017, 26(2): 802-812.
 - [7] MA M, DING H, MISRA R D K, et al. A study on precipitation kinetics of sigma phase in a hot-rolled super duplex stainless steel during isothermal aging based on the Johnson-Mehl-Avrami model[J]. *Ironmaking & Steelmaking*, 2017, 44(4): 311-318.
 - [8] ZHANG B, JIANG Z, LI H, et al. Precipitation behavior and phase transformation of hyper duplex stainless steel UNS S32707 at nose temperature[J]. *Materials Characterization*, 2017, 129: 31-39.
 - [9] PETTERSSON N, WESSMAN S, HERTZMAN S, et al. High-temperature phase equilibria of duplex stainless steels assessed with a novel *in-situ* neutron scattering approach[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2017, 48(4): 1562-1571.
 - [10] WARREN A D, HARNIMAN R L, GUO Z, et al. Quantification of sigma-phase evolution in thermally aged 2205 duplex stainless steel[J]. *Journal of Materials Science*, 2016, 51(2): 694-707.
 - [11] 白于良, 杨银辉, 曹建春, 等. Mn 对 22%Cr 双相不锈钢 700 °C 时效 σ 相及韧性的影响[J]. *材料工程*, 2017, 45(5): 71-79.
BAI Y L, YANG Y H, CAO J C, et al. Effect of Mn on σ phase and toughness of 22%Cr duplex stainless steel by aging treatment at 700 °C[J]. *Journal of Materials Engineering*, 2017, 45(5): 71-79.
 - [12] 宋志刚, 王宝顺, 丰涵, 等. S32750 双相不锈钢冲击韧性影响因素探讨[C]//第六届中国国际双相不锈钢大会论文集. 北京: 中国特钢企业协会, 2018: 1-7.
SONG Z G, WANG B S, FENG H, et al. Discussion about influencing factors on impact toughness of duplex stainless steels [C]//6th China International Duplex Stainless Steel Conference. Beijing: CSSC, 2018: 1-7.
 - [13] WANG S, ZHANG M, WU H, et al. Study on the dynamic recrystallization model and mechanism of nuclear grade 316LN austenitic stainless steel[J]. *Materials Characterization*, 2016, 118: 92-101.
 - [14] LEE T H, SUH H Y, HAN S K. Effect of a heat treatment on the precipitation behavior and tensile properties of alloy 690 steam generator tubes[J]. *Journal of Nuclear Materials*, 2016, 479: 85-92.
 - [15] 韩大尉, 孙文儒, 于连旭, 等. Mo 含量对 IN718 合金组织和力学性能的影响[J]. *航空材料学报*, 2018, 38(4): 64-74.
HAN D W, SUN W R, YU L X, et al. Effect of Mo content on microstructure and mechanical properties of IN718 alloy[J]. *Journal of Aeronautical Materials*, 2018, 38(4): 64-74.
 - [16] MAKI T, FURUHARA T, TSUZAKI K. Microstructure development by thermomechanical processing in duplex stainless steel[J]. *ISIJ International*, 2001, 41(6): 571-579.
 - [17] 王佳, 马勤, 张红霞, 等. σ 相的析出对双相不锈钢晶粒的影响[J]. *热加工工艺*, 2009, 38(18): 41-43.
WANG J, MA Q, ZHANG H X, et al. Influence of sigma phase precipitate on grain size of duplex stainless steel[J]. *Hot Working Technology*, 2009, 38(18): 41-43.
 - [18] 丰涵, 宋志刚, 郑文杰, 等. 一种双相不锈钢的侵蚀剂以及侵蚀方法: CN201810237545. 2[P]. 2018-08-21.
FENG H, SONG Z G, ZHENG W J, et al. An erosion agent and erosion method for duplex stainless steel; CN201810237545. 2 [P]. 2018-08-21.
 - [19] 徐洲, 赵连城. 金属固态相变原理[M]. 北京: 科学出版社, 2004: 11-25.
XU Z, ZHAO L C. Principle of metal solid phase transition[M]. Beijing: Science Press, 2004: 11-25.
 - [20] AHMED M Z, BHATTACHARJEE P P. Microstructure, texture, and tensile properties of a severely warm-rolled and annealed duplex stainless steel[J]. *Steel Research International*, 2016, 87(4): 472-483.
 - [21] 许婷, 方晓英, 朱言利, 等. 双相不锈钢中奥氏体沉淀相的晶粒取向及界面特征分布[J]. *材料工程*, 2018, 46(2): 34-40.
XU T, FANG X Y, ZHU Y L, et al. Grain orientation and interface character distribution during austenite precipitation phase in duplex stainless steel[J]. *Journal of Materials Engineering*, 2018, 46(2): 34-40.

基金项目: 国家重点研发计划项目(2016YFB0300201)

收稿日期: 2018-10-17; 修订日期: 2019-09-06

通讯作者: 丰涵(1983—), 男, 高级工程师, 博士研究生, 主要从事不锈钢及耐蚀合金研发工作, 联系地址: 北京市海淀区学院南路 76 号钢铁研究总院南院特殊钢研究所(100081), E-mail: fenghan@nercast.com

(本文责编: 寇凤梅)