一种新型奥氏体耐热钢的成分再设计及高温性能评估

孙　进，王寅杰，彭礼明，张同先
（科华控股股份有限公司，江苏常州 213001）

摘要：针对传统高锰铬锰氮奥氏体耐热钢（MAS）熔炼过程中易生成碱性炉渣、铸件缺陷较多，且高温持久性能与长期抗氧化性能不足的工程难题，本研究采用降锰增氮的成分调控策略，开发低锰高氮奥氏体耐热钢（NAS）。依据镍/铬当量进行合金设计，通过感应炉熔炼并于1 630 ℃浇注制备Y型试块；借助OM、EBSD、XRD和BSE-EDS开展组织表征，完成1 000 ℃高温拉伸、35 MPa高温持久以及900 ℃下50~150 h抗氧化性能试验。结果表明：MAS与NAS中铁素体占比分别为3.91%、2.66%；NAS无σ相析出，凝固过程析出富铌氮化物；NAS平均抗拉强度为84 MPa，持久寿命达16.7 h，是MAS（4.3 h）的4倍；氧化150 h后，NAS氧化速率为0.26 g/（m^2·h），相较MAS下降21%，氧化膜增厚速率持续降低。晶内铁素体是造成MAS高温性能劣化的主要因素，富Nb氮化物与低锰高硅体系能够协同提升材料长期高温服役稳定性，NAS可应用于长期高温工况下的铸件。

关键词：奥氏体耐热钢；低锰高氮；显微组织；高温持久性能；高温抗氧化；氮化物
中图分类号：TG142.73　**文献标识码：**A　**文章编号：**1001-4977（2026）10-1139-07
DOI：10.27014/j.cnki.zhuzao.2026.0145

Redesigning the Composition and High-Temperature Performance Evaluation of a New Austenitic Heat-Resistant Steel

SUN Jin, WANG Yin-jie, PENG Li-ming, ZHANG Tong-xian
(Kehua Holdings Co., Ltd., Changzhou 213000, Jiangsu, China)

Abstract: To address the engineering challenges of conventional high-manganese chromium-manganese-nitrogen austenitic heat-resistant steel (MAS), including the tendency to form basic slag during melting, frequent casting defects, and insufficient high-temperature creep rupture strength and long-term oxidation resistance, this study adopts a composition optimization strategy of reducing manganese and increasing nitrogen to develop a low-manganese high-nitrogen austenitic heat-resistant steel (NAS). Alloy design was conducted based on nickel/chromium equivalent ratios, and Y-shaped test blocks were prepared by induction melting and casting at 1 630 ℃; microstructural characterization was performed using OM, EBSD, XRD, and BSE-EDS. High-temperature tensile tests at 1 000 ℃, creep rupture tests under 35 MPa at high temperature, and oxidation resistance tests at 900 ℃ for 50-150 h were carried out. The results show that the ferrite volume fractions in MAS and NAS are 3.91% and 2.66%, respectively; no σ phase precipitation is observed in NAS, instead, Nb-rich nitrides precipitate during solidification; the average tensile strength of NAS at 1 000 ℃ is 84 MPa, and its creep rupture life reaches 16.7 h, which is four times that of MAS (4.3 h); after 150 h of oxidation, the oxidation rate of NAS is 0.26 g/(m^2 · h), representing a 21% reduction compared with MAS, and the oxide scale growth rate continuously decreases. Intragranular ferrite is identified as the primary factor responsible for the degradation of high-temperature performance in MAS. The combination of Nb-rich nitrides and a low-Mn high-Si system synergistically enhances the long-term service stability of the steel at elevated temperatures. NAS is thus suitable for castings operating under prolonged high-temperature conditions.

Key words: austenitic heat-resistant steel; low manganese and high nitrogen; microstructure; high-temperature stress rupture property; high-temperature oxidation resistance; nitride

基金项目：科研发 [2025]01 号（2025.1–2026.12）。
收稿日期：2026–07–02 收到初稿，2026–07–28 收到修订稿。
作者简介：孙进（2000–），男，硕士，主要从事金属材料铸造研发工作。E-mail：sunjin131213@163.com
通信作者：张同先，男，总工程师，主要从事铸造合金、铸造工艺及设备方面研究工作。E-mail：570619090@qq.com
引用格式：孙进，王寅杰，彭礼明，等 . 一种新型奥氏体耐热钢的成分再设计及高温性能评估 [J]. 铸造，2026，75（10）：1139–1145.
Sun Jin，Wang Yinjie，Peng Liming，et al. Redesigning the composition and high-temperature performance evaluation of a new austenitic heat-resistant steel [J]. Foundry，2026，75（10）：1139–1145.

奥氏体耐热钢作为承受极端热应力和机械应力的关键工程材料[1-6]，广泛应用于汽车涡轮增压器壳体和排气管等零部件中。传统奥氏体耐热钢，例如1.4826（DIN EN 10088-1）这类铬镍系奥氏体耐热钢，基本都是在304不锈钢的基础上添加碳、硅和铬等元素开发而来[7]。为了进一步节约贵重合金元素镍，研究人员通过添加锰、氮等元素，开发出了新型高锰奥氏体耐热钢[8]（MAS），如ZG40Cr21Mn10Ni4NbMoN。为获得稳定的奥氏体组织，镍、锰和氮的含量需要依据舍夫勒图（Schaeffler Diagram）中的镍当量公式进行换算[9]。此类成分调整并未改变铬当量相关元素的含量。实际上，高锰含量的钢在熔炼及浇注过程中会生成以MnO为主要组分的碱性炉渣，该炉渣会与SiO_2含量较高的酸性砂芯涂料耐火骨料发生反应[10]，造成渣气孔缺陷占比上升，进而推高铸造成本。

在钢中，氮是扩大奥氏体相区的元素，其作用相当于镍的20~30倍。含氮奥氏体耐热钢具备高强度、高延性和优良的耐腐蚀性等优点，已被应用于各类工程结构材料中[11-12]。受氮在钢液中的吸收率与溶解度限制，完全依靠氮取代镍并不现实。因此，需要搭配一定含量的锰与氮共同使用。若不添加锰，则必须减少铬当量元素（如铬、硅等），方可保证镍铬当量比大于0.5，获得稳定的奥氏体基体[9]。不可忽视的是，铬当量元素含量降低会造成高温抗氧化性能下降。虽然硅的铬当量约为铬的1.5倍，但硅的抗氧化能力远优于铬[10，13-14]；因此，大幅降低铬含量并少量提高硅含量，能够在下调铬当量的同时维持材料的高温抗氧化性能。本项目基于该思路，在MAS的基础上研发了一种新型NAS。在实现降本的前提下，对比两种材料的显微组织与高温性能，为相关领域科研人员及工程技术人员开展奥氏体耐热钢成分设计提供参考。

1 试验方法

基于目前应用广泛的MAS，按照镍铬当量公式进行换算[9]，如式（1）、（2）所示，设计出NAS的化学成分如表1所示。采用感应炉熔炼，用壳型制作壁厚为25.4 mm的标准Y型试块。浇注温度为1 630 ℃，浇注后自然冷却30 min后将试块取出，冷却至室温，利用线切割截取Y型试块中心部位作为金相与高温性能检验试块。利用ARL3460直读光谱仪检测试块实际成分（表1）。

表1 两种试验钢的化学成分

Tab. 1 Chemical compositions of the two experimental steels w_B/%

试验钢		C	Si	Cr	Mn	Ni	Nb	N
MAS	设计成分	0.40	2.00	20.75	10.5	4	0.65	0.15
	实际成分	0.42	2.07	20.73	10.54	4.03	0.64	0.15
NAS	设计成分	0.40	2.60	15.5	1.85	4	0.65	0.25
	实际成分	0.42	2.59	15.35	1.83	4.01	0.65	0.25

$$Ni_{eq}=Ni+30C+30N+0.5Mn \quad (1)$$

$$Cr_{eq}=Cr+Mo+1.5Si+0.5Nb \quad (2)$$

制备好的金相试块采用4%硝酸酒精溶液进行腐蚀，利用ZEISS-Axiocam倒置光学显微镜（OM）观察宏观金相组织。采用德国布鲁克D8 ADVANCE X射线衍射仪开展物相鉴定，选用Co靶材，扫描速度为2（°）/min。借助ZEISS-EVO10钨灯丝扫描电子显微镜的背散射电子模式（BSE）观察显微组织，加速电压设置为15 kV。利用能谱仪（EDS）在基体与碳化物附近开展多点成分分析。使用体积配比7∶3的二氧化硅悬浮液与过氧化氢混合溶液，在Metaserv 250研磨机上进行40 min机械抛光以去除应力层，并采用电子背散射衍射（EBSD）技术标定合金的相组成与相占比。

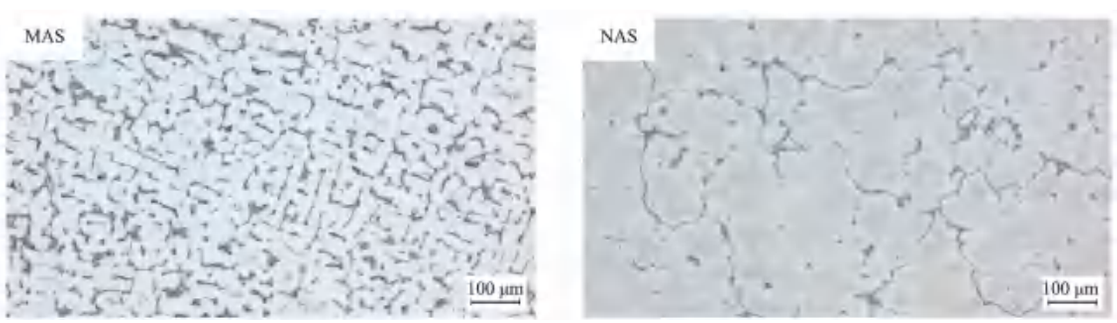
高温拉伸试验依据GB/T 228.2—2015《金属材料拉伸试验 第2部分：高温试验方法》开展，试样为标距25 mm、直径5 mm的圆棒。试验采用UTM5505电子万能试验机搭配三段式电阻加热炉，温度精度±2 ℃。以10 ℃/min的速率升温至1 000 ℃，保温15 min后开展试验。高温持久试验按照GB/T 2039—2024《金属材料 单轴拉伸蠕变试验方法》执行，试样为标距25 mm、直径5 mm、表面抛光至Ra0.2 μm的圆棒。试验采用型号为RDL100的电子蠕变试验机，三段式加热炉控温精度±2 ℃。以5 ℃/min升温至1 000 ℃，保温2 h后施加35 MPa载荷。试验全程采用Ar气保护。所有试验均重复五次。

利用刚玉坩埚作为抗氧化容器，将抗氧化试块放置在马弗炉中开展900 ℃抗氧化试验，温度偏差±5 ℃。氧化时间设置为50 h、100 h、150 h。达到保温时长后取出坩埚，置于铝板上自然冷却。每组试验重复五次。采用BSE观察各组试验后氧化层的截面形貌与厚度。依据GB/T 13303—1991《钢的抗氧化性能测定方法》，通过增重法评价高温抗氧化性能；质量指标g/（m^2·h）定义为氧化速度K，当K介于0.1~1.0 g/（m^2·h）区间时，材料具备2级抗氧化性。

2 试验结果与讨论

2.1 显微组织

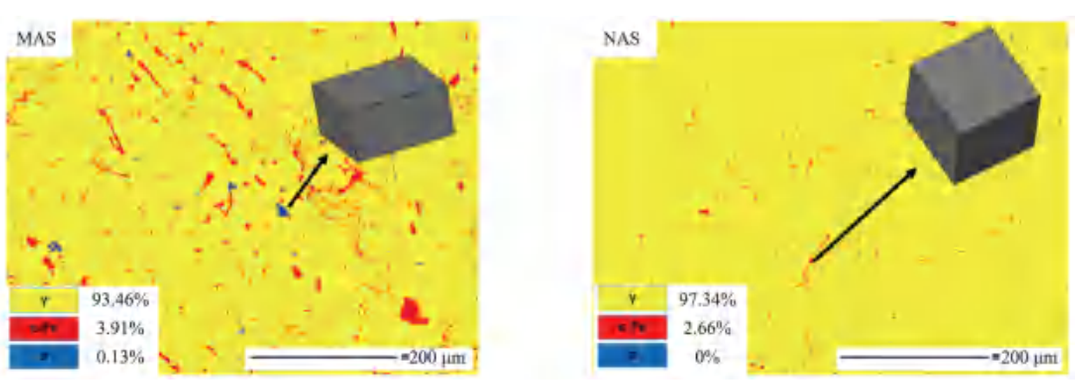
两种奥氏体耐热钢在光学显微镜下的铸态组织形貌，如图1所示。可以看出，两类合金在凝固过程中的组织演变路径存在显著差异。对于MAS合金，其凝固组织呈现出典型的树枝晶形态，一次枝晶臂沿热流方向择优生长，这种定向凝固特征必然导致材料在力学性能和物理性能方面表现出明显的各向异性。相比之下，NAS合金则形成了等轴晶组织，晶粒取向分布较为随机，整体结构均匀性较好。尽管凝固行为不同，两种合金中均观察到碳化物以连续或半连续的网状形态沿奥氏体晶界析出，这主要是由于凝固末期溶质元素在晶界处的偏聚所致。进一步观察发现，MAS的奥氏体晶粒内部还存在其他析出相。研究者认为[15]，此类晶内析出相是由δ-Fe→γ→α-Fe的同素异构转变所形成，并认为其中的α-Fe即为σ相。然而，从晶体学角度看，σ相属于四方结构的TCP相，而α-Fe为体心立方结构，二者本质不同。为准确鉴别，本研究选取σ、γ及α-Fe三相进行EBSD取向分析，结果表明该析出相实为立方结构的α-Fe，其相比例约为3.91%，具体结果如图2所示。结合形核位置分析可以推断，该α-Fe的形成主要源于合金中铁素体稳定化元素含量过高，凝固过程中发生亚包晶反应，待液相消耗殆尽后，残余δ-Fe未能完全转变而保留至室温，最终以α-Fe形式存在。与此同时，MAS中还检测到少量σ相，其相比例仅约为0.13%，且其空间分布与α-Fe高度重叠，故该数值不足以作为σ相实际含量的可靠依据。反观NAS合金，其奥氏体晶粒内部较为干净，未见明显析出相，α-Fe相比例约为2.66%，且均分布在晶界处，未发现σ相的存在，说明其凝固组织演变及相变行为与MAS有显著差异。



（a）MAS （b）NAS

图1 两种合金的OM金相组织

Fig. 1 Optical microscopy（OM）metallographic microstructures of the two alloys

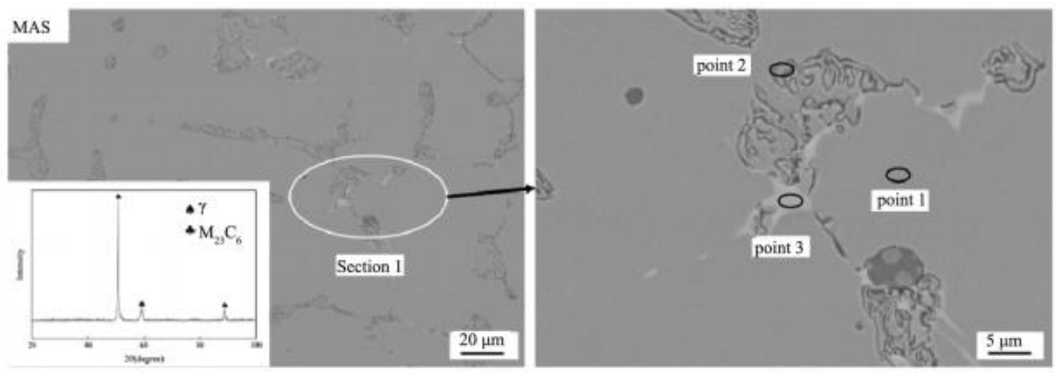


（a）MAS （b）NAS

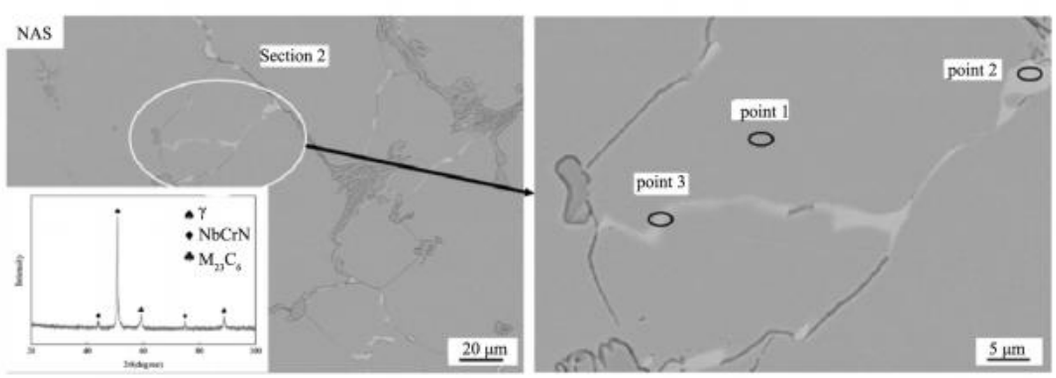
图2 两种合金的EBSD结果，右上角为该相的晶体结构示意图

Fig. 2 EBSD results of the two alloys，the upper right corners show the schematics of the crystal structures of the phases

BSE与XRD结果表明，MAS与NAS两种合金中所含碳化物类型均较为多样，如图3所示。表2为两种合金基体及典型碳化物的成分。具体而言，MAS中主要存在两类碳化物：一类富含铬元素，另一类富含铌元素，且这两类碳化物的镍、锰含量均低于基体平均水平。NAS中的碳化物贫铬、镍和锰，富铌，代表无铬的碳化物存在。值得注意的是，在NAS中还观察到了富氮组织的存在，其氮元素质量分数约为3.67%，如point 3所示。XRD结果显示，NAS中有氮化物的存在。在这种成分设计的前提下，氮含量已超过奥氏体



（a）MAS



（b）NAS

图3 两种合金的BSE结果，左下角为XRD结果

Fig. 3 BSE results of the two alloys，the lower left corners show the XRD results

表2 图3中各位置的EDS结果

Tab. 2 The EDS results of each position in Fig. 3 w_B/%

位置		C	Si	Cr	Mn	Ni	Nb	N	其他
Section1	Point 1	28.95	1.19	16.65	8.64	2.26	-	-	42.31
	Point 2	34.99	1.11	30.79	6.70	1.08	-	-	25.33
	Point 3	46.33	-	1.09	0.22	-	51.34	-	1.02
Section2	Point 1	32.72	3.06	13.48	1.43	2.81	-	-	46.50
	Point 2	50.2	-	0.87	-	-	48.30	-	0.63
	Point 3	36.81	-	1.42	-	-	31.59	3.67	26.51

基体对氮的平衡固溶度，故在凝固过程中，铌元素发生偏析并与氮结合，从而促进了氮化物的形核与长大。关于碳氮化物的具体分子结构，目前尚难以通过常规手段进行定量表征。从化学键合与热力学稳定性的角度对比分析，相对于碳化物，氮化物中原子间的键合作用更强，同时其高温标准生成吉布斯自由能更负。这一热力学特征从能量角度表明，在高温服役环境下，氮化物相较于碳化物具有更强的结构稳定性，抵御高温分解的能力更为优越。因此，氮化物的析出虽可能影响合金的加工性能，但从高温热稳定性来看，其对服役条件下的组织稳定性具有一定的作用。

2.2 高温力学性能

试验所得两种合金的高温性能如表3所示。MAS 1 000 ℃抗拉强度为（$80.5 \pm {}^{16.1}_{12.5}$）MPa，NAS为（$84 \pm {}^{3.5}_{2.6}$）MPa。MAS在1 000 ℃、35 MPa下的持久时间为（$4.3 \pm {}^{0.7}_{0.4}$）h，NAS为（$16.7 \pm {}^{0.9}_{1.2}$）h。不难看出，无论是高温拉伸强度或是高温持久性能，NAS都优于MAS。对于MAS，其有明显的枝晶组织，而NAS为等轴晶组织，如图1所示。拉伸试棒取于Y型试块的不同方位，因此在5组高温拉伸试验下，MAS的1 000 ℃抗拉强度上下偏差明显大于NAS。MAS的高温抗拉强度小于NAS，这与MAS奥氏体内析出的铁素体相关。在高温下，铁素体相比奥氏体，其强度更低，加工硬化能力也更低，因此铁素体的存在必定会拉低奥氏体基体的强度。对于高温持久性能，NAS在1 000 ℃、35 MPa的受力情况下，其持久时间约为MAS的4倍。MAS奥氏体内部的铁素体导致相界面增多，极易在

表3 两种合金的高温性能
Tab. 3 High-temperature properties of the two alloys

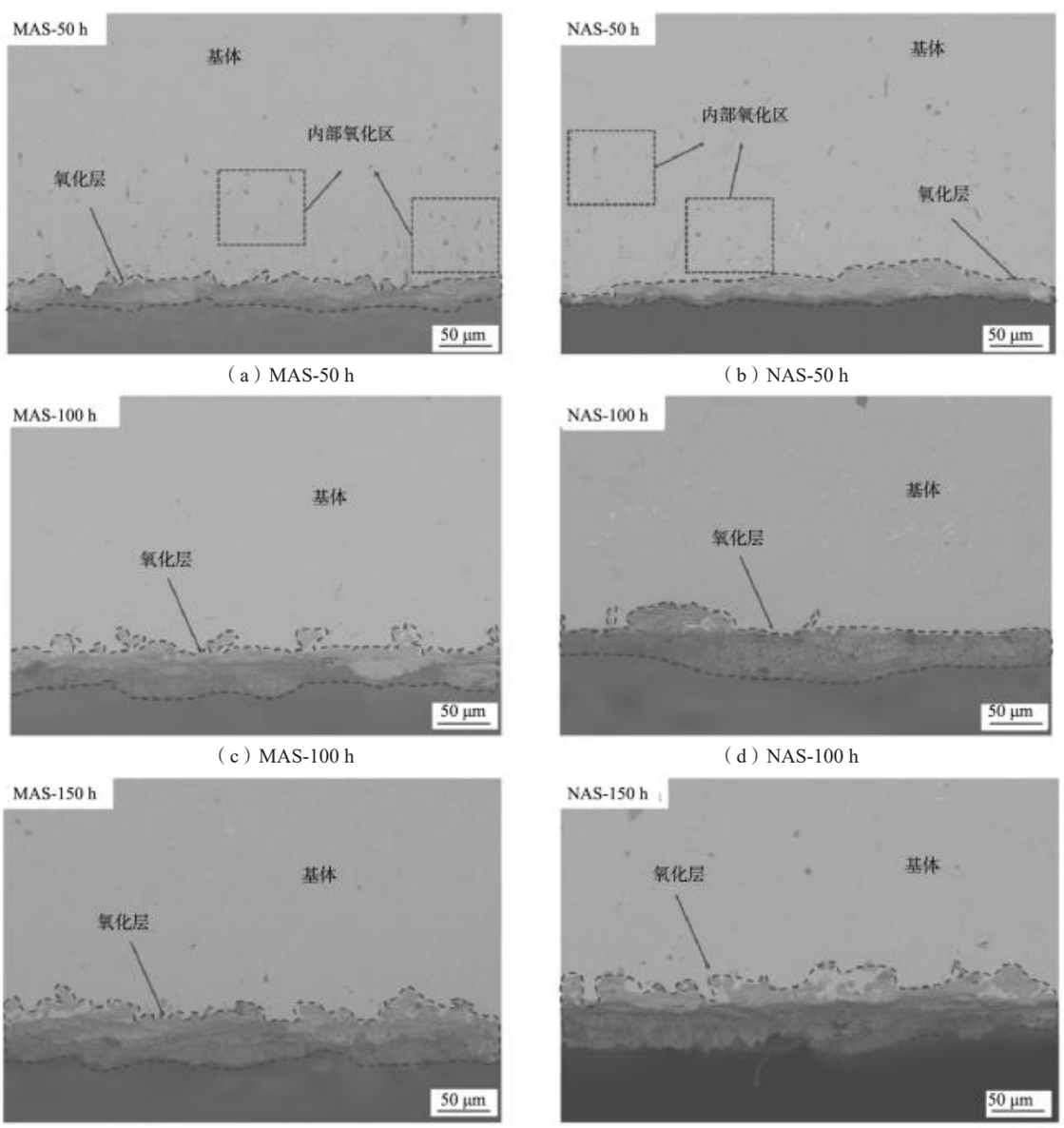
试验钢	1 000 ℃抗拉强度/MPa	1 000 ℃/35 MPa下持久时间/h
MAS	96.6	5.0
	70.0	4.0
	82.5	3.9
	68.0	4.4
	85.4	4.2
NAS	82.3	17.0
	81.4	17.6
	84.2	17.2
	87.5	15.5
	84.6	16.2

变形过程中塞积位错，萌生蠕变空洞，导致高温持久性能降低。这类奥氏体耐热钢的服役温度大致为900~1 000 ℃。这意味着，在四处均匀受力的情况下，MAS的高温性能必定低于NAS，即在长时间热暴露与受力服役环境下，MAS失效速度远快于NAS。

2.3 高温抗氧化性能

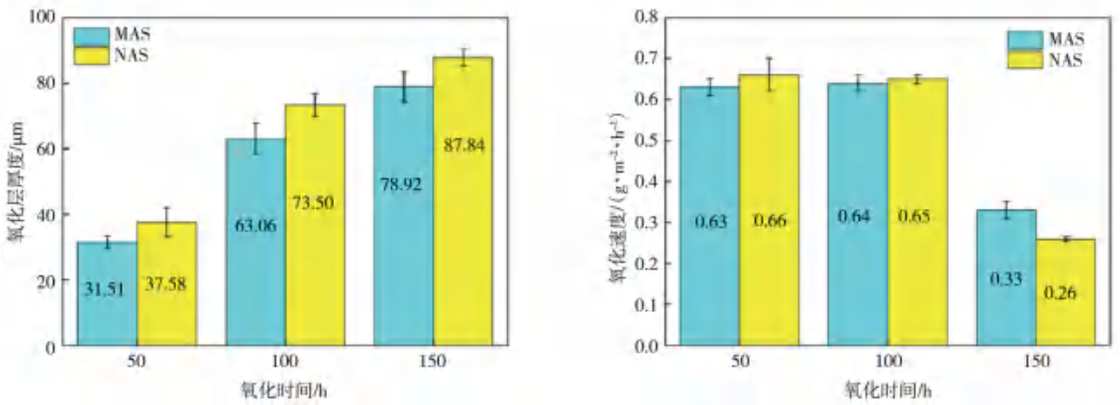
为了研究材料的高温抗氧化性能，在900 ℃抗氧化试验后，利用BSE对其氧化层截面进行分析。图4是两种合金在不同时间下抗氧化试验后的氧化层截面图。相比于NAS，MAS的氧化层厚度不均，具有明显的收缩与疏松结构。

图5（a）为两种合金不同氧化时间下的氧化层厚



（a）MAS-50 h　（b）NAS-50 h
（c）MAS-100 h　（d）NAS-100 h
（e）MAS-150 h　（f）NAS-150 h

图4 两种合金经900 ℃氧化后的氧化层截面形态
Fig. 4 Cross-sectional morphologies of the oxide layers on the two alloys after oxidation at 900 ℃



（a）氧化层厚度　　（b）氧化速度

图5　两种合金不同氧化时间的氧化性能

Fig. 5 Oxidation performances of the two alloys at different oxidation times

度。NAS的氧化膜厚度始终高于MAS。50 h时，NAS氧化层厚度比MAS高19%，100 h时为17%，150 h为11%。这说明NAS的氧化层厚度增加速度低于MAS，体现出良好的抗氧化自抑性。氧化膜厚度的增加会降低其与基体之间的附着力，从而降低其与基体之间的结合强度。这一现象与图4中MAS氧化层缩松现象吻合。图5（b）为两种合金不同氧化时间下的氧化速度。在三个时间段中，氧化速度一直处于0.1~1.0 g/（m^2·h）之间，两种材料都为2级抗氧化性。在50 h与100 h的氧化试验中，MAS的氧化速度始终低于NAS，直至150 h，NAS的氧化速度比MAS低21%，并且5组试验的误差显著降低。研究表明[16]，锰与氧之间的化学亲和力较强，加之锰在基体和氧化层内的扩散迁移速率均高于铬，这使得锰优先偏聚于表面并氧化，快速形成混合氧化物薄膜。该薄膜虽不及铬的氧化物致密，但在后者尚未形成连续覆盖的初期窗口内，仍发挥了一定的物理阻隔作用。相比之下，NAS因锰含量较低，缺乏快速形成这类过渡性氧化物的物质基础，其表面保护结构的建立相对滞后，因此初期氧化速率反而更高。当氧化时间延长至150 h，两种合金展现出不同的氧化机制。MAS的含锰氧化层开始出现明显结构缺陷。已有研究指出[17]，锰的加入倾向于形成保护性较差的尖晶石型氧化物，这类氧化物易诱发氧化皮的破裂与剥落，对抗氧化性能构成负面影响。因此，MAS在150 h时已难以维持氧化速率的相对优势。而NAS的低锰成分使铬能够更充分地用于形成连续、致密且具备自修复能力的Cr_2O_3氧化膜。氮含量的提高有助于促进铬向表面迁移并参与氧化膜的构建。同时，高氮奥氏体不锈钢表面可形成的致密氮化物层，抑制氧化层的剥落[11，18-19]。上述机制的综合作用，使得NAS在长期氧化过程中逐步建立起稳固的防护机制，最终在150 h时表现出优于MAS的抗氧化性能。因此，在长时间的高温作业环境下，NAS的高温抗氧化性会优于MAS，具有更可靠的抗氧化潜力。

值得注意的是，在50 h的抗氧化试验后，两种合金氧化层与基体之间的界面处出现较为明显的内部氧化物。这些内部氧化物沿着晶界嵌入基体，增大氧化物与基体之间的接触面积，进而抑制氧化物的脱落[20-21]。在100 h后，内部氧化物显著减少，甚至难以通过扫描电镜分辨。这表明，在长时间高温氧化过程中，界面处的微观结构与元素分布发生动态演变，直至趋于动态平衡。这是高温长时间作用下界面局部区域趋向热力学平衡的必然结果，也是高温氧化过程中截面发生自适应性重构所对应的临界时间窗口。

3　结论

（1）通过对两种合金显微组织的对比分析发现，MAS奥氏体晶粒内部存在其他相。EBSD结果表明，该析出相为立方α-Fe，而非传统意义上的σ相。强度更低的铁素体的存在，致使MAS的高温强度低于NAS。两相界面易萌生蠕变空洞，使得MAS的高温持久时间仅为NAS的四分之一。

（2）两种合金所含碳化物种类均较为丰富。BSE与XRD结果表明，MAS中存在富铬及富铌碳化物；而NAS除富铌碳化物外，还观测到富铌氮化物。此类氮化物在高温下具备更强的抗分解能力，有助于提升材料在服役环境下的稳定性。

（3）在氧化行为方面，NAS生成的氧化层厚度相比MAS更为均匀。虽然NAS的氧化层厚度始终大于MAS，但其增厚速率随氧化时间延长逐步放缓，表现出优良的抗氧化自抑制特性。氧化初期NAS的氧化速率高于MAS，但二者之间的差值随时间推移持续缩小；氧化时长达到150 h时，NAS的氧化速率较MAS低约21%。这表明在长期高温服役工况下，NAS的抗氧化性能优于MAS，具备更优异的抗氧化潜力。

参考文献：

[1] 中国铸造协会. 2020年中国铸造行业数据发布 [J]. 铸造技术，2021，42（6）：547.

[2] Zhou Y H，Liu Y C，Zhou X S，et al. Austenitic heat-resistant steel [J]. Journal of Materials Science & Technology，2017，33：1448–1456.

[3] Chandra K，Kain V，Tewari R. Microstructural and electrochemical characterisation of heat-treated 347 stainless steel with different phases [J]. Corrosion Science，2013，67：118–129.

[4] Sun H Y，Sun Y D，Zhang R Q，et al. Hot deformation behavior and microstructural evolution of a modified 310 austenitic steel [J]. Materials & Design，2014，64：374–380.

[5] Behjati P，Kermanpur A，Najafizadeh A. Influence of nitrogen alloying on properties of Fe318Cr312Mn3XN austenitic stainless steels [J]. Materials Science and Engineering A，2013，20，43–48.

[6] Moteshakker A，Danaee I. Microstructure and corrosion resistance of dissimilar weld-joints between duplex stainless steel 2205 and austenitic stainless steel 316L [J]. Journal of Materials Science & Technology，2016，32（3）：282–290.

[7] Schino A D. Manufacturing and applications of stainless steels [J]. Multidisciplinary Digital Publishing Institute，2020，10（3）：327.

[8] Zhao Y J，Cao Y F，Wen W Y，et al. Effects of Mn content on austenite stability and mechanical properties of low Ni alumina-forming austenitic heat-resistant steel：a first-principles study [J]. Scientific Reports，2023，13：5769.

[9] Schaeffler A L. Constitution diagram for stainless steel weld metal [J]. Metal Progress，1949，56：680–681.

[10] 《铸造工程师手册》编写组. 铸造工程师手册 [M]. 3版. 北京：机械工业出版社，2010.

[11] Gao Q，Xing P F，Jiang G Y，et al. Effect of N substitution for Ni on the high-temperature oxidation resistance of GX40CrNiSi25-12 austenitic heat-resistant steel [J]. Journal of Alloys and Compounds，2025，1010：178244.

[12] 邹雨天齐，张郑，王帆，等. 氮对含钒304 奥氏体耐热钢力学及高温氧化性能的影响 [J]. 钢铁，2025，60（5）：178–189.

[13] 郝石坚，宋绪丁. 球墨铸铁 [M]. 北京：化学工业出版社，2014.

[14] 蔡启舟，吴树森. 铸造合金原理及熔炼 [M]. 北京：化学工业出版社，2010.

[15] 邓晗，席洪波，郑立林，等. Nb稳定化奥氏体耐热不锈钢凝固过程组织演变的研究 [J]. 轨道交通材料，2025，4（4）：1–5.

[16] Liu T L，Zheng K H，Wang J，et al. Effect of Ce on oxidation behaviour and microstructure evolution of a nickel-saving austenitic heat-resistant cast steel [J]. Corrosion Science，2020，166：108423.

[17] Zou D N，Zhou Y Q，Zhang X，et al. High temperature oxidation behavior of a high Al-containing ferritic heat-resistant stainless steel [J]. Materials Characterization，2018，136：435–443.

[18] Gao F Y，Qiao Y X，Chen J，et al. Effect of nitrogen content on corrosion behavior of high-nitrogen austenitic stainless steel [J]. npj Materials Degradation，2023，7：75.

[19] Wang Q S，Wang Q C，Wang X X，et al. Untypical electrochemical corrosion behavior of high-nitrogen austenitic stainless steel：non-pitting in transpassivation [J]. Acta Metallurgica Sinica，2024，37：1785–1792.

[20] Yan J B，Gao Y M，Liang L，et al. Effect of yttrium on the cyclic oxidation behaviour of HP40 heat-resistant steel at 1 373 K [J]. Corrosion Science，2011，53（1）：329–337.

[21] Hujikawa H，Morimoto T，Nishiyama Y，et al. The effects of small additions of yttrium on the high-temperature oxidation resistance of a Si-containing austenitic stainless steel [J]. Oxidation of Metals，2003，59（1–2）：23–40.

（编辑：潘继勇，pjy@foundryworld.com）