新型高强高韧非调质钢的成分设计与组织性能

袁长波[1]，朱　雷[1]，王玉峰[1]，窦胜涛[1]，李国强[2]，石全强[2]，王　威[2]
（1 青岛特殊钢铁有限公司，青岛 266409；2 中国科学院金属研究所，沈阳 110016）

摘　要：本研究在目前商用非调质钢的基础上创新性提出“降C增Si加Mn”的成分设计思想，通过成分调控和组织优化研发一种抗拉强度达到1 300 MPa级新型高强高韧低成本非调质钢。研究结果表明，新型非调质钢（QGF17）成分（质量分数）/%为0. 19C，1. 92Si，2. 90Mn，0. 56Cr，0. 012P，0. 004S，钢中Si的添加优化了其贝氏体显微组织，致使其组织中细长贝氏体（LB）组织的体积分数增加，晶粒尺寸由18 μm细化至11 μm，高角晶界（HAGB）分数由28. 5%显著提升至59. 1%，且位错密度增加，致使其晶界和板条界面附近形成了局部高位错密度区。与FAS2225钢相比，新型非调质钢的显微硬度和机械性能均得到显著提高。其中，硬度由318 HV提升至473 HV，屈服强度和抗拉强度分别由710、955 MPa提升至973、1 322 MPa，-20 ℃ K_{V2}由16 J提高至29 J。新型非调质钢具有更高的应变硬化能力和较高的冲击韧性，断口形貌分析结果表明，尽管两种材料的冲击断裂模式均为准解理断裂，但非调质钢在靠近V型缺口处观察到明显的塑性变形带的存在，断口形貌由FAS2225的河流花样准解理面转变为更细小的准解理小平面。研究结果证实，新型非调质钢通过精简合金添加、优化成分配比降低生产成本，解决了传统高强非调质钢“强度提升与韧性恶化、成本控制难以兼顾”的行业痛点，为高性能非调质钢的工程化应用提供了新的技术路径。

关键词：非调质钢；Si；低温冲击韧性；大角晶界；准解理断裂
DOI:10. 20057/j. 1003-8620. N250602　　**中图分类号：**TG113. 1

Composition Design and Microstructure-Property Relationships of a Novel High-Strength, High-Toughness, Low-Cost Non-Quenched and Tempered Steel

Yuan Changbo[1], Zhu Lei[1], Wang Yufeng[1], Dou Shengtao[1], Li Guoqiang[2], Shi Quanqiang[2], Wang Wei[2]
（1 Qingdao Special Iron and Steel Co., Ltd., Qingdao 66409, China;
2 Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, China）

Abstract: Based on currently commercial non-quenched and tempered steels, this study innovatively proposes a compositional design strategy of “reduced C, increased Si, and added Mn”. Through compositional regulation and microstructural optimization, a novel high-strength, high-toughness, and low-cost non-quenched and tempered steel with a tensile strength of approximately 1 300 MPa was successfully developed. The results indicate that the novel non-quenched and tempered steel (QGF17) has the following chemical composition (w/%): 0. 19C, 1. 92Si, 2. 90Mn, 0. 56Cr, 0. 012P, and 0. 004S. The addition of Si optimizes the bainitic microstructure, leading to an increased volume fraction of lath bainite (LB). Meanwhile, the grain size is refined from 18 μm to 11 μm, the fraction of high-angle grain boundaries (HAGBs) increases markedly from 28. 5% to 59. 1%, and the dislocation density also rises. As a result, localized high-dislocation-density regions form near grain boundaries and lath interfaces. Compared with FAS2225 steel, the novel non-quenched and tempered steel exhibits substantially improved, especially the hardness and mechanical properties. The HV hardness increases from 318 to 473, the yield strength and tensile strength rise from 710 MPa and 955 MPa to 973 MPa and 1 322 MPa, respectively, and the impact energy at -20 °C increases significantly from 16 J to 29 J. In addition, the novel steel demonstrates a higher strain-hardening capability and excellent impact toughness. The SEM fracture analysis reveals that although both steels exhibit quasi-cleavage fracture characteristics under impact loading, a pronounced plastic deformation zone is observed near the V-notch region in the novel non-quenched and tempered steel. Correspondingly, the fracture morphology evolves from river-pattern quasi-cleavage facets in FAS2225 steel to finer quasi-cleavage micro-facets in the novel steel. These results confirm that, through simplified alloying and optimized compositional design, the developed non-quenched and tempered steel effectively reduces production costs while overcoming the long-standing trade-off between strength enhancement and toughness degradation in conventional high-strength non-quenched steels, thereby providing a promising technological pathway for the engineering application of high-performance non-quenched and tempered steels.

作者简介：袁长波（1967—），男，大专，高级工程师；　**E-mail:**yuanchangbo@citicsteel.com；　**收稿日期：**2025-12-19
通信作者：石全强（1986—），男，博士，副研究员；　**E-mail:**qqshi12b@imr.ac.cn
通信作者：窦胜涛（1984—），男，硕士，高级工程师；　**E-mail:**doushengtao@citicsteel.com
Editorial Office of Special Steel. OA under CC BY-NC-ND 4.0

Key Words: Non-quenched and Tempered Steel; Silicon; Low-temperature Impact Toughness; High-Angle Grain Boundary(HAGB); Quasi-cleavage Fracture

非调质钢代替调质钢制造各种零部件,可以有效减少能耗和碳排放,还具有无热处理缺陷和沿截面性能均匀等优点。目前,被认为是符合节能减排要求的绿色材料而得到越来越广泛的应用[1-3]。非调质钢按组织形态可分为铁素体+珠光体型、贝氏体型及马氏体型,与传统铁素体-珠光体型钢相比,贝氏体型非调质钢在强度与韧性匹配方面更具优势[4-5]。此外,贝氏体组织具有更优异的疲劳性能和抗裂纹扩展能力,从而在承载类结构件中展现出突出的综合应用优势[6]。

非调质钢通过微合金化(如V、Ti、Nb)工艺,在锻造或热轧等热加工后即可达到或接近调质钢的力学性能,可显著降低能耗和成本,符合绿色制造趋势[7-8]。目前钢铁生产企业生产的FAS2225非调质钢(2014年北满特钢实现FAS2225的批量生产)采用较高的Mn含量(w[Mn]为1.97%)以期在非调质热处理后获得粒状贝氏体组织,同时添加0.10%~0.20% w[V]在热加工过程中形成V(C,N)或VN等析出相进一步提高材料的强度,最终实现材料优异强塑性的匹配,FAS2225钢在-20 ℃ V型缺口冲击功不超过17 J,且其屈服强度和抗拉强度分别仅为710、955 MPa,屈服强度较低,满足不了大载荷承重零件用非调质钢高强度指标的要求。Xie等[9]设计了1 000 MPa级Nb-V-Ti-Cr低碳微合金贝氏体钢,通过TMCP工艺获得细贝氏体/马氏体组织,实现了高强度与优异低温冲击韧性的匹配。Sun等[10]系统比较了V强化、V/Nb以及V/Nb/Ti协同强化三种非调质锻钢的低温冲击断裂行为,指出多元微合金化有利于细化贝氏体板条和M/A组元,改善低温韧性和断裂模式。计芳芳等[11]系统研究了碳含量对贝氏体型冷作强化非调质钢的组织和力学性能的影响,研究表明碳含量的增高,非调质钢的抗拉强度明显提升,但是冲击功下降明显。王占花等[1]基于Mn-Cr体系引入V、Ti微合金化,通过析出控制实现了"细化贝氏体板条+弥散碳氮化物"协同强化,使屈服强度和低温韧性均显著提高。

综上,添加贵重合金的非调质钢虽然能够满足高强韧性的要求,但是由于成本太高难以进行市场推广,因而开发强度与韧性综合力学性能更好的低成本非调质钢具有重要的经济效益和社会效益。本研究基于成熟商用非调质钢FAS2225的韧性无法满足大载荷、恶劣环境的性能需求的关键问题,创新性地提出增硅降碳的低成本成分设计思路,通过真空冶炼、锻造获得50 kg锻棒,对钢材进行拉伸、冲击和显微硬度测试获得其力学性能,通过光学显微镜、扫描电子显微镜等设备对两种材料的显微组织、特征晶界以及冲击断口形貌进行分析,为低成本高强高韧非调质钢的工业化试制提供了实验数据及一定的理论基础支撑。

1 实验材料与方法

1.1 实验材料

实验材料在商用FAS2225型非调质钢的基础上通过适度降低C至0.18%~0.22%,有效抑制碳化物析出,缓解高碳带来韧性恶化的问题,同时改善钢的焊接性能与冷加工性能,规避传统高强非调质钢因碳含量过高导致的脆性风险[11];采用针对性增加Si至1.50%~2.00%,利用其固溶强化效应以提升强度,并通过抑制渗碳体形核长大优化相变组织,进一步优化材料的强韧性匹配[12];合理提高Mn含量,借助Mn的奥氏体稳定化作用抑制Si添加带来先共析铁素体的形成和拓宽淬透性区间,促进细晶贝氏体微观组织形成,弥补降C带来的强度损失[12-13]。在此基础上,结合轧制工艺与冷却制度的调控实现组织精细化,以期使新材料在实现抗拉强度突破1 300 MPa级的同时,保持优异的低温韧性与塑性[14-15]。

首先,通过真空熔炼获得50 kg铸锭,随后将铸锭在1 250 ℃保温10 h进行均质化处理,然后在1 130 ℃下保温2 h后进行锻造,终锻温度为710 ℃,锻造比控制在8~10之间,随后模拟工厂冷却速度经过缓慢冷却至室温,最终获得直径为55~60 mm的实验材料。新型非调质钢QGF17和对比钢FAS2225化学成分见表1。

1.2 实验方法

采用FALCON 500显微维氏硬度计,按照GB/T 230.1—2018进行显微硬度测试。硬度测试试样为机械打磨并抛光后的金相试样,尺寸为10 mm×10 mm×10 mm,取样位置为锻棒截面半径1/2处。每个试样选取10个测点,计算其维氏硬度平均值。室温拉伸试验按照GB/T 228.1—2010进行。棒状拉伸试样沿锻造方向取样,取样位置同样

表1　QGF17和FAS2225钢的化学成分(质量分数)

Table 1　Chemical compositions of the novel non-quenched and tempered steel and FAS2225 steel　%

钢种	C	Si	Mn	Cr	V	Ti	B	P	S	O	N	Fe
QGF17	0.19	1.92	2.90	0.56	0.004	0.015	0.001 6	0.012	0.004	0.000 6	0.003 5	Bal.
FAS2225	0.27	0.25	1.97	0.51	0.12	0.016	0.001 5	0.013	0.004	0.000 6	0.003 4	Bal.

位于锻棒截面半径1/2处;试样尺寸为ϕ5 mm×M10,采用TSE504D万能试验机进行拉伸测试,加载速率为1 mm/min。每种试样重复试验2次,并以测试结果的平均值表征其室温力学性能。冲击试验按照GB/T 229—2020进行,取样位置与拉伸试样一致。冲击试样尺寸为55 mm×10 mm×10 mm,开V型缺口;每组共2个试样,在SANS-ZBC2452-C冲击试验机上进行试验,试验机初始势能为480 J,试验温度为-20 ℃。共进行2组冲击试验,并取其平均值表征材料的冲击韧性。冲击断裂后,采用SEM对断口形貌进行观察。

对实验钢锻棒进行线切割,获得尺寸为10 mm×10 mm×10 mm的金相试样。金相观察用试样经400#、800#、1000#、1200#和1500#砂纸打磨、机械抛光,抛光后的试样采用4%硝酸酒精进行腐蚀。使用Zeiss LSM700型光学显微镜对试样的微观组织进行观察;采用TESCAN MIRA3型场发射扫描电镜观察热处理后试样的显微组织特征;通过电解抛光的方法获得电子背散射衍射(Electron back scatter direction, EBSD)分析试样,使用ZEISS Gemini SEM 460场发射扫描电镜进行EBSD表征测试。

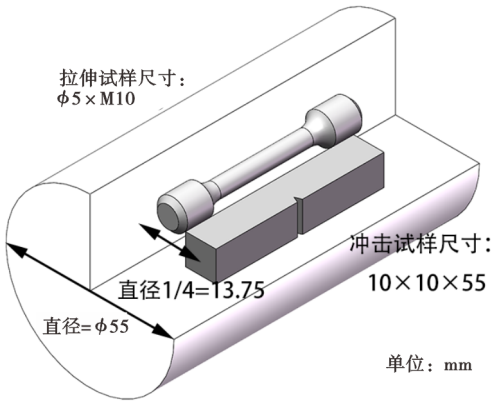


图1　取样位置示意图

Fig. 1　Schematic diagram of sampling locations

2　实验内容、结果与讨论

2.1　力学性能

FAS2225钢和QGF17钢力学性能见表2。从表2可知,QGF17钢在硬度、屈服强度和抗拉强度方面均显著优于FAS2225钢。其中,QGF17的硬度从FAS2225钢的318 HV提升至473 HV左右,屈服强度由710 MPa增长到973 MPa,抗拉强度更是从955 MPa提升至1 322 MPa,增幅超过35%。值得注意的是,尽管强度显著提高,QGF17钢仍保持了约13.5%的断后延伸率,仅较FAS2225钢略有下降,说明其仍具备良好的塑性。此外,QGF17在冲击吸收功方面获得大幅提升,冲击吸收功为29 J显著高于FAS2225钢的16 J,QGF17在低温下的韧性明显增强。

表2　实验钢力学性能

Table 2　The mechanical properties of experimental steel

钢种	硬度(HV)	$R_{p0.2}$/MPa	R_m/MPa	A /%	−20 ℃ K_{V2}/J
FAS2225	318±9.35	710±15.55	955±10.54	14±0.70	16±0.63
QGF17	473±9.99	973±1.41	1322±18.38	13.5±0.70	29±0.70

如图2(a)所示为两种钢的室温拉伸应力-应变曲线。QGF17钢在弹性阶段后的应力迅速升高,并在较高应变范围内保持平台状峰值,表现出显著的应变硬化能力和更高的峰值强度(~1 320 MPa)。相比之下,FAS2225钢的抗拉强度仅约950 MPa,且应变硬化能力明显不足,其应力峰值在较低应变处便开始下降。图2(b)给出了两种钢在拉伸过程中的加工硬化速率随真应变的演化。可以观察到,QGF17钢的初始加工硬化速率显著高于FAS2225钢,说明其在位错初始累积阶段具有更强的应力响应能力。随着变形进行,QGF17钢的加工硬化速率下降更为平缓,表明其能够在较长应变区间维持有效的加工硬化行为,从而避免早期局部颈缩。

2.2　显微组织

如图3所示为FAS2225与QGF17钢的显微组织。图3(a)为FAS2225钢金相组织,其主要由粒状贝氏体(Granular Bainite, GB)以及少量的板条贝氏体(Lath Bainite, LB)组成,SEM图像分析进一步确定其组织主要为GB和LB,如图3(b)所示。相较于FAS2225钢,QGF17钢的显微组织主要为LB以及少

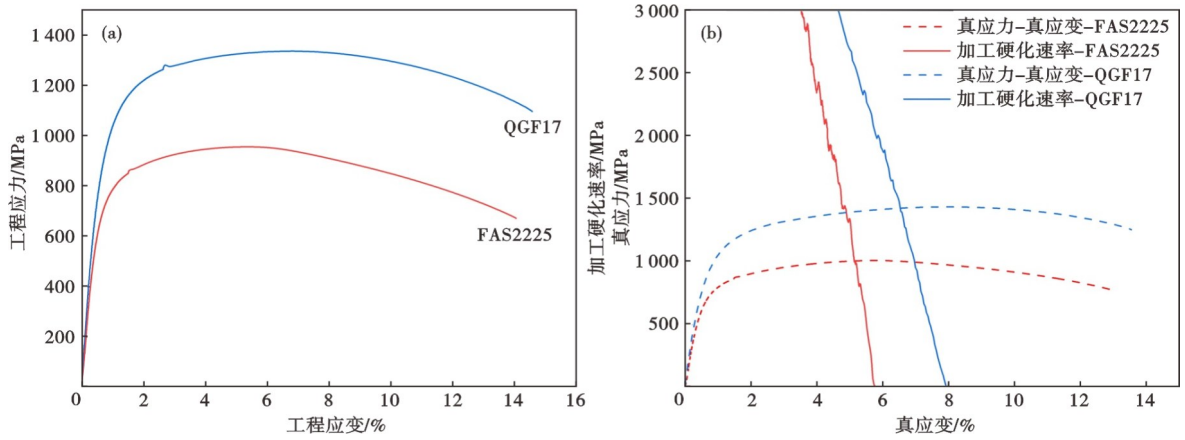


图2 实验钢的拉伸性能:(a)工程应力-应变曲线,(b)真应力-应变曲线和加工硬化速率曲线

Fig. 2 Tensile properties of the experimental steel: (a) Engineering stress-strain curves, (b) True stress-strain curves and work-hardening rate curves

量的GB,且由于Si的加入,板条组织明显细化,如图3(c)所示,Si的添加同时抑制了碳化物的析出,图3(d)更加清晰地展示了其显微组织特征,与图3(b)不同的是,QGF17中并没有明显地观察到碳化物的存在。

如图4所示为FAS2225钢与QGF17钢的EBSD分析结果,图4(a)为FAS2225钢的反极图(inverse pole figure, IPF)图,对晶粒进行统计分析,其平均晶粒尺寸为18 μm,相当于8.5级。晶界较为平直,晶内取向梯度较弱,这表明尽管锻造过程引入了一定塑性变形,但晶粒细化程度有限,变形过程中并未发生明显的动态再结晶。整体取向分布仍较为不均匀。相比之下,图4(d)所示的QGF17钢IPF图呈现显著细化且高度变形的晶粒结构,其平均晶粒尺寸降低至11 μm,相当于10.0级。晶粒明显拉长、破碎,并伴随强烈的晶内取向变化,表明其在锻造过程中发生了大量亚晶形成和晶格畸变。晶粒细化程度远高于FAS2225钢,说明Si的加入强化了塑性变形过程中的晶粒细化效应,促进了更加破碎化的组织结构形成。图4(b)和(e)分别为FAS2225钢和QGF17钢的晶界分布图,QGF17钢中大角晶界显著增多,且分布较为均匀。通过对比两种钢的几何必需位错分布图(Geometrically Necessary Dislocation, GND)可以发现,图4(c)中蓝绿色区域占比较大,其取向梯度相对较低、位错密度偏低的区域较为连续,说明其组织内部应变分布较为均匀,局部位错塞积较少。而图4(f)中黄红色区域的面积明显增加,分布更加弥散,这一现象表明QGF17钢中内部产生了广泛的位错累积与滑移不均匀性,尤其是在晶界和板条界面附近形成局部高位错密度区。定量分析表明,随着钢中Si的添加,平均位错密度由$3.22\times10^{14}m^{-2}$增加至$3.77\times10^{14}m^{-2}$,这也与组织类型的不同有着一定的关系,变形板条组织的增加导致更密集的取向梯度,从而提高GND密度,同时Si会提高固溶体抗滑移能力,使位错更易塞积而不易恢复。

如图5所示为FAS2225钢和QGF17钢的取向差角分布柱状图。QGF17钢的小角晶界(Low-Angel Grain Bourdary, LAGB)和大角晶界(High-Angel

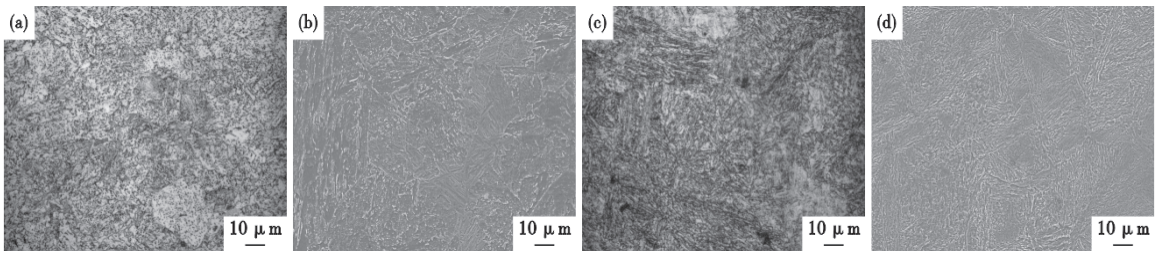


图3 实验钢显微组织形貌:FAS2225钢(a)金相显微组织,(b)SEM显微组织,QGF17钢,(c)金相显微组织,(d)SEM显微组织

Fig. 3 Microstructural morphologies of the experimental steels: the FAS2225 steel (a) optical microstructure, (b) SEM microstructure, the QGF17 steel, (c) optical microstructure, (d) SEM microstructure

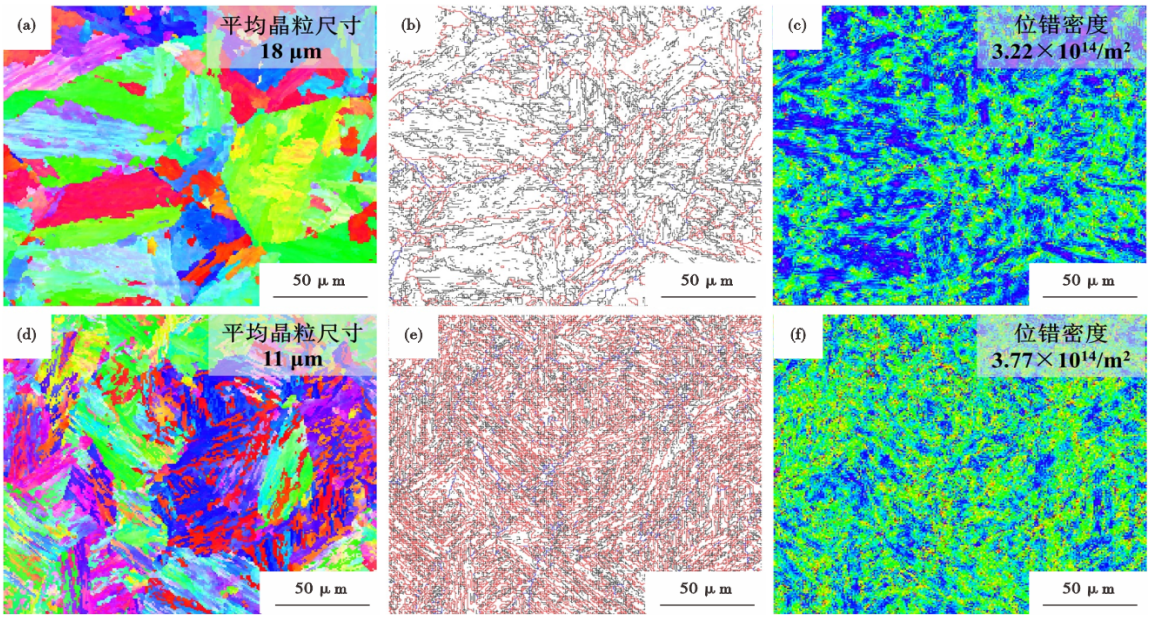


图4　实验钢EBSD分析结果:FAS2225钢(a)反极图,(b)晶界分布图,(c)GND分布图QGF17钢,(d)反极图,(e)晶界分布图,(f)GND分布图

Fig. 4　EBSD analysis results of the experimental steels: the FAS2225 steel (a) inverse pole figure (IPF) map, (b) grain boundary distribution map, and (c) GND density map; the QGF17 steel, (d) inverse pole figure (IPF) map, (e) grain boundary distribution map, and (f) GND density map

Grain Bourdary, HAGB)含量分别为37.9%与59.1%,有利于应变的分配与扩展,从而提高材料的延性;而FAS2225钢的LAGB比例高达68.5%,说明其组织主要由位错结构主导,晶界迁移受限。由此可知,Si的加入使得钢中HAGB分数显著增多,且大于42.5°的HAGB能够有效地阻碍裂纹扩展[16-18],从而提高材料的冲击韧性,进一步使得材料具有更佳的强韧性匹配。

2.3　断口形貌分析

如图6所示为FAS2225钢与QGF17钢的冲击试样断口形貌,图6(a)和(c)分别为两种钢的宏观断口形貌,FAS2225钢试样宏观形貌整体较为粗糙呈纤维状,而QGF17钢试样断口形貌整体相对平整,且在V型缺口附近能观察到明显的塑性变形带,如图6(c)中黄色区域所示,而FAS2225钢断口形貌并不存在这一特征。这与冲击性能测试结果相一致,在冲击载荷作用下,FAS2225钢试样在裂纹萌生阶段发生断裂,且吸收能量较低,而QGF17钢试样在裂纹萌生阶段,由于其组织中HAGB分数的增加,有效地阻碍了裂纹的扩展,从而形成了塑性变形带这一形貌特征,故QGF17钢试样具有更高的冲击韧性。图6(b)和(d)分别为两种钢的启裂区微观断口形貌,FAS2225钢试样启裂区可观察到显著的河流花样形貌,试样断裂形式为准解理脆性断裂,如图6(b)所示;而QGF17钢试样启裂区形貌与FAS2225钢完全不同,其断口形貌存在不同深度尺寸较大的韧窝,整体形貌为准解理小平面,小平面之间发生塑性变形以撕裂的方式相连接。断裂形式同样为准解理脆性断裂。

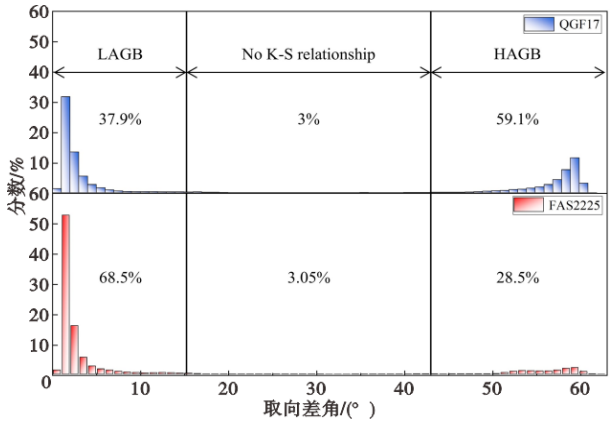


图5　实验钢取向差角统计分布图

Fig. 5　Misorientation angle distribution of the experimental steels

3　结论

1) QGF17钢的微观组织为贝氏体,通过成分设计优化,主要成分(质量分数)/%为0.19C,1.92Si,

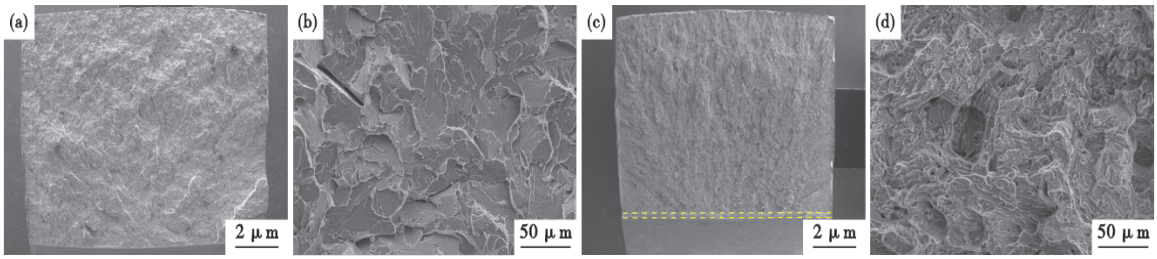


图 6 试验钢冲击试样宏观断口形貌图:FAS2225 钢(a)断口,(b)启裂区形貌,QGF17 钢(c)断口,(d)启裂区形貌

Fig. 6 Fracture surface morphology of impact specimens for the reference steel and the novel non-quenched and tempered steel: the FAS2225 steel, (a) macroscopic fracture morphology, (b) crack initiation region; the QGF17 steel, (c) macroscopic fracture morphology; (d) crack initiation region

2.90Mn,0.56Cr,0.012P,0.004S,钢中 Si 的添加优化了其贝氏体显微组织,塑性保持与 FAS2225 钢相当,其屈服强度和抗拉强度分别提升至 973、1 322 MPa,-20 ℃ V 型缺口冲击功提高至 29 J,具有优异的强塑性匹配,证实了合金成分设计和微观组织调控的准确性。

2) QGF17 钢的晶粒尺寸由于 Si 的优化添加达到 11 μm,晶粒度较 FAS2225 钢由 8.5 级提升至 10.0 级,且其中位错密度有较小幅度增加,微观组织内部存在的位错累积与滑移不均匀性,尤其是在晶界和板条界面附近形成局部高位错密度区。

3) QGF17 钢中 LB 和 HAGB 体积分数明显高于 FAS2225 钢,致使其冲击断口存在明显的塑性变形带和断口由准解理断裂面为主向准解理小平面发生转变的主要原因,是新型高强高韧低成本非调质钢具有优异强韧性匹配的主要原因。

参考文献

[1] 王占花, 惠卫军, 谢志奇, 等. 回火对钒钛微合金化 Mn-Cr 系贝氏体型非调质钢组织和性能的影响[J]. 金属学报, 2020, 56(11): 1441-1451.

[2] 郭 皓, 樊晨康, 孙旭兵, 等. 35MnVS 非调质钢针状铁素体形核原位观察[J]. 重型机械, 2023(4): 78-83.

[3] 王占花, 惠卫军, 张永健, 等. 控轧控冷中碳非调质钢的高周疲劳性能[J]. 钢铁, 2019, 54(3): 69-75.

[4] Zhang Y P, Li S Y, Zhang Z, et al. A review of heat treatment processes for bainitic steel[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2025, 37: 279-307.

[5] Caballero F G, Chao J, Cornide J, et al. Toughness of advanced high strength bainitic steels[J]. Materials Science Forum, 2010, 638-642: 118-123.

[6] Brunčko M, Kirbiš P, Anžel I, et al. Evaluation of the impact and fracture toughness of a nanostructured bainitic steel with low retained austenite content[J]. Materials, 2023, 16(5): 2003.

[7] 田紫维, 姚彦欣, 刘佳兴, 等. 冷却速度对微合金化中碳非调质钢组织和性能的影响[J]. 金属热处理, 2022, 47(7): 27-33.

[8] 王 旭, 周 蕾, 王 莹, 等. 控制轧制对 Mn-Cr 系贝氏体型非调质钢组织性能的影响[J]. 材料热处理学报, 2025, 46(4): 153-161.

[9] Xie H, Du L X, Hu J, et al. Microstructure and mechanical properties of a novel 1000 MPa grade TMCP low carbon microalloyed steel with combination of high strength and excellent toughness[J]. Materials Science and Engineering: A, 2014, 612: 123-130.

[10] Sun L, Han J, Liu Y. Effect of V, Nb and Ti microalloying on the toughness of non-quenched and tempered forged steels[J]. Materials Science and Engineering A, 2023, 882: 145413-.

[11] 计芳芳, 惠卫军, 吴勇生, 等. 碳含量对贝氏体型冷作强化非调质钢的组织和力学性能的影响[J]. 特殊钢, 2010, 31(4): 68-70.

[12] Klemm-Toole J, Benz J, Vieira I, et al. Strengthening mechanisms influenced by silicon content in high temperature tempered martensite and bainite[J]. Materials Science and Engineering: A, 2020, 786: 139419.

[13] Bhadeshia H K. High performance bainitic steels; proceedings of the Materials Science Forum, F, 2005[C]. Trans Tech Publ.

[14] Caballero F G, Allain S, Puerta-velásquez J D, et al. Exploring carbide-free bainitic structures for hot dip galvanizing products[J]. ISIJ International, 2013, 53(7): 1253-1259.

[15] 刘年富, 沈 伟, 田钱仁, 等. 汽车用非调质钢的发展现状及趋势[J]. 钢铁钒钛, 2024, 45(2): 115-124.

[16] Sung H K, Lee S, Shin S Y. Effects of start and finish cooling temperatures on microstructure and mechanical properties of low-carbon high-strength and low-yield ratio bainitic steels[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2014, 45(4): 2004-2013.

[17] Shin S Y, Hwang B, Lee S, et al. Correlation of microstructure and charpy impact properties in API X70 and X80 line-pipe steels[J]. Materials Science and Engineering: A, 2007, 458(1-2): 281-289.

[18] Y H S, Y S S, S L. Effect of cooling conditions on microstructures and mechanical properties in API X80 linepipe steels[J]. Journal of the Korean Institute of Metals and Materials, 2009, 47(9): 523-32.