DOI:10.16410/j.issn1000-8365.2026.6043

B2 相强化型面心立方合金研究进展

张佳雪[1,2,3,4],张孟浩[1,2,3,4],王维俊[5,6],叶心兰[1,2,3,4],陈文辉[1,2,3,4],支辉辉[1,2,3,4],王海丰[1,2]

(1. 西北工业大学 凝固技术全国重点实验室,陕西 西安 710072;2. 西北工业大学 先进润滑与密封材料研究中心,陕西 西安 710072;3. 西北工业大学重庆科创中心,重庆 401135;4. 西北工业大学深圳研究院,广东 深圳 518063;5. 中国科学院合肥物质科学研究院,安徽 合肥 230031;6. 合肥综合性国家科学中心能源研究院,安徽 合肥 230031)

摘　要:面心立方(face-centered cubic, FCC)结构合金凭借其优异的塑性和韧性,被广泛应用于航空航天、能源等重要领域。然而,在实际工程应用中,FCC 合金通常面临着高强度与延展性难以兼得的固有限制。近年来,B2 相的引入被认为是解决这一问题的重要途径。本文综述了 B2 相强化型 FCC 合金的研究进展,重点讨论了 B2 相的成分特征、晶体结构、形核机制及其对力学性能与腐蚀行为的影响规律。在此基础上,进一步归纳了不同形态与尺寸的 B2 相在强化机制中的作用差异,并分析了其对耐蚀性的影响及调控策略。最后,总结了当前研究中的关键问题,并对 B2 相调控 FCC 合金强塑性与耐蚀性能协同优化的发展进行了展望。

关键词:B2 相;微观结构;变形机制;力学性能;腐蚀行为

中图分类号:TG111.5　　**文献标识码**:A　　**文章编号**:1000-8365(2026)06-0608-15

Review Progress in B2 Strengthened Face-centered Cubic Alloys

ZHANG Jiaxue[1,2,3,4], ZHANG Menghao[1,2,3,4], WANG Weijun[5,6], YE Xinlan[1,2,3,4], CHEN Wenhui[1,2,3,4], ZHI Huihui[1,2,3,4], WANG Haifeng[1,2]

(1. State Key Laboratory of Solidification Processing, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China ; 2. Center of Advanced Lubrication and Seal Materials, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China; 3. Innovation Center NPU·Chongqing, Chongqing 401135, China; 4. Research & Development Institute of Northwestern Polytechnical University in Shenzhen, Shenzhen 518063, China; 5. Hefei Institutes of Physical Science, Chinese Academy of Sciences, Hefei 230031, China; 6. Institute of Energy, Hefei Comprehensive National Science Center, Hefei 230031, China)

Abstract: Face-centered cubic (FCC) alloys have been extensively used in aerospace, energy, and other engineering fields owing to their excellent plasticity and toughness. However, in practical applications, these alloys typically encounter an intrinsic strength-ductility trade-off. The introduction of the B2 phase has recently emerged as a promising approach to address this challenge. This paper reviews the research progress on B2 phase-strengthened FCC alloys, focusing on the compositional characteristics, crystal structure, nucleation mechanisms, and effects of the B2 phase on mechanical properties and corrosion behavior. On this basis, this paper emphasizes the differences in the role of B2 phase morphology and scale in strengthening mechanisms and analyses its impact on corrosion resistance and control strategies. Finally, the key issues in current research are summarized, and perspectives on the future development of synergistic optimization of strength, plasticity, and corrosion resistance in B2 phase-modulated FCC alloys are offered.

Key words: B2 phase; microstructure; deformation mechanisms; mechanical properties; corrosion behavior

收稿日期:2026-03-17

基金项目:国家自然科学基金(52574452, 52201141);西北工业大学凝固技术全国重点实验室开放课题(2025-TS-03);广东省基础与应用基础研究基金(2021A1515110692);新材料重大专项(2025ZD0619503);重庆市自然科学基金(cstc2021jcyj-msxmX1189);中央高校基本科研业务费专项资金(G2025KY05042);中国博士后科学基金面上项目(2021M702662)

作者简介:张佳雪,2004 年生,硕士生.研究方向为高强韧奥氏体不锈钢的开发.Email: 200402@mail.nwpu.edu.cn

通信作者:支辉辉,1990 年生,博士,副教授.研究方向为极端环境服役用特种合金开发.Email: zhh@nwpu.edu.cn

王维俊,1995 年生,博士,副研究员.研究方向为高强高韧低温钢开发.Email: weijun.wang@ipp.ac.cn

引用格式:张佳雪,张孟浩,王维俊,叶心兰,陈文辉,支辉辉,王海丰.B2 相强化型面心立方合金研究进展[J].铸造技术,2026,47(6):608-622.

ZHANG J X, ZHANG M H, WANG W J, YE X L, CHEN W H, ZHI H H, WANG H F. Review progress in B2 strengthened face-centered cubic alloys[J]. Foundry Technology, 2026, 47(6): 608-622.

中国知网　https://www.cnki.net

传统的面心立方(face-centered cubic, FCC)结构合金，如奥氏体钢与 FCC 基高熵合金，凭借其优异的延展性、韧性及加工硬化能力，在航空航天、能源化工及低温工程等领域占据不可替代的地位[1-8]。然而，FCC 结构滑移系多且易于启动的本征特性，导致此类单相合金的屈服强度普遍偏低。同时，细晶强化、位错强化等方法在提升强度时，往往造成塑性显著下降，难以克服强度–塑性的权衡关系，无法满足现代高端装备对高强塑积结构材料的苛刻要求。为了突破这一局限，引入第二相以构建多相异质结构已成为提升 FCC 基合金综合力学性能的核心策略。在众多强化相中，有序 B2 相(一种简单有序体心立方结构的金属间化合物)因其独特的结构与力学特性而备受瞩目，被视为实现强塑性协同提升的最有效途径之一。

B2 相凭借其高硬度、高模量的本征特性，可作为有效的承载相，显著提升合金强度。同时，B2 相与 FCC 基体之间通常存在显著的晶格失配，形成非共格或半共格界面。这种界面失配在基体中诱发高密度的几何必须位错(geometrically necessary dislocations, GNDs)和弹性应力场，不仅能有效阻碍位错的滑移与攀移，产生显著的沉淀强化效应，还能在变形过程中促进背应力强化，从而大幅提升合金的强度。此外，由背应力和正向应力之间的相互作用产生的异质变形诱导(heterogeneous deformation induced, HDI)强化，不仅能提高合金的屈服强度，还能显著增强加工硬化能力，从而提高材料延展性。通过上述多种机制的协同作用，B2 相成为实现 FCC 合金优异强塑性匹配的关键组元[8-10]。Kim 等[11]在热轧奥氏体钢中引入了弥散分布的 NiAl 型 B2 相，借助其对位错运动的强烈钉扎，在不牺牲塑性的前提下显著提升了材料强度。Liu 等[12]通过在奥氏体高熵合金中引入 B2 相构建双相结构，制备出抗拉强度达 1.7 GPa 且伸长率维持在 16.5%的合金，进一步验证了 B2 相在实现强塑性协同提升方面的巨大潜力。

鉴于 B2 相在高性能金属材料设计中的重要地位，本文旨在系统综述 FCC 合金中 B2 相的研究进展与前沿动态。主要聚焦于目前 B2 相研究较为集中的典型体系，包括 FeMnAlC(Ni)系奥氏体低密度钢、CoCrFeNiAl 系高熵合金、NiCoCrAl 系中熵合金等。在这些合金中，B2 相通常以 NiAl 型、FeAl 型或 CoAl 型有序金属间化合物形式出现，其析出行为及对力学性能和腐蚀行为的影响已得到较为系统的研究。基于此，本文重点阐述 B2 相的结构特征、成分设计原则及其在 FCC 基体中的形核机制，并结合微观变形机制，全面解析其对合金力学性能及腐蚀行为的影响机理。希望通过对近年来相关研究成果的梳理，为 B2 析出强化型 FCC 合金的组织设计与性能优化提供参考。

1　B2 相的基本特征

1.1　B2 相的晶体结构和成分特点

图 1 展示了 B2 相的微观结构特征、晶胞有序排布方式及其形成的热力学条件[13-15]。如图 1a 所示，通过高分辨率透射电子显微镜(high-resolution transmission electron microscopy, HR-TEM)可以观察到B2相的有序结构特征。图 1b 进一步表明，B2 相属于典型的 CsCl 型有序体心立方结构，空间群为 $Pm\text{-}3m$[16]，其晶体学核心特征表现为两种不同的原子分别占据立方晶格的顶角位置和体心位置，从而形成长程有序的超点阵结构。这种高度有序的原子排列赋予 B2 相独特的各向异性特征，使其在[100]、[010]和[001]方向均表现出优异的力学性能。通过 PanHEA 数据库计算得到的 $Al_xCoCrFeNi$ 高熵合金平衡相图可知

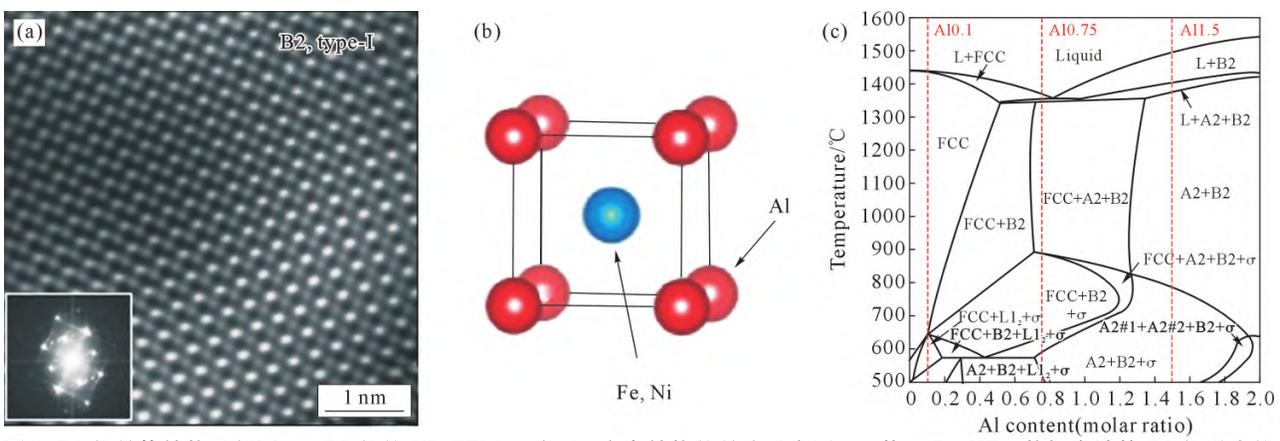

图 1　B2 相晶体结构及相图：(a) B2 相的 HR-TEM 照片；(b) 有序结构的晶胞示意图；(c) 使用 PanHEA 数据库计算 B2 相形成的平衡相图[13-15]

Fig.1　Crystal structure and phase diagram of the B2 phase: (a) HR-TEM micrograph of the B2 phase; (b) schematic diagram of the unit cell of the ordered structure; (c) equilibrium phase diagrams calculated using the PanHEA database[13-15]

中国知网　https://www.cnki.net

(图 1c)，B2 相的形成受到合金成分与温度的共同影响。随温度降低，Al 在 FCC 相中的溶解度急剧下降，逐渐形成各种金属间化合物，对于$Al_{0.1}CoCrFeNi$高熵合金在宽温度范围(645~1 434 ℃)内保持稳定的 FCC 相，随着 Al 含量的升高，$Al_{0.75}CoCrFeNi$ 高熵合金将会产生 B2 相。为后续分析 B2 相在 FCC 合金中的形成规律及强化作用提供了热力学依据。

在成分组成上，B2 相的析出主要受热力学驱动，即依赖于具有强负混合焓的元素配对，典型的组合包括 Al、Ti、Nb、Ta 与过渡族金属 Ni、Co、Fe 等。在早期的低密度高铝奥氏体钢研究中，FeAl 型 B2 相常被用作强化相，旨在实现优于钛合金的比强度，但是这种脆性金属间化合物会严重危害合金塑性。随着合金设计向多元化和复杂化发展，单一的FeAl 型 B2 相难以满足更高的性能需求。Kim 等[11,17-18]首次在 FeMnAlC 系奥氏体钢中引入 Ni元素，通过 Ni 元素进一步调控了 B2 相的形态，使得 B2 相在具有良好强化效果的同时不至于严重损害基体塑性。研究表明，由于 Ni 与 Al 之间存在更强的化学亲和力，Ni 倾向于优先与 Al 结合形成 NiAl 型 B2 相[19-21]。如图 2 所示，能谱分析 (energy-dispersive x-ray spectroscopy, EDS) 结果也直观印证了 NiAl 型 B2 相的元素富集特征[22]。在多主元合金体系中，B2 相在各种 FCC 合金中并不严格以 NiAl 形式存在。例如，在 AlCoNiV 体系中，Co 元素能替代 Ni 原子[23]，而在其他体系中，Cu 也被证实能置换 B2 晶格中的 Ni 原子[24]。所以目前 FCC 结构合金中 B2 相的元素组成可以概述为(Ni、Fe、Co、Cu)Al 型复合成分。在新的合金体系中也可能产生更多的元素替代现象，而这种多组分的 B2 相对合金力学性能、变形机制是否会产生不同的影响，还有待进一步研究。

1.2 B2 相与基体的取向关系

大多数 B2 相从 FCC 基体中析出，所以形成后必然会与基体存在一定的取向关系，而不同的合金体系中 B2 相与基体之间的取向关系并不唯一，存在多种取向关系，两相之间的晶体学差异导致了异质相界面的产生。在 B2 相析出强化型 FCC 合金中，两相界面通常遵循特定的晶体学取向关系，以实现界面能的最小化。报道最多的取向关系是Kurdjumov-Sachs (K-S) 关系，即 $(011)_{FCC}//(\bar{1}11)_{B2}$，$[1\bar{1}1]_{FCC}//[\bar{1}\bar{1}0]_{B2}$。Huang 等[25]通过 TEM 选区电子衍射(selected area electron diffraction, SAED)证实，在 $Co_{51}Cr_{25}Al_8Fe_8Ni_8$(原子分数，%)高熵合金中，析出的 B2 相与 FCC 基体严格遵循经典的 K-S 取向关系。但 B2 相与基体的取向关系并不只这一种。Choudhuri 等[26]的研究发现，经过冷轧与退火处理的 FCC 合金，其基体中由于形变孪晶及晶界等缺陷的存在，B2 相的析出呈现多重取向特征，分布于孪晶交叉处及晶界的 B2 相保持 K-S 关系(图 3a)，而受孪晶界限制平行于 $\{111\}_{FCC}$ 面析出的 B2 相遵循 $(011)_{FCC}//(001)_{B2}$，$[1\bar{1}1]_{FCC}//[\bar{1}\bar{1}0]_{B2}$ 的 Nishiyama-Wasserman(N-W)关系(图 3b)，平行于 $\{110\}_{FCC}$ 形成的 B2 相则遵循 $(001)_{FCC}//(011)_{B2}$，$[1\bar{1}1]_{FCC}//[\bar{1}\bar{1}0]_{B2}$ 的 Pitsch 关系(图 3c)。这一现象表明，B2 相与基体的取向关系受到合金内部晶

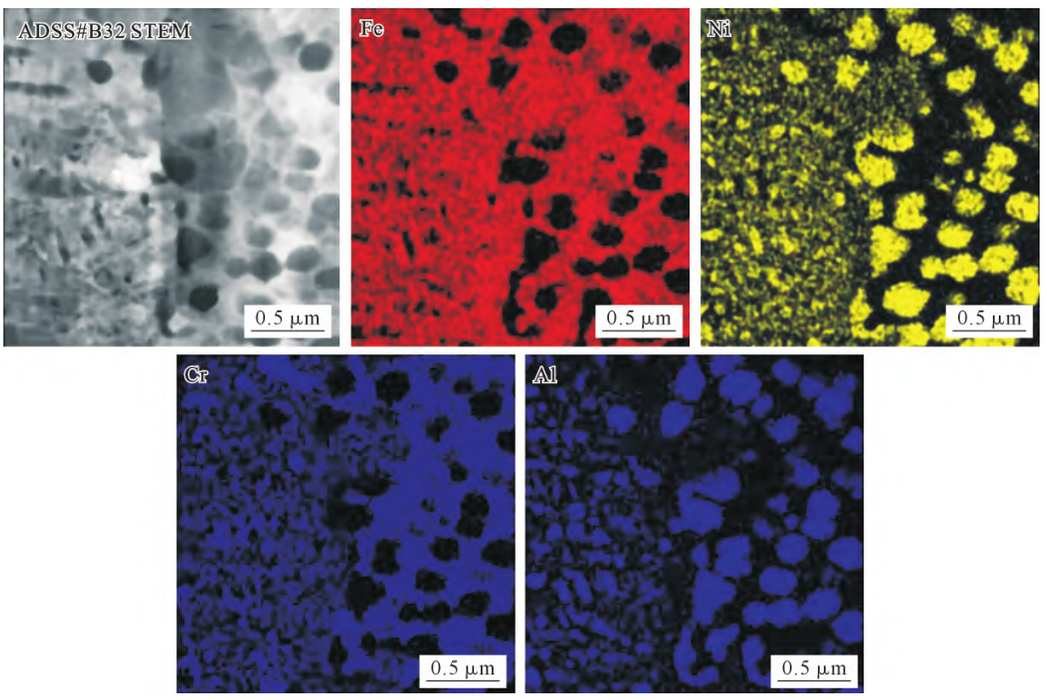

图 2 NiAl 型 B2 相的 EDS 分析结果[22]
Fig.2 EDS results of the NiAl-type B2 phase[22]

中国知网 https://www.cnki.net

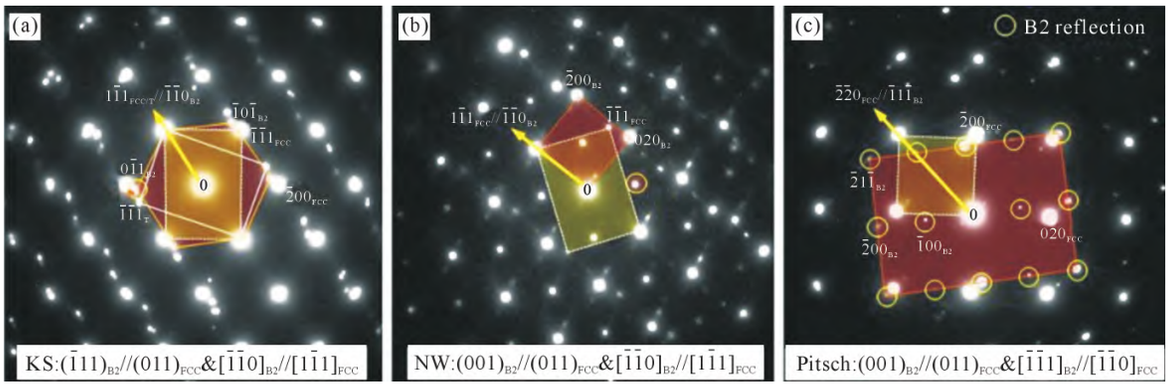

图 3　B2 相与基体之间的取向关系：(a) K-S；(b) N-W；(c) Pitsch[26]

Fig.3　Orientation relationships between the B2 phase and the matrix: (a) K-S; (b) N-W; (c) Pitsch[26]

界、孪晶等各种缺陷的影响，打破单一的择优取向，诱导了多样化取向关系的形成。

2　多形态 B2 相的形成

B2 相作为 FCC 合金中的重要强化相，其形成机制主要包括液相凝固和固态相变析出两种。当合金的奥氏体稳定性较差时，在高温凝固过程中会从液相中直接形成粗大的条带状 B2 相。相比之下，固态相变析出的 B2 相则在温度较低的条件下形成。在固态相变过程中，由于均匀形核的能垒较高，导致 B2 相难以在 FCC 基体内部自发形核，其析出行为表现出显著的异质形核特征。B2 相更倾向于在晶体缺陷处形成，这一过程包括变形引入缺陷与后续退火处理两个阶段。冷加工工艺可在合金内部产生高密度位错及多种界面亚结构，为 B2 相形核提供了驱动力与优先形核位点。退火处理则激活了原子扩散，完成相变动力学过程[27-28]。基于形核位置、驱动力及最终形貌的不同，目前主要将 B2 相的形成机制归纳为以下 4 类。

2.1　液相凝固形成带状 B2 相

在深过冷条件下，B2 相可作为初生相直接从液相中形成，其生长动力学由过冷度控制，表现为生长速度随过冷度增加而显著提高[29]。在较低或中等过冷度条件下，B2 相通常以枝晶形式沿择优晶向快速生长，从而形成粗大的条带状或枝晶组织[30]。在 $Al_{16}Cr_{20}Fe_{10}Co_{30}Ni_{24}$ 铸态高熵合金中，粗大的 B2 相与 FCC 基体构成了典型的双相组织，如图 4a 所示，图 4b 作为其高倍放大图像，进一步揭示了带状 B2 相的微观形貌[31]。

2.2　奥氏体晶界辅助多边形 B2 相形核

与液相凝固不同，固态相变析出的 B2 相在形核位置、驱动力及最终形貌上表现出更为多样的特征。经过再结晶退火或长期时效处理后，由于变形的不均匀性，退火过程中 B2 相会在不同位置处形成。局部区域如果优先发生再结晶，B2 相则会在再结晶的奥氏体晶界处形成，限制晶粒生长；而在粗大的未再结晶晶粒中，B2 相更倾向于在变形带位置形核，抑制进一步再结晶。再结晶晶界处由于能量较高，B2 相常以不规则多边形形貌存在。这一形成机制主要发生在较低过冷度条件下，此时高角度奥氏体晶界因其较高的界面能而成为活跃的形核位点[17, 27, 32-34]。晶界作为快速扩散通道，首先促进了溶质原子的富集；随后，非共格界面的快速迁移促使 B2 相沿晶界迅速扩展并粗化。为降低界面能，其最终演变为微米级的多边形颗粒[35-37]。如图 5 所示，在FCC 高熵合金及 FeMnAlC 系奥氏体钢的再结晶退火组

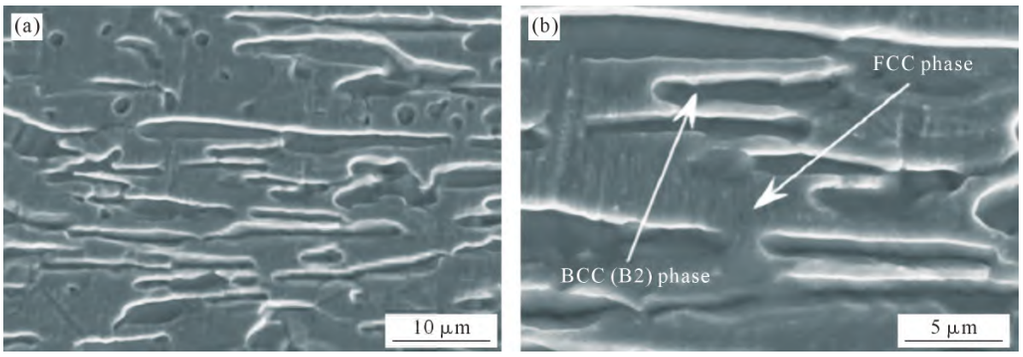

图 4　奥氏体相中粗大条带状 B2 相的形成及形貌演化：(a) 二次电子图像显示的两相结构；(b) (a)的高倍放大图像[31]

Fig.4　Formation and morphological evolution of the coarse band-like B2 phase in the austenite phase: (a) secondary electron image showing the two-phase structure; (b) high-magnification image of (a)[31]

中国知网　https://www.cnki.net

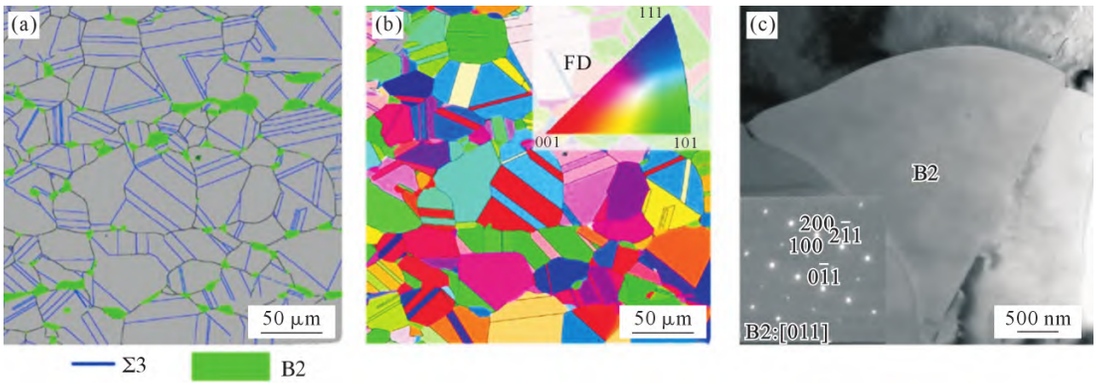

图 5 再结晶奥氏体形成的多边形 B2 相:(a) 电子背散射衍射(electron backscatter diffraction, EBSD)相图,黑线代表大角度晶界($\theta \geq 15°$);(b) 反极图,FD 代表锻造方向;(c) B2 相的 TEM 明场像及对应 SADP[38]

Fig.5 Polygonal B2 phase formed in recrystallized austenite: (a) EBSD phase map, where black lines represent the high-angle grain boundary ($\theta \geq 15°$); (b) EBSD inverse pole figure map, where FD denotes the forging direction; (c) TEM bright-field image and corresponding selected area electron diffraction pattern (SADP) of the B2 phase[38]

织中,均观察到了此类沿晶界分布的多边形 B2 相[38]。

2.3 变形带辅助颗粒状 B2 相形核

晶界形核的 B2 相尺寸通常较大,对塑性有不利影响。为克服这一局限,研究者开始关注晶内缺陷辅助的亚微米级 B2 相形核机制。在经轧制或锻造等强塑性变形的合金中,变形带、剪切带及晶内退火孪晶界等区域储存了极高的应变能与位错密度,为细小弥散的 B2 相提供了大量晶内形核位点[13, 39]。若在较低温度或短时间内进行退火,B2 相将优先在未再结晶区域的高密度位错处形核[17, 38, 40]。此形核过程的本质在于位错核周围的弹性应力场显著降低了溶质原子迁移的激活能,促进了元素的扩散与偏聚[41]。Dasari 等[13]指出,这种机制促使细长的 B2 相颗粒沿{111}滑移面呈弥散分布(图 6a)。相较于晶界辅助形核,变形带辅助形核所生成的 B2 相尺寸更为细小(图 6b),并且均匀分布在部分再结晶晶粒内部,对于钉扎位错、抑制再结晶及提升合金强度具有关键作用[17]。

2.4 κ–碳化物辅助纳米针状 B2 相形核

传统固态析出的 B2 相往往依赖于晶界和位错等缺陷形成,近期有学者提出了一种利用第二相辅助形核的新策略,即引入纳米 κ–碳化物,在晶内诱导纳米级 B2 相异质形核[42]。该过程的相变序列遵循:固溶体(Ss)→κ–碳化物→B2 相[43]。κ–碳化物的优先析出,会导致 Fe、Mn、Al、C 元素的富集,Ni 元素则会被排斥至相界面附近的奥氏体基体中,从而在界面区域形成局部 Ni 元素富集[18, 44-45]。这种成分变化显著降低了 B2 相的形核势垒,进而诱导纳米针状 B2 相在 κ–碳化物界面处异质形核,从而构建“κ–碳化物 -B2 相”复合强化结构(图 7)[18]。这种第二相辅助纳米针状 B2 相的形核机制为设计超细晶、高密度的 B2 相强化结构提供了全新的思路。与前面 3 种尺寸较大的 B2 相比,高密度的纳米级 B2 相能产生显著的析出强化效果,使合金具有更优异的力学性能。

综上,液相凝固形成的粗大 B2 相形成受合金

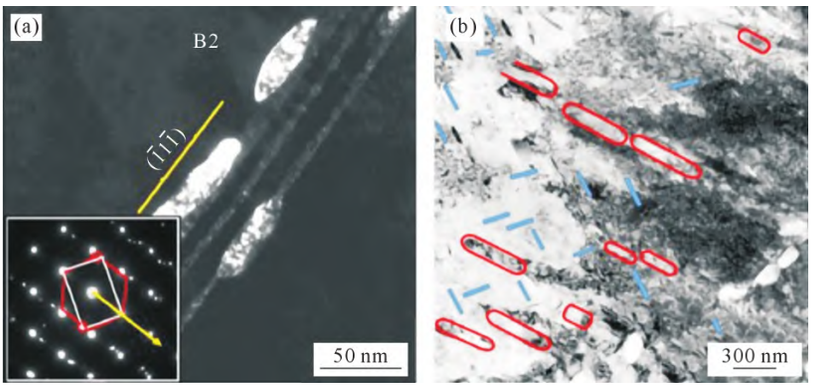

图 6 奥氏体晶粒内部变形带/剪切带辅助形核的 B2 相颗粒:(a) TEM 暗场显示 B2 沿孪晶界析出,插图中的衍射图样显示 FCC 孪晶(白线)和 B2 相(红线);(b) 沿剪切/变形带形成的 B2 相(红线)以及位于剪切/变形带之间的 B2 相(蓝线)[13, 17]

Fig.6 B2 phase particles nucleated via deformation bands/shear bands within austenite grains: (a) TEM dark-field image showing B2 precipitation along twin boundaries; the inset diffraction pattern indicates FCC twins (white lines) and the B2 phase (red lines); (b) B2 phase formed along shear/deformation bands (red lines) and B2 phase located between these bands (blue lines)[13, 17]

中国知网 https://www.cnki.net

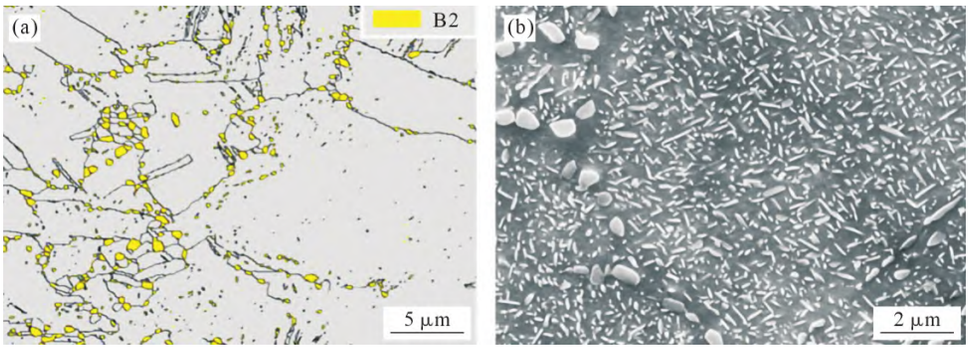

图 7 奥氏体晶粒内部 κ–碳化物辅助形核的纳米针状 B2 相：(a) 退火态试样的 EBSD 相图；(b) 退火态试样的 SEM 像(B2 相以明亮颗粒形式存在)[18]

Fig.7 Nanoneedle-like B2 phase nucleated via intragranular κ-carbides: (a) EBSD phase map of the annealed sample; (b) SEM image of the annealed sample (B2 phase appears as bright particles)[18]

组分和冷却条件影响；固态相变析出的 B2 相通过异质形核在晶界、变形带、第二相界面等缺陷处形成，其表现出从微米级到亚微米级再到纳米级的尺寸演变。这表明可通过优化热处理条件和引入不同缺陷，对 B2 相尺寸、形态和分布进行精准调控，从而实现高性能 FCC 合金设计。

3 B2 相对 FCC 合金力学性能的影响机制

B2 相的形态、尺寸和成分对 FCC 合金的力学性能具有重要调控作用。因此，明确不同特征的 B2 相与位错和形变孪晶的不同相互作用，有助于理解其对 FCC 合金力学性能的影响机制。

3.1 带状 B2 相和多边形 B2 相

3.1.1 B2 相对强度的影响

连续或半连续条带状 B2 相往往沿晶界分布，因其与 FCC 基体之间的弹性模量差异及晶格错配，在外部载荷作用下会产生不均匀变形。软质的 FCC 基体率先塑性变形，硬质 B2 相对基体变形施加约束，这种约束迫使界面处产生 GNDs 塞积，用以协调变形，从而诱发强烈的背应力场，产生 HDI 强化，显著提升合金的屈服强度[46-50]。例如，在 $Fe_8Al_{17}V_6$(原子分数，%) 合金中，HDI 应力对屈服强度的贡献率超过 55%，如图 8a 和 b 所示，在带状 B2 相与基体界面处可以观察到明显的位错堆积，甚至在界面处诱发了交错的堆垛层错网络，充分证明了带状 B2 相的强

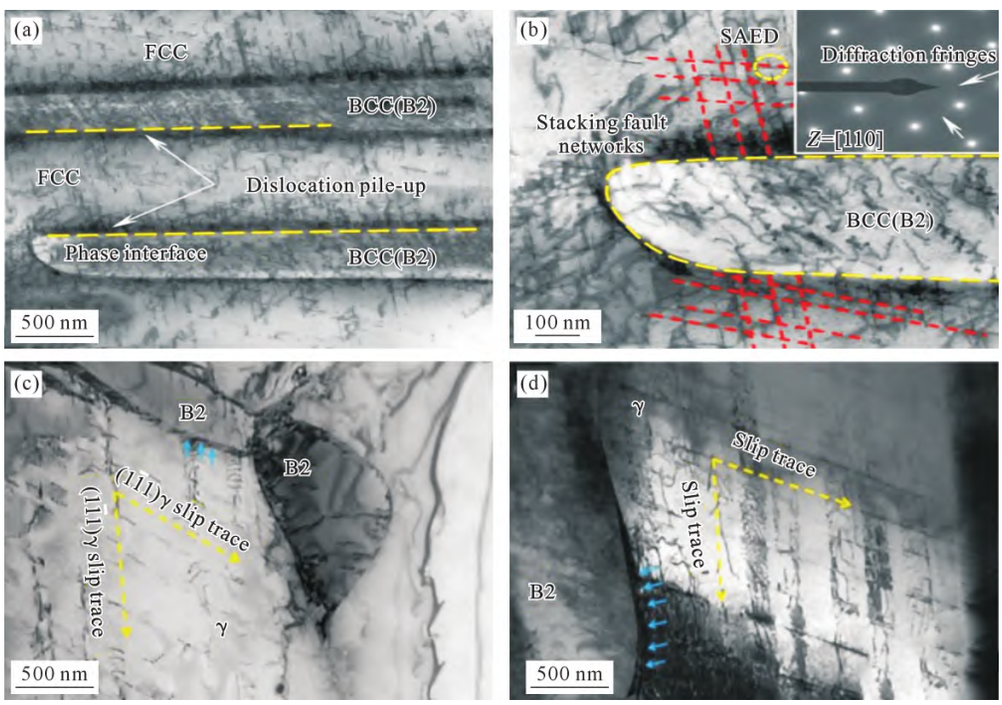

图 8 不同形态 B2 相 /FCC 基体界面处的位错堆积：(a) 带状 B2 与 FCC 基体界面处位错堆积的 TEM 明场像；(b) 终止于带状 B2 界面的交错堆垛层错网络，插图中的 SADP 证实了堆垛层错的存在；(c, d) 分别在应变为 2%和 7%时，在奥氏体基体中多边形 B2 相界面处观察到的位错堆积[31, 36]

Fig.8 Dislocation accumulation at B2/FCC interfaces with different morphologies: (a) TEM bright-field image of dislocation pile-ups at the interface between band-like B2 and the FCC matrix; (b) interlaced stacking fault networks terminating at the band-like B2 interface, with stacking faults confirmed by the inset SADP; (c, d) dislocation pile-ups observed at the interface of polygonal B2 particles within the austenite matrix under strains of 2% and 7%, respectively[31, 36]

中国知网　https://www.cnki.net

HDI 强化效应[31]。此外，图 8c 和 d 表明，位于再结晶晶界处的多边形 B2 相同样遵循相同机制，其与基体的变形能力失配会导致界面处应力集中。通过对不同应变阶段的观察发现，随变形量增加(由 2%增至 7%)，多边形 B2 相界面处均观察到位错堆积，不仅直接阻碍位错滑移与晶界迁移，还通过促进位错增殖与背应力的累积，协同提升了材料的流变应力[36]。

3.1.2 B2 相对塑性的影响

传统 NiAl 型 B2 相由于高化学有序能及高反相畴界(antiphase boundary, APB)能，通常表现出本征脆性，易在变形早期萌生裂纹。然而，通过多元合金化设计(如 FeNiCoAlTa 体系)可显著降低其有序能，诱导基体位错穿越非共格界面，进入 B2 相内部，并在其中发生滑移与增殖，而非引发裂纹，有效弛豫界面应力，从源头上抑制微裂纹的形核[51]。即使 B2 相内部或界面萌生微裂纹，其扩展至 FCC/B2 相界面时会被有效钝化，难以继续扩展为主裂纹[52]。特别是在 77 K 低温环境下，基体强韧性的同步提升显著增强了其对 B2 相微裂纹的钝化能力，赋予材料优异的损伤容限。

此外，硬质 B2 相与 FCC 基体之间的变形不协调会在相界附近诱发局部应力集中，从而使局部区域更容易优先达到堆垛层错和形变孪晶形核所需的临界分切应力条件，促进中低层错能 FCC 基体中孪生诱导塑性(twinning-induced plasticity, TWIP)机制的广泛激活。图 9a 和 b 的透射电镜观察表明，低温变形过程中，B2 相附近的纳米孪晶间距在 20~200 nm 之间，而室温下孪晶间距可达 50~400 nm[53]。高密度的纳米孪晶通过持续分割奥氏体晶粒引发“动态霍尔–佩奇效应”，即有效晶粒尺寸在变形中不断细化，从而在提升强度的同时，维持甚至增强了材料的加工硬化能力与塑性。这种变形过程中，微观组织的动态细化是合金在屈服强度达到 1.1 GPa 乃至更高水平时，仍能在低温和室温下分别保持 38%和 34%高伸长率的核心原因。

3.2 晶内 B2 相颗粒和纳米针状 B2 相

3.2.1 B2 相对强度的影响

弥散分布于 FCC 晶内的细小 B2 相颗粒通常表现为不可剪切的硬质第二相。由于 FCC 基体与 B2 相之间的应变不相容性，在塑性变形初期，位错、孪晶等缺陷难以穿过这些硬质相，主要通过奥罗万(Orowan)绕过机制实现强化[13, 36-37, 43, 54-55]，其原理如图 10a 所示[11]。在该机制中，塑性变形首先在 FCC 基体中发生，位错亚结构的倍增和重排导致位错密度大

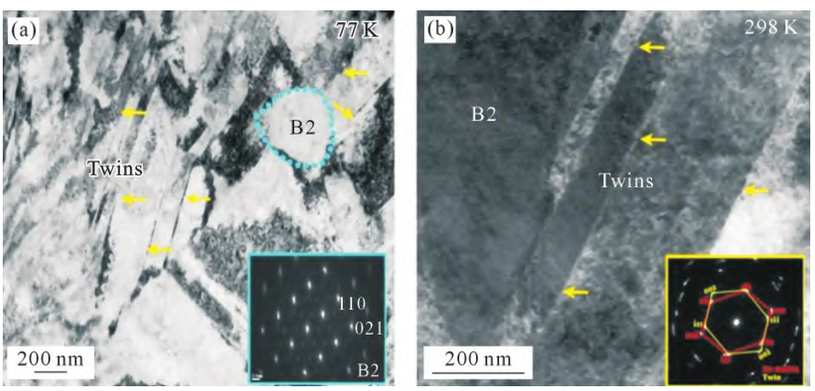

图 9 B2 相促进 FCC 基体中的纳米孪晶形核：(a) 77 K 变形后，在 B2 相附近观察到了孪晶；(b) 298 K 拉伸变形样品在 B2 相附近也显示出纳米层状孪晶[53]

Fig.9 B2 phase-promoted nucleation of nanotwins in the FCC matrix: (a) twins observed in the vicinity of the B2 phase after 77 K deformation; (b) the 298 K tensile deformed sample also shows nanolamellar twins close to the B2 phase[53]

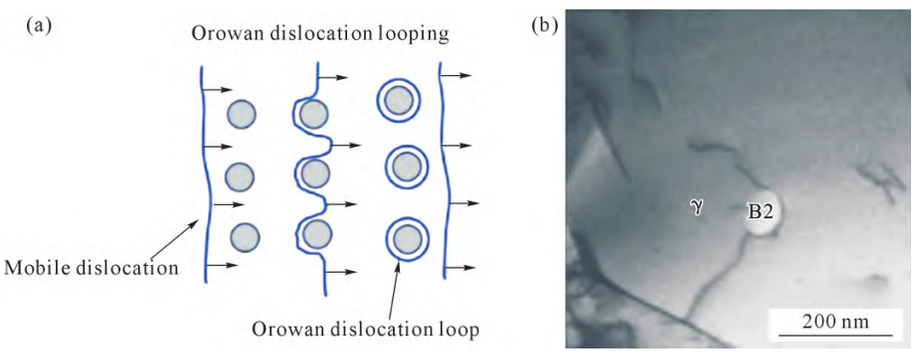

图 10 Orowan 绕过机制：(a) 位错切过和 Orowan 绕过机制示意图；(b) 位错在 B2 相/奥氏体界面处弯曲[11,56]

Fig.10 Orowan bypassing mechanism: (a) schematic illustration of dislocation shearing and Orowan bypassing mechanisms; (b) dislocation bowing at the B2 phase/austenite interface[11,56]

中国知网 https://www.cnki.net

幅增加，运动位错在遇到不可穿透的 B2 相颗粒时发生弯曲和弓出现象(图 10b)[56]。随着位错密度的累积，在颗粒周围形成闭合的 Orowan 位错环，原始位错线则继续向前运动。这些 Orowan 位错环在 B2 相周围产生反向应力场，阻碍后续位错运动，从而提供显著的加工硬化与析出强化贡献。

B2 相与 FCC 基体之间的高晶格错配度进一步增强了 Orowan 强化效果。在 FeNiCrAlMn 系合金中，TEM 明场像清晰地展示了 FCC 基体中 B2 相的形貌(图 11a)。进一步表征发现，该合金中 B2 相与FCC 基体的界面错配度约为 3.19%(图 11b)，显著高于其在 BCC 基体中的 0.19%。该合金中 B2 相主导的 Orowan 强化与高密度位错强化共同作用，使其屈服强度达到 1 356 MPa(图 11c)[57]。

B2 相通过 Orowan 机制阻碍位错运动产生强化应力，其强度通过下式计算[58]：

$$\Delta\sigma_{\text{Orowan}}=M\frac{0.4Gb}{\pi(1-\upsilon)^{1/2}}\frac{\text{Ln}\left(\frac{2\bar{r}}{b}\right)}{\lambda} \tag{1}$$

式中，M 为平均取向因子，FCC 基合金取向因子一般为 3.06[59]；柏氏矢量 $b=\frac{1}{2}<110>$；G 为剪切模量；υ 为泊松比；$\bar{r}$ 为随机平面中球状析出相圆形截面的平均半径，$\bar{r}=\sqrt{\frac{2}{3}}r$，其中 r 为析出相的平均半径；λ 为析出相之间的平均间距。

由于析出相之间的平均间距对于一些分布不均匀的析出相统计起来存在一定困难，于是为了更准确地计算析出相提供的强度贡献，可通过析出相体积分数来间接计算，与体积分数之间的关系如下[60]：

$$\lambda=2\bar{r}\left(\sqrt{\frac{\pi}{4f}}-1\right) \tag{2}$$

式中，f 为析出物的体积分数。

3.2.2　B2 相对塑性的影响

近期研究突破了 B2 相通常为不可剪切颗粒的传统认知，发现在特定高应力条件下，位错可直接切过 B2 相，从而实现强塑性的协同提升。Wang 等[61]通过在基体中引入高密度的局部化学有序区，并结合多主元固溶强化，将基体的位错滑移摩擦应力提升至 1 GPa 以上。在此高应力驱动下，位错得以切过尺寸达 195 nm 的 B2 颗粒，如图 12 所示。切过过程表现为：全位错在基体中沿{111}面滑移，传播至 B2 相中沿$\{011\}_{B2}$面继续滑移，形成界面台阶并逐步切穿颗粒。这种切过模式避免了 Orowan 位错环引起的界面应力集中与开裂，同时释放了局部应力，协同促进了基体的孪生变形，从而实现了强度与均匀伸长率的同步提升。

3.3　不同成分的 B2 相对力学性能的影响

B2 相自身的化学成分同样显著影响合金的强化效果与塑性响应。B2 型金属间化合物具有 CsCl型立方有序结构，FeAl、NiAl、CoAl 是常见的组分形式。这种多组分的 B2 相成分差异直接影响晶格排布、位错运动特性与键合方式，从而对合金的力学性能产生不同影响。FeAl 型 B2 相最早被用于FeMnAlC 轻质钢的强度提升，相较于传统晶界析出强化低密度钢，B2 相的引入使得屈服强度和抗拉强度分别由 768 和 1 100 MPa 提高至 954 和 1 337 MPa[36]，这种脆性金属间化合物 B2 相，虽然会提供高的强化效果，但严重损害了材料的塑性。为充分发挥 B2相的优势，Kim 等[11]在轻质钢中添加了 Ni 元素。NiAl 型B2相的形成，既发挥了 B2 相的强化作用又缓解其脆性危害，最终实现了超 1 GPa 的屈服强度兼 148 MPa·g^{-1}·cm^3 的比屈服强度。当 Co 替代 Ni 原子

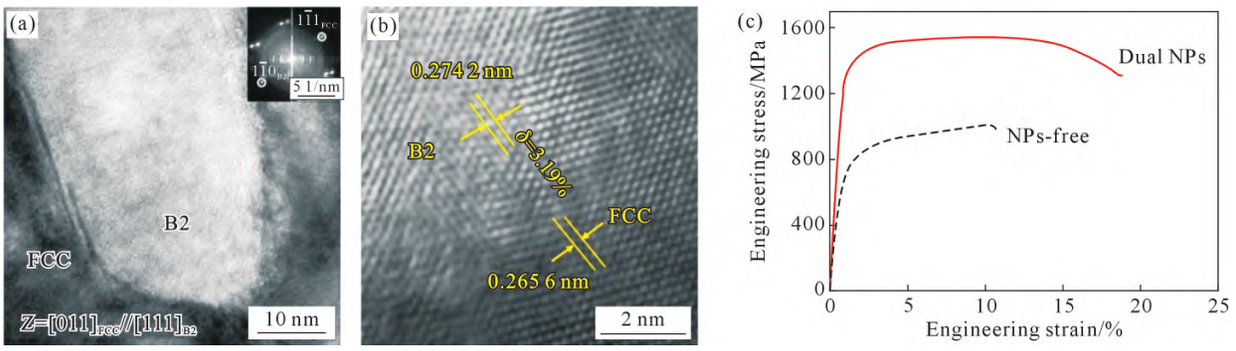

图 11　B2 相 /FCC 基体高界面失配度增强 Orowan 强化：(a) TEM 明场像显示了 FCC 中 B2 相的形貌，插图为 FCC 基体与 B2 相之间的 K-S 取向关系；(b) HR-TEM 图像显示 FCC 基体与 B2 相之间的界面结构，晶格失配度约为 3.19%；(c) 工程应力–应变曲线表明，含双 B2 纳米析出相的样品较完全再结晶且无纳米析出相样品具有更高强度[57]

Fig.11　Enhanced Orowan strengthening due to high interfacial mismatch between the B2 phase and FCC matrix: (a) bright-field TEM image showing B2 phase morphology in FCC and the K-S orientation relationship between FCC and B2 phase from inset; (b) HR-TEM image showing the interface structure between FCC matrix and B2 phase with misfit of 3.19%; (c) engineering stress-strain curves indicating that the sample containing dual B2 nanoprecipitates exhibits higher strength compared to the fully recrystallized sample without nanoprecipitates[57]

中国知网　https://www.cnki.net

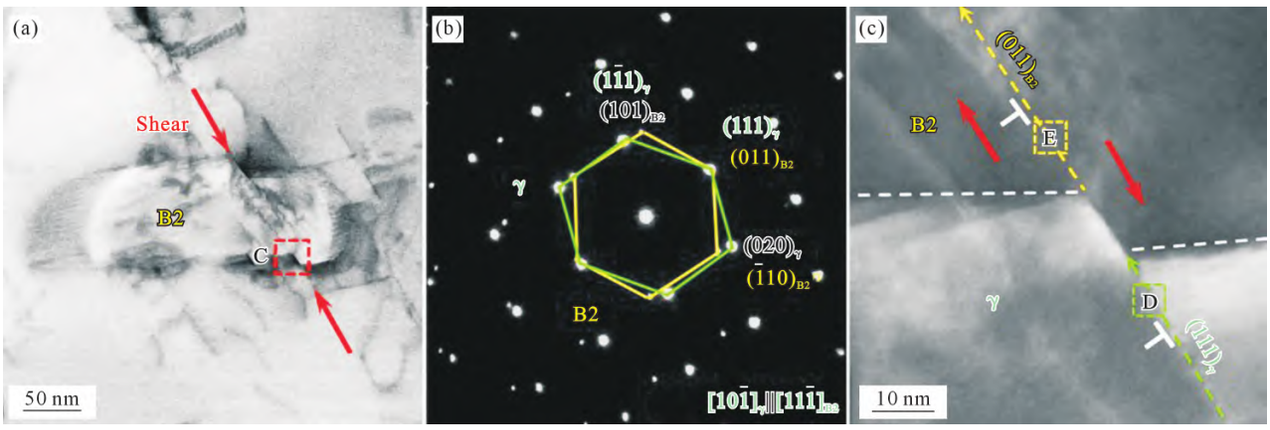

图 12 B2 相在特定条件下发生位错切过现象:(a) 低角环形暗场扫描透射电子显微镜图像显示在 10%应变下位错切过的 B2 相;(b) 沿$[10\bar{1}]_{\gamma}$晶带轴的 B2 相和奥氏体基体的叠加 SAED 图;(c) 奥氏体基体与 B2 相界面的高角环形暗场扫描透射电子显微镜图像[61]

Fig.12 Dislocation shearing of the B2 phase under specific conditions: (a) low-angle annular dark-field scanning transmission electron microscopy image showing B2 phase sheared by dislocations at 10% strain; (b) superimposed SAED pattern of the B2 phase and austenitic matrix along the $[10\bar{1}]_{\gamma}$ zone axis; (c) high-angle annular dark-field scanning transmission electron microscopy image of the interface between the austenite matrix and the B2 phase[61]

时,B2 相的稳定性和耐高温性能得到了进一步优化。CoAl 型 B2 相通常在高温条件下表现出优异的抗蠕变能力,使其在高温合金中展现出重要应用潜力。例如,含 CoAl 型 B2 相的 $Co_{70}Al_{20}C_{10}$ 合金在 1 273 K 下的高温强度达 340 MPa,远超 FeAl 或 NiAl 型强化合金[23]。综上所述,通过精确调控 B2 相的化学成分,能够优化其位错阻碍机制与断裂行为,从而实现 FCC 合金力学性能的定制化设计。

综上,带状及多边形 B2 相具备一定的可变形性,但其与软的 FCC 基体之间变形不协调,在相界面附近的 FCC 基体内诱导 GNDs 累积并产生 HDI 强化,且两相界面处的应力集中可进一步激活 FCC 基体中的 TWIP 效应;晶内颗粒/针状 B2 相则通常以不可剪切特征通过 Orowan 机制主导强化,但在高应力条件下也可被位错切过;此外,优化 B2 相成分能够降低其本征脆性与调节位错运动特性,进而调控 FCC 合金的强度–塑性匹配。

4 B2 相对 FCC 合金腐蚀行为的影响机制

B2 相在提升 FCC 合金力学性能的同时,对其腐蚀性能的影响也不容忽视。尽管 B2 相的引入能显著强化基体,但其独特的成分与结构往往成为腐蚀发生的敏感源。深入理解 B2 相对腐蚀行为的影响机制,对于开发兼具高强韧与耐蚀性的合金具有重要意义。

4.1 B2 相对耐蚀性能的不利影响

B2 相与 FCC 基体之间显著的成分差异是导致耐蚀性下降的根本原因。B2 相通常富集 Ni、Al 元素而贫化 Cr 元素,这种元素分配引发了两方面的负面效应。一方面,Cr 元素的贫化阻碍了 B2 相表面形成连续致密的 Cr_2O_3 保护膜,如图 13a 对钝化膜成分的分析所示[62]。随着合金成分演变,钝化膜中不同价态元素的相对组成发生改变,富 Al 的 B2 相倾向于生成以 Al_2O_d 为主的氧化物膜。与致密的 Cr_2O_3 相比,Al_2O_3 膜层结构较为疏松多孔,在含 Cl^- 等侵蚀性介质中稳定性较差,极易发生局部击穿,导致相界处成为钝化膜的薄弱环节与点蚀形核的优先位点[63-64]。另一方面,两相间的成分差异建立了明显的伏特电位差,驱动微电偶腐蚀的发生[65]。通过对合金表面形貌及接触电位差的表征(图 13b)可以清晰观察到[66],细片层区域存在明显的伏特电位差,这种电位差是微电偶腐蚀的驱动力。通常 B2 相作为阴极,FCC 基体作为阳极,加速了基体的局部阳极溶解,这一微电偶腐蚀演化过程如图 13c 所示[66]。研究表明,随着 B2 相体积分数的增加,钝化膜中 Al_2O_3 比例上升,缺陷密度增大,导致腐蚀电流密度升高,击穿电位下降,显著削弱了材料的整体耐蚀性[67-68]。因此,降低 B2 相对 FCC 合金耐蚀性的负面影响,成为设计与制备高性能合金的关键任务。

4.2 调控 B2 相的尺寸与成分抑制腐蚀

合金元素、晶体结构及相界面特征是影响合金整体耐蚀性的关键因素[69]。针对 B2 相与 FCC 基体之间成分差异引发的腐蚀问题,利用热处理手段调控 B2 相的尺寸与成分,被证明是提升合金耐蚀性的有力手段。其核心机制在于促进元素扩散来减小两相间的伏特电位差[70]。在 FeMnAlCNi 低密度钢中,扫描开尔文探针力显微镜测试揭示了奥氏体基体的伏特电位低于 B2 相,表明奥氏体作为阳极相可能会优先溶解,如图 14 所示[71]。在 2 min 退火处

中国知网 https://www.cnki.net

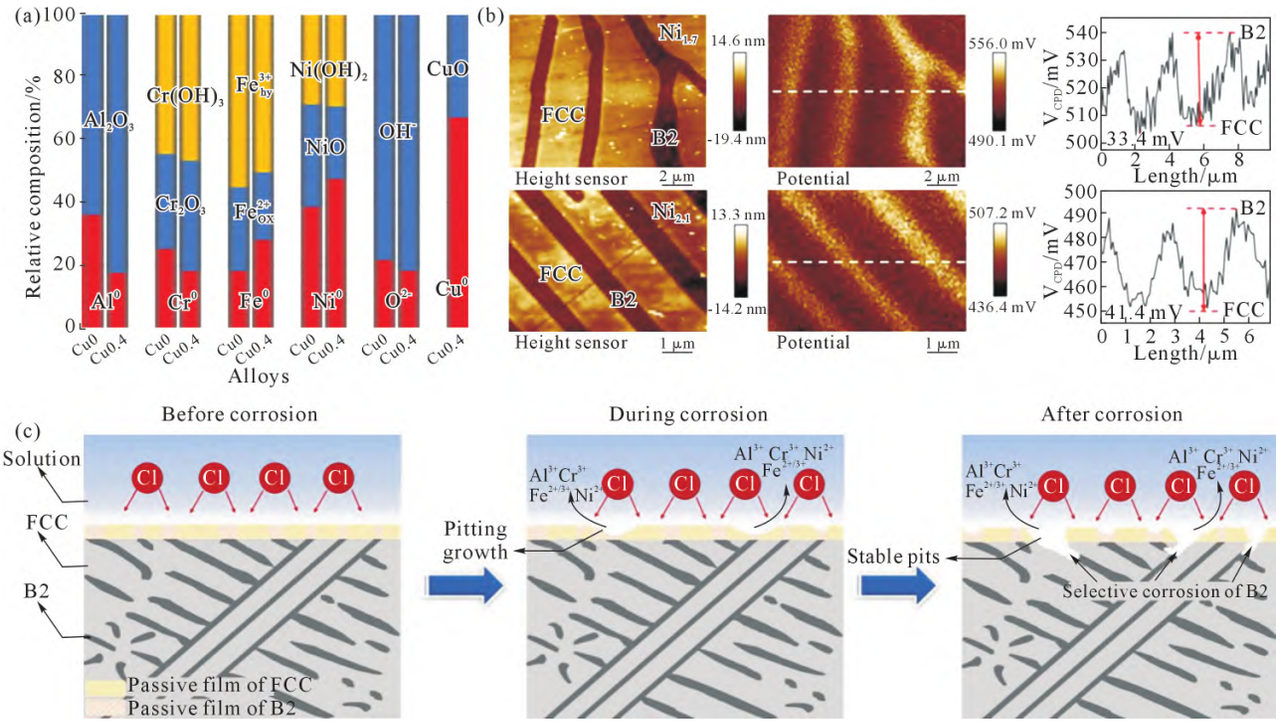

图 13　B2 相的微电偶腐蚀:(a) 在 Cu0 和 Cu0.4 合金上形成的钝化膜中,不同价态元素的相对组成;(b) $Ni_{1.7}$ 与 $Ni_{2.1}$ 合金的二维表面形貌图、细片层区域的接触电位差分布图,以及接触电位差分布的线剖面图;(c) $AlCrFeNi_3Cu_x$ 高熵合金在 3.5%(质量分数) NaCl 溶液中的腐蚀机理示意图[62,66]

Fig.13　Micro-galvanic corrosion of the B2 phase: (a) the relative composition of elements with different valence states in the passive films formed on Cu0 and Cu0.4 alloys; (b) the 2d surface topography, VCPD maps in the area of the fine sheet layer, and line profiles of VCPD maps of $Ni_{1.7}$ and $Ni_{2.1}$ alloys; (c) schematic illustration of the corrosion mechanism of $AlCrFeNi_3Cu_x$ high-entropy alloys in 3.5 wt.% NaCl solution[62,66]

理后,B2 相呈现出宽约 12.4 μm 的粗大条带状,当退火时间延长至 15 min，带状 B2 相逐步分解为尺寸约 1.78 μm 的细小颗粒。B2 相和基体之间的伏特电位差随着退火时间的延长而减小，条带 B2 相与基体之间的电位差为 51 mV,B2 颗粒与奥氏体之间的电位差仅为 15 mV，电位差的急剧减小是由 B2 相和基体之间 Ni 与 Al 的含量差异减小所导致的,通常,由于微电偶腐蚀效应,伏特电位的差异会导致优先溶解,采用热处理手段使得元素充分扩散,显著降低了两相成分差异，减弱了微电偶腐蚀的热力学驱动力。弥散分布的颗粒状 B2 相有效减小了局部连续的阴极面积,避免了腐蚀位点的集中化。因此,B2 相从粗大带状向弥散颗粒状的形态演变,通过降低电位差、分散腐蚀位点,减缓了阳极溶解速率,最终实现合金腐蚀性能的全面改善。

4.3　调控 B2 相结构与析出相分布抑制腐蚀

除了对 B2 相的尺寸与成分调控外，改变其内部的缺陷和析出,为进一步提升含 B2 相的 FCC 合金耐蚀性提供了新思路。近期有研究者通过调控热力学加工工艺,在合金内部引入高密度的位错、亚晶界、形变孪晶等缺陷。即便 B2 相自身存在一定的腐蚀倾向，加工态合金存在的大量缺陷为 Cr、Al 等钝化元素的迁移提供了快速扩散通道。当 B2 相表面的钝化膜发生破损时，这些扩散通道会驱动耐蚀元素向损伤区富集,促进钝化膜的快速再形核。此外,B2 相内部析出了细小的富 FeCr 相颗粒，有利于材料表面生成更加致密、稳定的 Cr_2O_3 氧化膜。这种基于缺陷位点形成的瞬时形核机制，使修复膜能迅速生长为连续、致密的结构,且与原始钝化膜的保护性能相当，实现高效自修复，有效抑制点蚀的纵深扩展。通过对比合金在 3.5%NaCl(质量分数)溶液中的腐蚀过程(图 15)可以发现,相较于极易发生局部腐蚀破坏的铸态高熵合金(图 15b),加工态合金由于钝化膜的快速修复能力,表面保持了更好的完整性(图 15a)[72]。这种微观结构的异质化设计在兼顾强度与韧性的同时，更在复杂腐蚀环境中赋予了材料优越的自修复能力与耐蚀稳定性。

综上,B2 相对 FCC 合金腐蚀性能的不利影响主要源于其与基体的成分差异。一方面,B2 相富集 Ni、Al 而贫 Cr，使其表面难以形成致密的 Cr_2O_3 保护膜;另一方面,两相间的元素分配差异会形成电位差,诱发微电偶腐蚀。针对上述问题,通过减小 B2 相的尺寸降低局部阴极面积，缩小其与基体的成分差异,从而减弱相间微电偶腐蚀;通过在 B2 相中引入缺陷与析出相，提升其表面钝化膜的稳定性及自修复能力。总之,含 B2 相 FCC 合金的设计关键在

中国知网　https://www.cnki.net

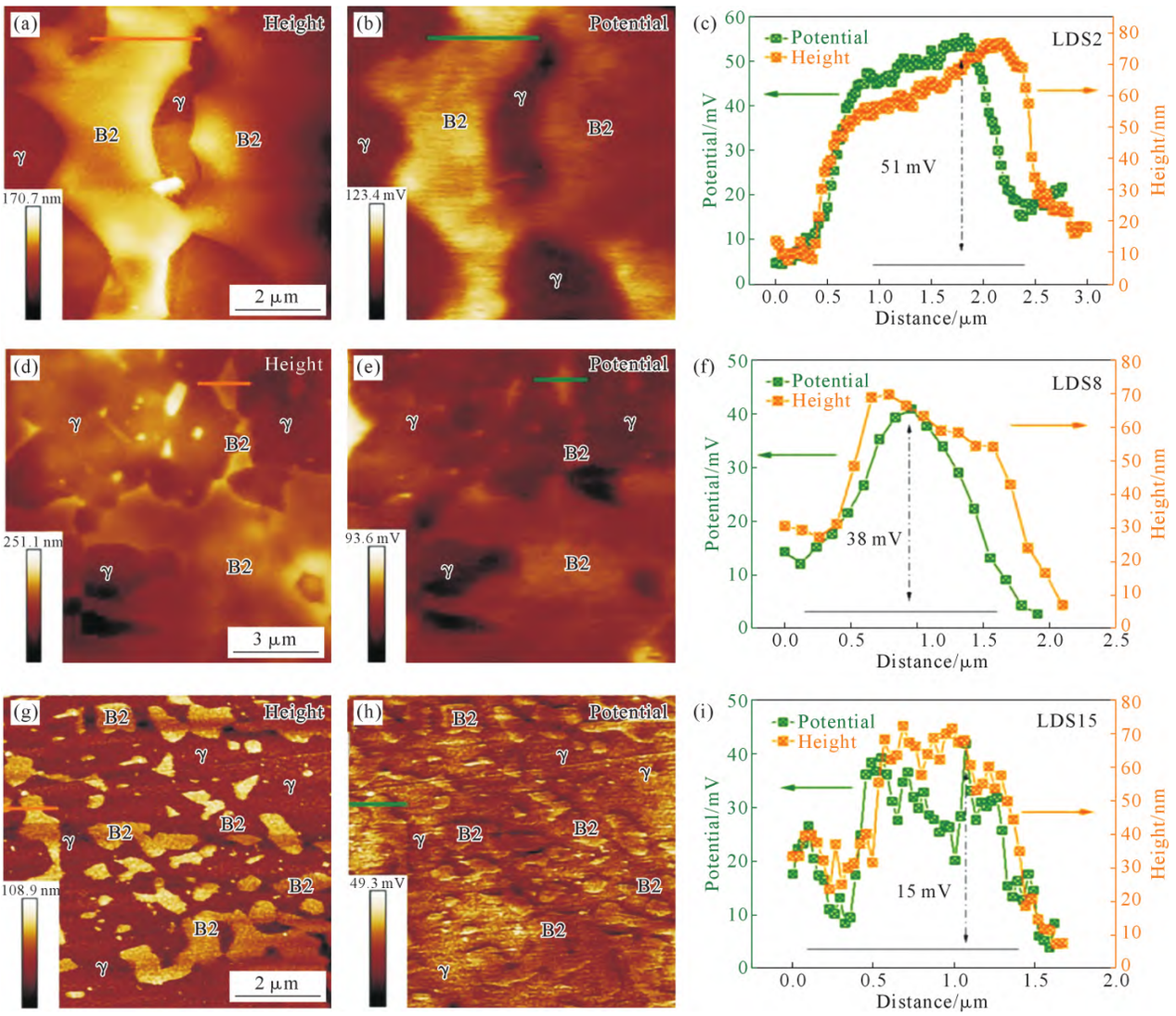

图 14 FeMnAlCNi 系低密度钢中 B2 相形态调控对相界面伏特电位的影响:(a~c) 条带 B2 相;(d~f) 细条带 B2 相;(g~i) 弥散 B2 相颗粒对应的表面高度和伏特电位分布[71]

Fig.14 Effect of B2 phase morphology control on the phase interface Volta potential in FeMnAlCNi-based low-density steels: (a~c) lath B2 phase; (d~f) fine lath B2 phase; (g~i) dispersed B2 particles, showing the corresponding surface height and Volta potential distribution[71]

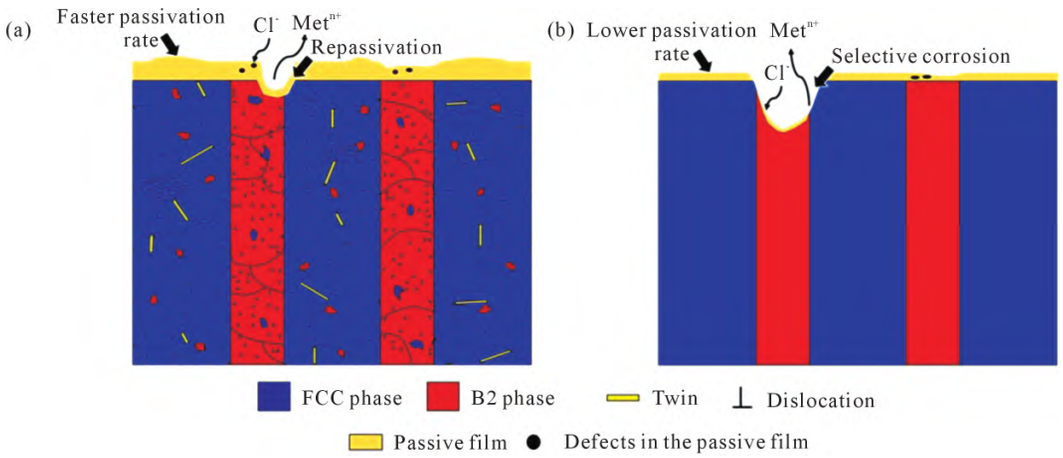

图 15 合金在 3.5%NaCl 溶液中腐蚀过程:(a) 热力学加工态高熵合金;(b) 铸态高熵合金[72]

Fig.15 Schematic diagram of corrosion process of alloys in 3.5 wt.% NaCl solution: (a) thermomechanically treated high-entropy alloys; (b) as-cast high-entropy alloys[72]

中国知网 https://www.cnki.net

于协调其力学性能与耐蚀性能，而非单一追求 B2 相的强化效应。

5　总结与展望

5.1　总结

系统综述了 B2 相在 FCC 合金中的基本特征与形成机制，及其对力学性能与腐蚀行为的影响规律。B2 相的形成元素主要包括 Ni、Al、Fe、Co、Ti、Cu，其与 FCC 基体之间形成 K-S、N-W 或 Pitsch 等取向关系。液相凝固形成的带状 B2 相形成受合金组分和过冷度影响；固态相变析出的 B2 相在晶界、晶内变形带和第二相界面处异质形核，其表现出从微米级到亚微米级再到纳米级的尺寸演变。B2 相对合金性能的影响受其形态、尺寸与成分协同控制：沿晶界分布的粗大 B2 相对合金的强化效果有限，且容易引发塑性损伤与局部腐蚀；晶内弥散分布的 B2 相颗粒则更有利于实现强塑协同，并可通过热处理工艺调节其与基体的成分差异，降低两相间的电位差从而改善耐蚀性；合金成分通过调控 B2 相的化学有序能和 APB 能，进一步影响其变形能力及与基体之间的元素分配，从而决定合金的强韧化效果和钝化膜稳定性。尽管 B2 相强化为 FCC 合金强韧性和耐蚀性的协同提升提供了重要途径，但对其作用机制的理解尚未完全明确。

5.2　展望

未来还需开展更深入的研究工作以推动该领域的发展，主要研究方向列举如下。

(1)可围绕 Ni、Fe、Co、Al、Ti、Ta、Cu 等关键元素的替代与配比展开系统设计，重点关注不同元素对 B2 相有序能和 APB 能的影响。通过降低 B2 相本征脆性、改善其与 FCC 基体之间的界面变形协调能力，有望在保持合金高强度的同时缓解界面应力集中，降低裂纹萌生风险。

(2)细小且均匀分布的晶内 B2 相更有利于强塑协同。可借鉴“第二相界面辅助形核”思路，进一步探索其他第二相或短程有序结构对 B2 相异质形核的促进作用，从而构建高密度、纳米尺度、晶内弥散分布的 B2 析出相。

(3)在耐蚀性方面，应重点关注 B2 相与FCC 基体之间的元素再分配及相间电位差调控，通过成分微调和组织优化，提高 B2 相表面钝化膜稳定性与再生能力。

(4)由于 B2 相对强度、塑性和耐蚀性的影响具有明显的成分–结构耦合特征，可结合第一性原理、相场模拟与机器学习等方法，科学设计 B2 相的化学成分与结构特征，揭示和利用更多的强韧化和耐蚀机制，进一步提升 FCC 合金强度、塑韧性、耐蚀性搭配，筛选兼具高强、高塑和高耐蚀潜力的合金体系，推动 B2 强化型 FCC 合金从经验试错走向高效智能设计。

参考文献：

[1] MIRACLE D B, SENKOV O N. A critical review of high entropy alloys and related concepts[J]. Acta Materialia, 2017, 122: 448-511.

[2] PICKERING E J, JONES N G. High-entropy alloys: A critical assessment of their founding principles and future prospects[J]. International Materials Reviews, 2016, 61(3): 183-202.

[3] TSAI M H, YEH J W. High entropy alloys: A critical review[J]. Materials Research Letters, 2014, 2(3): 107-123.

[4] YE Y F, WANG Q, LU J, LU C T, YANG Y. High-entropy alloy: Challenges and prospects[J]. Materials Today, 2016, 19(6): 349-362.

[5] GEORGE E P, RAABE D, RITCHIE R O. High-entropy alloys[J]. Nature Reviews Materials, 2019, 4(8): 515-534.

[6] CANTOR B. Multicomponent high-entropy cantor alloys[J]. Progress in Materials Science, 2021, 120: 100754.

[7] ZHANG Y, ZUO T T, TANG Z, GAO M C, DAHMEN K A, LIAW P K, LU Z P. Microstructures and properties of high-entropy alloys[J]. Progress in Materials Science, 2014, 61: 1-93.

[8] ZHOU K X, WANG Z J, CHAI Z S, JIA Y H, ZHU C, XIA L F, LI J J, WANG J C. Novel B2-strengthening Ni-Co-Cr-Al medium-entropy alloys with prominent mechanical performance[J]. Materials Science and Engineering: A, 2022, 840: 142856.

[9] WU Q F, WANG Z J, ZHENG T, CHEN D, YANG Z S, LI J J, KAI J J, WANG J C. A casting eutectic high entropy alloy with superior strength-ductility combination[J]. Materials Letters, 2019, 253: 268-271.

[10] LU Y P, DONG Y, GUO S, JIANG L, KANG H J, WANG T M, WEN B, WANG Z J, JIE J C, CAO Z Q, RUAN H H, LI T J. A promising new class of high-temperature alloys: Eutectic high-entropy alloys[J]. Scientific Reports, 2014, 4: 6200.

[11] KIM S H, KIM H, KIM N J. Brittle intermetallic compound makes ultrastrong low-density steel with large ductility[J]. Nature, 2015, 518(7537): 77-79.

[12] LIU X K, LIU J Y, ZHOU C L, DONG W X, ZHANG X C, WANG Q Y, XU H Q, AN X L, WANG D D, WEI W, JIANG Z F. Ultra-high strength and ductility of eutectic high-entropy alloy with duplex heterostructure at room and cryogenic temperatures[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2025, 221: 187-193.

[13] DASARI S, SARKAR A, SHARMA A, GWALANI B, CHOUDHURI D, SONI V, MANDA S, SAMAJDAR I, BANERJEE R. Recovery of cold-worked $Al_{0.3}$CoCrFeNi complex concentrated alloy through twinning assisted B2 precipitation[J]. Acta Materialia, 2021, 202: 448-462.

[14] JANG T J, CHOI W S, KIM D W, CHOI G, JUN H, FERRARI A, KÖRAMM F, CHOI P P, SOHN S S. Shear band-driven precipitate

中国知网　https://www.cnki.net

dispersion for ultrastrong ductile medium-entropy alloys[J]. Nature Communications, 2021, 12(1): 4703.

[15] XIA S Q, GAO M C, YANG T F, LIAW P K, ZHANG Y. Phase stability and microstructures of high entropy alloys ion irradiated to high doses[J]. Journal of Nuclear Materials, 2016, 480: 100-108.

[16] ZHOU N X, JIANG S C, HUANG T, QIN M D, HU T, LUO J. Single-phase high-entropy intermetallic compounds (HEICs): Bridging high-entropy alloys and ceramics[J]. Science Bulletin, 2019, 64 (12): 856-864.

[17] HWANG J H, TRANG T T T, LEE O, PARK G, ZARGARAN A, KIM N J. Improvement of strength-ductility balance of B2-strengthened lightweight steel[J]. Acta Materialia, 2020, 191: 1-12.

[18] ZARGARAN A, TRANG T T T, PARK G, KIM N J. κ-Carbide assisted nucleation of B2: A novel pathway to develop high specific strength steels[J]. Acta Materialia, 2021, 220: 117349.

[19] BREUER J, GRÜN A, SOMMER F, MITTEMEIJER E J. Enthalpy of formation of B2-$Fe_{1-x}Al_x$ and B2-$(Ni, Fe)_{1-x}Al_x$[J]. Metallurgical and Materials Transactions B, 2001, 32(5): 913-918.

[20] NING F Q, ZHANG L B, XU T Y, YAN H, WANG H, LIU J, AN X G. Effects of Mo and C addition on the microstructure and corrosion behavior of FeNiCrAl duplex alloy[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2024, 30: 6630-6640.

[21] CHUMAK I, RICHTER K W, IPSER H. Isothermal sections in the (Fe, Ni)-rich part of the Fe-Ni-Al phase diagram [J]. Journal of Phase Equilibria and Diffusion, 2008, 29(4): 300-304.

[22] KIM H, JANG H, OBULAN SUBRAMANIAN G, KIM C, JIANG C H. Development of alumina-forming duplex stainless steels as accident-tolerant fuel cladding materials for light water reactors[J]. Journal of Nuclear Materials, 2018, 507: 1-14.

[23] KIMURA Y, TAKAHASHI M, HOSODA H, MIURA S, MISHIMA Y. Compressive mechanical properties of multi-phase alloys based on B2 CoAl and $E2_1$ Co_3AlC[J]. Intermetallics, 2000, 8(7): 749-757.

[24] GWALANI B, CHOUDHURI D, SONI V, REN Y, STYLES M, HWANG J Y, NAM S J, RYU H, HONG S H, BANERJEE R . Cu assisted stabilization and nucleation of $L1_2$ precipitates in $Al_{0.3}CuFeCrNi_2$ fcc-based high entropy alloy[J]. Acta Materialia, 2017, 129: 170-182.

[25] HUANG D, ZHUANG Y X. Break the strength-ductility trade-off in a transformation-induced plasticity high-entropy alloy reinforced with precipitation strengthening [J]. Journal of Materials Science & Technology, 2022, 108: 125-132.

[26] CHOUDHURI D, SHUKLA S, GREEN W B, GWALANI B, AGEH V, BANERJEE R, MISHRA R S. Crystallographically degenerate B2 precipitation in a plastically deformed fcc-based complex concentrated alloy[J]. Materials Research Letters, 2018, 6(4): 171-177.

[27] KIM H, SUH D W, KIM N J. Fe-Al-Mn-C lightweight structural alloys: A review on the microstructures and mechanical properties [J]. Science and Technology of Advanced Materials, 2013, 14(1): 014205.

[28] ZARGARAN A, KIM H S, KWAK J H, KIM N J. Effects of Nb and C additions on the microstructure and tensile properties of lightweight ferritic Fe-8Al-5Mn alloy[J]. Scripta Materialia, 2014, 89: 37-40.

[29] ASSADI H, REUTZEL S, HERLACH D M. Kinetics of solidification of B2 intermetallic phase in the Ni-Al system[J]. Acta Materialia, 2006, 54(10): 2793-2800.

[30] QU J R, CUI D X, HUANG Z Y, LI S J, ZHANG J B, WANG X X, WANG W B, KAI J J, WANG H F. Unveiling the intrinsic rapid solidification characteristics in B2-ordered multi-principal element intermetallic compounds: Metastability-driven spontaneous grain refinement and performance enhancement [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2025, 1039: 182853.

[31] LIU L Y, ZHANG Y, ZHANG Z W, LI J P, JIANG W G, SUN L X. Nanoprecipitate and stacking fault-induced high strength and ductility in a multiscale heterostructured high-entropy alloy[J]. International Journal of Plasticity, 2024, 172: 103853.

[32] GENG X X, GAO J H, HUANG Y H, WANG S Z, ZHANG Y, WU G L, ZHAO H T, WU H H, MAO X P. A novel dual-heterogeneous-structure ultralight steel with high strength and large ductility[J]. Acta Materialia, 2023, 252: 118925.

[33] WANG J, YANG M X, WU X L, YUAN F P. Achieving better synergy of strength and ductility by adjusting size and volume fraction of coherent κ′-carbides in a lightweight steel[J]. Materials Science and Engineering: A, 2022, 857: 144085.

[34] RICHETON T, WEISS J, LOUCHET F. Breakdown of avalanche critical behaviour in polycrystalline plasticity[J]. Nature Materials, 2005, 4(6): 465-469.

[35] HE J Y, WANG H, WU Y, LIU X J, MAO H H, NIEH T G, LU Z P. Precipitation behavior and its effects on tensile properties of FeCoNiCr high-entropy alloys[J]. Intermetallics, 2016, 79: 41-52.

[36] GENG X X, GAO J H, HUANG Y H, WANG S Z, ZHAO H T, WU H H, ZHANG C L, MAO X P. Copious intragranular B2 nanoprecipitation mediated high strength and large ductility in a fully recrystallized ultralight steel[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2025, 226: 76-85.

[37] LIU X S, LI R, FAN X F, LIU Q Q, TONG X, LI A X, XU S, YANG H, YU S B, JIANG M H, HUO C, YU P F, DOVE M T, LI G. Excellent strength-ductility combination in $Co_{36}Cr_{15}Fe_{18}Ni_{18}Al_8$-$Ti_4Mo_1$ multi-principal element alloys by dual-morphology B2 precipitates strengthening[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2023, 134: 60-66.

[38] AN Y F, CHEN X P, REN P, CAO W Q. Ultrastrong and ductile austenitic lightweight steel via ultra-fine grains and heterogeneous B2 precipitates [J]. Materials Science and Engineering: A, 2022, 860: 144330.

[39] WANG X D, ZHOU W, LIU P, SONG S X, REDDY K M. Atomic scale structural characterization of B2 phase precipitated along FCC twin boundary in a $CoCrFeNiAl_{0.3}$ high entropy alloy[J]. Scripta Materialia, 2019, 162: 161-165.

[40] AN Y F, CHEN X P, MEI L, QIU Y C, LI Y Z, CAO W Q. Enhancing strength-ductility balance in Fe-Mn-Al-C-Ni austenitic low-density steel via intragranular dual-nanoprecipitation[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2024, 200: 38-51.

[41] FURUHARA T, MAKI T. Variant selection in heterogeneous nucleation on defects in diffusional phase transformation and precipitation[J]. Materials Science and Engineering: A, 2001, 312(1): 145-154.

中国知网 https://www.cnki.net

[42] WANG Z, LU W, AN F, SONG M, PONGE D, RAABE D, LI Z. High stress twinning in a compositionally complex steel of very high stacking fault energy[J]. Nature Communications, 2022, 13 (1): 3598.

[43] AN Y F, CHEN X P, MEI L, REN P, WEI D, CAO W Q. Precipitation transformation pathway and mechanical behavior of nanoprecipitation strengthened Fe-Mn-Al-C-Ni austenitic low-density steel[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2024, 174: 157-167.

[44] RAHNAMA A, KOTADIA H, SRIDHAR S. Effect of Ni alloying on the microstructural evolution and mechanical properties of two duplex light-weight steels during different annealing temperatures: Experiment and phase-field simulation[J]. Acta Materialia, 2017, 132: 627-643.

[45] KIM C, HONG H U, JANG J H, LEE B H, PARK S J, MOON J, LEE C H. Reverse partitioning of Al from κ-carbide to the γ-matrix upon Ni addition and its strengthening effect in Fe-Mn-Al-C lightweight steel[J]. Materials Science and Engineering: A, 2021, 820: 141563.

[46] FANG X T, HE G Z, ZHENG C, MA X L, KAOUMI D, LI Y S, ZHU Y T. Effect of heterostructure and hetero-deformation induced hardening on the strength and ductility of brass[J]. Acta Materialia, 2020, 186: 644-655.

[47] WU X L, ZHU Y T. Heterogeneous materials: a new class of materials with unprecedented mechanical properties[J]. Materials Research Letters, 2017, 5(8): 527-532.

[48] YANG M X, PAN Y, YUAN F P, ZHU Y T, WU X L. Back stress strengthening and strain hardening in gradient structure[J]. Materials Research Letters, 2016, 4(3): 145-151.

[49] ZHU Y T, WU X L. Perspective on hetero-deformation induced (HDI) hardening and back stress[J]. Materials Research Letters, 2019, 7(10): 393-398.

[50] SHI P, REN W, ZHENG T, REN Z, HOU X, PENG J, HU P, GAO Y, ZHONG Y, LIAW P K. Enhanced strength-ductility synergy in ultrafine-grained eutectic high-entropy alloys by inheriting microstructural lamellae[J]. Nature Communications, 2019, 10(1): 489.

[51] SOHAIL Y, ZHANG C, XUE D, ZHANG J, ZHANG D, GAO S, YANG Y, FAN X, ZHANG H, LIU G, SUN J, MA E. Machine-learning design of ductile FeNiCoAlTa alloys with high strength[J]. Nature, 2025, 643(8070): 119-124.

[52] ZHANG D D, ZHANG J Y, KUANG J, LIU G, SUN J. The B2 phase-driven microstructural heterogeneities and twinning enable ultrahigh cryogenic strength and large ductility in NiCoCr-based medium-entropy alloy[J]. Acta Materialia, 2022, 233: 117981.

[53] NUTOR R K, CAO Q, WEI R, SU Q, DU G, WANG X, LI F, ZHANG D, JIANG J Z. A dual-phase alloy with ultrahigh strength-ductility synergy over a wide temperature range[J]. Science Advances, 2021, 7(34): eabi4404.

[54] GAO Q Y, ZHANG X H, FENG S L, HAN Z H, CHEN C, WANG T, WU S J, CAI Y F, LI F S, WEI R. Achieving ultra-high mechanical properties in metastable Co-free medium entropy alloy via hierarchically heterogeneous microstructure[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2024, 183: 175-183.

[55] RAHNAMA A, KOTADIA H, CLARK S, JANIK V, SRIDHAR S. Nano-mechanical properties of Fe-Mn-Al-C lightweight steels[J]. Scientific Reports, 2018, 8(1): 9065.

[56] MING K S, BI X F, WANG J. Realizing strength-ductility combination of coarse-grained $Al_{02}Co_{15}CrFeNi_{15}Ti_{03}$ alloy via nano-sized, coherent precipitates[J]. International Journal of Plasticity, 2018, 100: 177-191.

[57] GAO S H, ZHANG J Y, WANG H, LIU S Y, KUANG J, LI J, LIU G, SUN J. Achieving high strength and toughness in microlaminated duplex medium entropy alloys via dual B2 nanoprecipitates[J]. Scripta Materialia, 2025, 267: 116837.

[58] ARDELL A J. Precipitation hardening[J]. Metallurgical Transactions A, 1985, 16(12): 2131-2165.

[59] COMMITTEE A H. Properties and selection: Nonferrous alloys and special-purpose materials[M]. Ohio: ASM International, 1990.

[60] KELLY A, NICHOLSON R S. Strengthening methods in crystals[J]. International Materials Reviews, 1971, 17(1): 147.

[61] WANG F, SONG M, ELKOT M N, YAO N, SUN B, SONG M, WANG Z, RAABE D. Shearing brittle intermetallics enhances cryogenic strength and ductility of steels[J]. Science, 2024, 384 (6699): 1017-1022.

[62] WANG J M, JIANG H, CHANG X X, ZHANG L J, WANG H X, ZHU L, QIN S X. Effect of Cu content on the microstructure and corrosion resistance of $AlCrFeNi_3Cu_x$ high entropy alloys[J]. Corrosion Science, 2023, 221: 111313.

[63] NIU J C, CHU C L, CHEN Q, HOU G L, CHEN W P, LU T W, YAO N, CAO H B, FU Z Q. Microstructure, mechanical behavior, and cavitation erosion-corrosion resistance of the BCC/B2 strengthened FeNiCrMoAl-based multi-principal element alloys[J]. Corrosion Science, 2024, 241: 112560.

[64] SHI Y Z, COLLINS L, FENG R, ZHANG C, BALKE N, LIAW P K, YANG B. Homogenization of $Al_xCoCrFeNi$ high-entropy alloys with improved corrosion resistance[J]. Corrosion Science, 2018, 133: 120-131.

[65] LIU S Y, DUAN J Q, ZHANG M Y, WANG H, LIU Y X, CHEN W P, WEN H M, FU Z Q. Correlation of microstructure, mechanical properties and corrosion behavior in a $Ni_{34}Co_{28}Cr_{28}Al_{10}$ multi-principal element alloy with outstanding corrosion resistance[J]. Corrosion Science, 2024, 228: 111835.

[66] DONG S Y, XIONG J, TIAN Y, CHEN S, WEI L, ZHANG T Y. Design of corrosion-resistant eutectic high-entropy alloys via hybrid data-driven and expert-guided strategies[J]. Corrosion Science, 2025, 253: 113024.

[67] SHI Z J, WANG Z B, WANG X D, ZHANG S, ZHENG Y G. Effect of thermally induced B2 phase on the corrosion behavior of an $Al_{0.3}CoCrFeNi$ high entropy alloy[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2022, 903: 163886.

[68] ZHANG C L, HUANG L F, LI S X, LI K, LU S Y, LI J F. Improved corrosion resistance of laser melting deposited CoCrFeNi-series high-entropy alloys by Al addition[J]. Corrosion Science, 2023, 225: 111599.

[69] 程永贺，付俊伟，赵茂密，沈云军. 高熵合金耐蚀性研究进展[J]. 中国腐蚀与防护学报，2024, 44(5): 1100-1116.
CHENG Y H, FU J W, ZHAO M M, SHEN Y J. Research

中国知网　https://www.cnki.net

progress on corrosion resistance of high-entropy alloys[J]. Journal of Chinese Society for Corrosion and Protection, 2024, 44(5): 1100-1116.

[70] FU Y, LUO H, CHEN X R, PRABHAKAR J M, WANG X F, CHENG H X, DU C W, HU S Q, LI X G. The corrosion behavior and passive film properties of the cast and annealed $AlCoCrFeNi_{2.1}$ eutectic high-entropy alloy in sulfuric acid solution[J]. Corrosion Science, 2024, 240: 112456.

[71] WU W, HONG Y, XU X X, CHENG H L, LIU Z Y. Effect of annealing time on the microstructure and SCC behavior of an austenite-based low-density steel in a marine atmosphere[J]. Corrosion Science, 2022, 205: 110466.

[72] WU H, XIE J, YANG H Y, LI Q, CHAI H Y, ZHANG F J, CHU Z K, LIANG J J, HOU G C, LI J G, ZHOU Y Z, SUN X F. Corrosion behavior and corrosion resistance mechanism of a multi-level heterogeneous lamellar structure eutectic high entropy alloy[J]. Corrosion Science, 2025, 256: 113172.

(责任编辑：李亚敏)

中国知网 https://www.cnki.net