

Laves 相金属间化合物 Cr_2Nb 的增韧方法

肖璇^{1,2} 鲁世强² 胡平² 黄铭刚²

(1 南京航空航天大学机电学院, 南京 210016)

(2 南昌航空工业学院材料学院, 南昌 330034)

文 摘 综述了 Laves 相 Cr_2Nb 金属间化合物的结构和变形机制及其韧化研究进展, 重点评价了细晶增韧、软第二相增韧和合金化增韧这三种方法, 指出了存在的问题及今后的研究方向。

关键词 Laves 相 Cr_2Nb , 增韧, 进展

Methods for Toughening of Laves Phase Cr_2Nb Intermetallic Compound

Xiao Xuan^{1,2} Lu Shiqiang² Hu Ping² Huang Minggang²

(1 College of Electromechanical Engineering, Nanjing University of Aeronautics and Astronautics, Nanjing 210016)

(2 Department of Material Science and Engineering, Nanchang Institute of Aeronautical Technology, Nanchang 330034)

Abstract Laves phase Cr_2Nb is a potential high temperature structural material for aero-engine applications. This paper reviews the progresses in current researches on structure, deformation mechanism and toughening of Laves phase Cr_2Nb intermetallic compounds. Three toughening methods, namely fine grain toughening, soft second phase toughening and alloying toughening, are surveyed emphatically. Furthermore, some existing problems and future investigation directions are suggested.

Key words Laves phase Cr_2Nb , Toughening, Progress

0 引言

目前镍基高温合金的使用温度已达到其熔点的 80% ~ 90%, 继续提高发动机的工作温度需要能耐受更高温度的结构材料。Laves 相 Cr_2Nb 基合金以其高熔点 (1 770℃)、低密度 (7.7 g/cm³)、高温下优良的抗蠕变能力和潜在的抗腐蚀和抗氧化性能, 成为航空发动机用新型候选结构材料之一^[1~3]。但是 Laves 相 Cr_2Nb 合金的脆性, 限制了它的实际应用。20 世纪 90 年代发现 C15 型 Laves 相 HfV_2 基合金在室温下具有可变形性, IV 族的 Ti、Zr、Hf 和 V 族的 Nb、Ta 等难熔元素与 Cr 形成的 Laves 相铬化物成为国际上的研究热点^[1~4]。以美国橡树岭和洛斯·阿拉莫斯国家实验室为代表的研究机构集中研究了 Laves 相 Cr_2Nb 基合金的变形特征、晶体缺陷、相变等基础问题和

微观组织对其力学性能的影响, 但是对其室温脆性的研究并未取得有效进展^[3]。

本文对 Laves 相 Cr_2Nb 金属间化合物的晶体结构、变形机制及强韧化研究进展进行了综述和讨论, 并在此基础上提出了在不显著影响 Laves 相 Cr_2Nb 高温力学性能的前提下, 能改善和提高室温脆性的强韧化方法。

1 结构与变形机制

1.1 Laves 相 Cr_2Nb 的晶体结构

Laves 相 Cr_2Nb 具有典型的拓扑密排结构, 其常见的晶体结构有三种: C15 (fcc)、C14 (hcp) 和 C36 (双 hcp)。每种晶体结构具有相同的基本堆垛单元, 与一般 fcc 和 hcp 结构不同的是, Laves 相 Cr_2Nb 的基本堆垛单元不是单层原子面, 而是通过密排堆垛的四

收稿日期: 2006-05-22; 修回日期: 2006-07-07

基金项目: 国家自然科学基金 (50474009); 航空科学基金 (05G56003); 江西省自然科学基金 (0350045); 江西省材料科学与工程研究中心基金 (ZX200401001)

作者简介: 肖璇, 1979 年出生, 博士研究生, 主要从事金属间化合物及粉末冶金方面的研究

层原子面形成的。这些四层单元本身由小原子形成的单层原子面和大小原子交替形成三层原子面构成,其中,大原子 Nb 和小原子 Cr 各占两层原子面。C15 基本单元的堆垛顺序类似于通常的立方 fcc 结构,即沿[111]方向按 ABCABC 的顺序堆垛;C14 的堆垛顺序类似于通常的 hcp 结构,沿[0001]方向按 ABAB 顺序堆垛;而 C36 则按 ABACABAC 的顺序堆垛排列^[5]。这些结构特点使得 Laves 相 Cr₂Nb 的晶体结构复杂,原子密集堆垛,空间利用率和配位数都很高,位错在晶体内滑移相当困难,从而导致 Cr₂Nb 室温变形能力差,脆性严重^[6]。

1.2 Laves 相 Cr₂Nb 的变形机制

有研究表明 C15 型 Laves 相 HfV₂ 基合金在室温下是可变形的,其主要变形模式是{111} <112> 的机械孪生,同时伴随有 V 固溶体的塑性变形^[4]。Laves 相不同的堆垛顺序产生其多型性,铸态 Cr₂Nb 高温下稳定的六方结构 C14、C36 会亚稳地保持到室温,在高温退火后才转变为稳定的立方结构。高温下的 C14 型转化为 C15 型的速度很快,且两相间存在如下的晶体学位向关系:(0001) C14//[111] C15, [1120] C14//[110] C15。铸态单相 Cr₂Nb 产生孪晶 C15 结构,孪晶可能是由 C14 转变到 C15 时形成的。透射电镜观察证实了同步肖柯莱不全位错机理的存在,即肖柯莱不全位错在滑移之后的同步剪切导致了这种转变^[5]。有研究表明 Cr₂Nb 在 1 200℃ 以上的高温塑性变形是由于 1/2 <011> 位错的滑移,此位错分解为一对柏氏矢量为 1/6 <112> 的肖柯莱不全位错,同时降低了堆垛层错能^[7-9]。室温下的 C15 结构也有可能经由同样的机理发生孪生变形,孪生{111} <112> 经过 C15 结构的每个三层原子面的同步肖柯莱位错的滑移来进行^[10],而不需要原子重排。

Laves 相 Cr₂Nb 基合金通常被认为是严格按 2:1 配比成分的线性化合物。略偏离化学配比成分的 Cr₂Nb 含有一定的结构缺陷,空位导致软化,而不同于通常的晶格畸变会引起硬化。这可能是因为 Laves 相是拓扑密排结构,普通位错的滑移相当困难,空位的存在使结构中的密排度减小,有利于肖柯莱位错的滑移而形成同步剪切变形机制,这有利于提高 Laves 相 Cr₂Nb 的韧性^[11]。在单相和近单相范围内,空位浓度在化学配比成分处有最大的峰值,而在两边减小。因为 Cr 原子小于 Nb 原子,在富 Cr 化合物中,过量的 Cr 原子能够占据 Nb 原子的亚点阵,导致反位缺陷的形成。另一方面,富 Nb 化合物中过量的 Nb 原子将倾向于占据它们自己的亚点阵位置,这样会导致 Cr 原子亚点阵中出现空位^[12]。然而 Zhu 等人^[11]对晶格常数和空位浓度的测量研究表明,Laves 相

Cr₂Nb 合金的富 Nb 和富 Cr 边的结构缺陷都是反位缺陷。但 Liu 等人^[13]指出,也可能有一种被称为四倍缺陷的空位型缺陷存在于 C15 结构中。每个四倍缺陷由一个在 Nb 亚点阵上的反位 Cr 原子和在 Cr 亚点阵上的三个空位构成,因此可以认为每个四倍缺陷包含三个空位。

Liu 等人^[13]还指出 Nb 体积分数为 32%~35% 的近单相 Cr₂Nb 合金的断裂韧性变化不大,合金中的反位缺陷虽然硬化了 Laves 相,但对合金的断裂韧性无害;而热空位 (<0.4%) 的存在没有导致相应韧性的提高,仅仅轻微地软化了 Laves 相,这不符合上面提到的 Laves 相的空位可能有利于同步剪切机理的形成。其原因可能归结为:合金中空位的浓度太低而不能显著地提高韧性;也有可能是淬火过程中的热应力导致了 Laves 相 Cr₂Nb 的脆化而掩盖了空位辅助同步剪切变形的影响。因此 Laves 相 Cr₂Nb 在室温下的断裂韧性并不能有效地使用物理冶金方法(如控制点缺陷浓度)来提高。但也有研究者认为淬火过程中产生的过量空位产生强化效应,会使硬度提高^[14]。

熔铸化学配比成分的 Cr₂Nb 在 1 200℃ 的压缩屈服强度高达 600 MPa,仅在温度高于 1 200℃ 才有变形,而在该温度以下未表现出任何塑性变形,室温压缩或拉伸时几乎不发生任何塑性变形就已破碎,脆转变温度为 1 200℃^[4]。Cr₂Nb 的维氏硬度为 9.3~10.1 GPa,断裂韧度为 1.0~1.2 MPa·m^{1/2}^[13]。由此可见,Laves 相 Cr₂Nb 作为高温结构材料应用的关键是在不显著影响合金的高温性能的情况下克服其室温脆性。

由上可知,通过增加空位浓度能够辅助同步肖柯莱位错的移动;通过降低堆垛层错能可以促进机械孪生,这样由内禀的方法促进同步剪切变形有可能提高 Laves 相 Cr₂Nb 的韧性。虽然采用内禀的方法有可能使韧性有所增加,但很难显著改善 Laves 相 Cr₂Nb 的室温脆性。要显著提高 Cr₂Nb 的韧性,必须寻求其它方法,例如,合金化,软第二相以及细化组织等方法。

2 细晶增韧

细化晶粒是合金强韧化的重要手段,具有均匀细小的组织是 Laves 相 Cr₂Nb 基合金获得较好韧性的前提。根据 Hall-Petch 公式可知,随晶粒的细化,材料强度提高。不仅如此,随晶粒细化,合金的总变形量可以均匀分布在更多的晶粒中,进而减小应力集中,延缓或减少微裂纹的形成和扩展,有效地使裂纹分叉和转向,从而提高塑性。由于强度和塑性的同时提高,合金在断裂前需经由大量的塑性变形,裂纹不易传播使得在断裂过程中吸收更多的能量,进而有利于韧性的提高。因此在 Laves 相 Cr₂Nb 基合金的组织调控和制备技术

宇航材料工艺 2007 年 第 2 期

上应追求降低 Laves 相颗粒的尺寸,且使其分布均匀。为了降低铸态材料的晶粒尺寸,将不得不增大其凝固速率,快速凝固技术成为有前景的通过细化组织来提高室温韧性的方法之一^[15]。

通过将机械合金化、自蔓延高温合成与现代粉末冶金热致密化技术(如热压、热等静压、激光烧结、锻造烧结等)相结合来制备 Laves 相 Cr_2Nb 基合金,可有效抑制晶粒长大,减少空隙数量,降低空隙尺寸,从而可获得成分和组织均匀且具有微晶或纳米晶结构的高致密度的 Laves 相 Cr_2Nb 基合金,进而改善其室温脆性。

鲁世强等^[16]研究了机械合金化对 Laves 相 Cr_2Nb 固相热反应合成的影响效果,证明了机械合金化不仅可以获得具有微/纳米晶结构的球磨粉,而且可以使 Cr_2Nb 的固相合成反应温度从原始粉的 1200°C 降低到球磨粉的 900°C 。这在较低的温度下对细晶球磨粉进行热压或热等静压,并完成合金的烧结致密化过程制备出较高韧性的细晶 Cr_2Nb 合金奠定了基础。通过这种制备方法获得微晶或纳米晶 Cr_2Nb 合金的关键是要防止和控制机械合金化后的具有微/纳米晶结构的球磨粉在热压或热等静压过程中晶粒长大。Ohta 等人^[7]用粉末冶金方法制备出了晶粒细小的 Laves 相 Cr_2Nb 基合金,该合金在 1100°C 时的压缩屈服强度 $\sigma_{0.2}$ 接近 800 MPa ,脆韧转变温度为 1100°C ,相比于熔铸法降低了 100°C ,而室温断裂韧性达到约 $2\text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$,比熔铸法制备的合金的断裂韧性有所提高,较充分地实现了细晶强化的效果。细化的组织促进了晶界滑移,从晶界发射出许多位错,因而降低了脆韧转变温度。同时细化的组织还可释放负载下晶粒边界的应力集中,限制和约束裂纹的生成,以及延缓裂纹从一个晶粒扩展到另一个晶粒,从而导致断裂韧性的提高。另外,Ohta 等人也观察到裂纹尖端运动到微孔洞处受阻,这个效应也可能抑制和延缓了裂纹的生长。

3 软第二相增韧

3.1 Cr 固溶体增韧

通过软第二相来韧化 Laves 相 Cr_2Nb 基合金也是一种改善和提高 Cr_2Nb 合金室温韧性的有效方法之一。为了发挥软第二相的有效作用,要求第二相具有合适的强度和良好的韧性,并且第二相的数量、大小、形态和分布要合理而均匀。为了保留 Laves 相 Cr_2Nb 优异的高温力学性能,软第二相的含量不能太高, Cr_2Nb 应作为基体相存在。从 $\text{Cr}-\text{Nb}$ 两元相图可以看出, $\text{Cr}-\text{Cr}_2\text{Nb}$ 共晶反应发生在 1620°C ,共晶成分为 Nb 体积分数 17% ,而 $\text{Nb}/\text{Cr}_2\text{Nb}$ 共晶反应发生在 1650°C ,共晶成分为 Nb 体积分数 50% 。共晶转变产物中的 Cr 固溶体和 Nb 固溶体可作为软第二

相来韧化硬脆的 Laves 相 Cr_2Nb 。另外,共晶反应也有利于通过合适的热处理工艺来调控合金的组织形貌,以获得有益于改善 Cr_2Nb 室温脆性的组织形态。

选择 Cr 固溶体作为韧性相的合理性还在于两相 $\text{Cr}-\text{Cr}_2\text{Nb}$ 在高温下具有较好的抗氧化性能,可以生成保护性的 Cr_2O_3 氧化膜。缺点是尽管 Cr 固溶体在高温下有相当的韧性,但是在室温下相当脆。另外,Cr 高温暴露在空气中时有可能被氮脆化,并且完全来自 Cr_2O_3 薄膜的抗氧化保护会因高温下的氧化产物 CrO_3 的挥发而通常限制在约 1100°C 以下^[17]。尽管如此,两相 $\text{Cr}-\text{Cr}_2\text{Nb}$ 仍可能达到良好的高温抗氧化性、高温强度和韧性相结合的综合性能。

Takeyama 和 Liu^[2]发现 $\text{Cr}-\text{Cr}_2\text{Nb}$ 共晶体的富 Cr 颗粒可有效地阻止 Cr_2Nb 相中初生裂纹的扩展。一般来说,裂纹尺寸随 Nb 浓度或者 Cr_2Nb 的体积分数的增加而增大,这是因为 Nb 的增加会导致 Cr_2Nb 脆性相的增多,同时使软的 Cr 固溶体减少^[18]。同样地,维氏硬度也与 Laves 相的体积分数密切相关,Laves 相含量越多,维氏硬度也越大^[10]。Liu 等^[13]指出 $\text{Cr}-\text{Cr}_2\text{Nb}$ 两相合金的脆性在熔铸工艺下难以消除,脆性来源于从熔融温度到较低温度的快速冷却过程中产生的相当高的热应力。

在铸态两相 $\text{Cr}-\text{Cr}_2\text{Nb}$ 合金中,由 C14/C15 相变的体积变化或者 Cr 固溶体和 Laves 相之间的热应力不匹配引起的应力可能会产生 $\{111\} \langle 112 \rangle$ 形变孪晶^[5,19]。Hong 等人^[20]研究了铸态两相 $\text{Cr}-\text{Cr}_2\text{Nb}$ 合金中各相的线膨胀系数对铸锭微裂纹生成的影响,通过测量和比较发现熔铸冷却或退火中热应力不匹配并不是 $\text{Cr}-\text{Cr}_2\text{Nb}$ 产生裂纹的主要原因,尽管各相有一定的线膨胀系数差异[在 727°C 温度下,Cr 与 Cr_2Nb 的线膨胀系数实验值分别为 $(11 \sim 12) \times 10^{-6}/\text{K}$ 和约 $8 \times 10^{-6}/\text{K}$],相对软的 Cr 基体(硬度仅为 1.6 GPa)能够调节适应给合金带来塑性的热失配位错,并不会导致萌生裂纹,可能有其它原因在裂纹生成中占主导作用。共晶温度处 Nb 在 Cr 基体的固溶度较高,约为 6% ,Nb 的固溶会使 Cr 基体的韧性降低,熔铸冷却到室温时,过饱和 Cr 固溶体析出反应缓慢 $\text{Cr}(\text{Nb 体积分数 } 5.6\%) \rightarrow \text{Cr}_2\text{Nb} + \text{Cr}(\text{Nb 体积分数 } 1\%)$ ^[21],产生较强的固溶强化作用,显著的固溶强化不仅使 Cr 基体的韧性降低,还提高了 Cr 基体的韧脆转变温度,由固溶强化引起的应力集中可能是裂纹形成的原因。

3.2 Nb 固溶体增韧

$\text{Nb}-\text{Cr}_2\text{Nb}$ 两相合金的研究动力主要在于期望较软的 Nb 固溶体能够通过裂纹桥接、钝化及偏转等增韧机理来提高韧性和塑性。 $\text{Nb}-\text{Cr}_2\text{Nb}$ 的优点是

在室温下 Nb 的韧性比 Cr 好,不利的是在 Cr 的氧化物的挥发温度 1 100℃ 以下,Nb 固溶体的抗氧化性能不如 Cr 固溶体,并且 Nb 基合金在较恶劣环境下容易被间隙杂质污染,其原始韧性非常容易转变为晶界脆性^[21]。Chan 等^[22]对两相 Nb - Cr₂Nb 的室温断裂研究表明,在 Laves 相颗粒增强的 Nb - Cr₂Nb 两相合金中,随 Nb 固溶体含量的增大,断裂韧性增大,而添加 Ti 能明显提高其断裂韧性。在微裂纹尖端的 Cr₂Nb 颗粒的破碎导致裂纹失稳扩展,在微裂纹和主裂纹之间的 Nb 固溶体韧带也随后失稳断裂,并没有产生显著的裂纹桥接现象。强烈结合的颗粒与基体界面使得非变形的硬脆 Cr₂Nb 相对 Nb 固溶体基体产生相当高的塑性约束,这个较高的约束限制了 Nb 固溶体软第二相增韧效应的充分发挥。为了能进一步提高 Nb - Cr₂Nb 的断裂韧性,必须通过组织调控将 Nb 基体不规则的组织形貌转变为层状或者球状,Nb 和 Cr₂Nb 的界面强度必须降低到至少允许有限的界面剥离,并且 Cr₂Nb 晶粒的尺寸必须显著减小。

Davidson 等^[23]采用熔铸工艺制备的 Laves 相体积分数为 45% 的两相 Nb - Cr₂Nb 合金的断裂韧性相比于单相合金大约有四倍的增长,达到 5 MPa·m^{1/2},其组织为连续的 Cr₂Nb 弥散分布于 Nb 固溶体中。Bewlay 等^[24]用定向凝固的方法制备了单相 Cr₂Nb、共晶 Cr - Cr₂Nb 和 Nb - Cr₂Nb 等合金,其所有的韧性都低于 4 MPa·m^{1/2},但共晶体的韧性高于单相 Cr₂Nb,共晶体中的 Cr 和 Nb 固溶体均是解理断裂失效的。这表明采用软第二相韧化的方法能够增韧 Cr₂Nb 基复合材料,但是所取得的增韧效果并不足以使它成为有吸引力的工程应用材料,因此,单纯依靠软第二相来韧化 Cr₂Nb 是不够的。

4 合金化增韧

宏合金化通过形成第二相来改善室温塑韧性,同时保持良好的高温性能。已进行过研究的宏合金化元素有 V、Ti 和 Zr 等。Thoma 等^[25]发现在三元 Cr - Nb - V 合金中添加 25% 体积分数 V 扩展了 Laves 相 Cr₂Nb 的相区,得到合金成分为 Nb - 42Cr - 25V 的 C15 型三元 Laves 相 Nb(Cr,V)₂,其弹性模量、剪切模量和体模量分别约为 220 GPa、85 GPa 和 190 GPa,弹性模量和剪切模量略高于单相 Laves 相 Cr₂Nb 的 215 GPa 和 82 GPa。剪切模量的略微提高使得三元合金中的剪切变形较困难,导致了断裂韧性的略微降低。从室温到 600℃ 的维氏硬度保持为约 8 GPa,而在高于 800℃ 时硬度显著降低。由此可知作为宏合金化元素的 V 对 Laves 相 Cr₂Nb 并没有增韧的作用。合金化元素 Ti 有较低的密度,且在 Nb 中有较高的溶解度。Cr₂Nb 基合金的断裂韧性随 Ti 含量增加而提高,添加约 29% 体

分数 Ti 后,较大幅度地提高了合金的韧性,达到 20.1 MPa·m^{1/2},得到较高韧性的合金 Nb - 29Cr - 29Ti。d + s 层电子浓度的改变是韧性改变的根本原因,降低合金的电子浓度从每原子 5.6 到 5 可使断裂韧性从 1.2 MPa·m^{1/2} 提高到 20.1 MPa·m^{1/2}^[21,23]。但 Nb - 29Cr - 29Ti 合金中 Laves 相 Cr₂Nb 的含量较低,其体积分数仅为 27%,这难以发挥 Cr₂Nb 优异的高温力学性能。添加 Ti 也有可能降低了 Nb 固溶体中 Cr 的溶解度,使得合金的韧性提高。其增韧的详细机理仍不十分清楚,有待于进一步的研究。

目前已研究的微合金化元素有 Ni、Co、Fe、Al、Re、V、Mo、Ti 等。添加合金元素可以改变 Laves 相或第二相的电子浓度、电子分布、弹性模量、晶格常数,形成空位,引起晶格畸变,也能改变相稳定性、堆垛层错能、位错组态和组元的溶解度等,从而影响 Laves 相或第二相的化合键特性和位错运动阻力,达到提高变形能力和增韧的目的。基于溶解度的考虑,对于初选的微合金化元素要求原子半径满足 $R_{Nb} > R_X > R_{Cr}$ (其中,X 是添加到 Laves 相 Cr₂Nb 中的合金元素),并且能够扩展 Laves 相区。在含 Nb 固溶体的 Cr₂Nb 基合金中,Nb 固溶体中高的 Cr 体积分数(约为 15%)使共晶体的韧性降低。添加少量 Ti 能减小 Cr 在 Nb 固溶体中的溶解度,改善 Nb 固溶体的韧性,从而提高两相 Nb - Cr₂Nb 的韧性^[23-24]。

V 和 Mo 都能显著提高 Cr₂Nb 高温变形能力,而 Mo 比 V 更加有效。Mo 的添加使得屈服应力和脆韧转变温度都相应降低,含 3% 体积分数和 5% 体积分数 Mo 的 Cr₂Nb 的脆韧转变温度分别为 1 150℃ 和 1 100℃^[4]。

Liu 等^[21]研究了 Ni、Co、Fe、Al 和 Re 对 Cr - Cr₂Nb 两相合金的微观组织及性能的影响。发现只有 Re 在室温和高温时提高了 Cr - 12% 体积分数 Nb 与 Cr - 7% 体积分数 Nb 的屈服强度,Cr - 12Nb - 4Re - 2Al 的室温屈服强度达到 1 490 MPa,即使在 1 000℃ 的高温下其屈服强度也高达 877 MPa,而此时常规 IN713C 高温合金的屈服强度仅有约 300 MPa。同时其室温应变达到 5.8%,1 000℃ 的应变达到 20%。这说明合金化的 Cr - Cr₂Nb 两相合金在室温下有了一定的变形能力。在 Laves 相中,添加的 Re、Al 占据 Nb 的位置,而 Fe 与 Ni 主要占据 Cr 的位置。合金化对 Cr - Cr₂Nb 屈服强度的影响主要有两个途径:增加硬 Laves 相的体积份数和富 Cr 相的固溶强化。Ni 和 Fe 分布于 Laves 相中,但不会增加其体积分数,对富 Cr 相的固溶强化几乎不起作用。Re 是唯一的强化元素,对富 Cr 相有固溶强化作用,更重要的作用是占据了 Laves 相的 Nb 亚点阵位置,增加了 Laves 相的体

宇航材料工艺 2007 年 第 2 期

积分数。

5 结语

Laves 相 Cr_2Nb 合金的高温力学性能非常优异, 具有作为新型高温结构材料应用的良好前景。但 Laves 相 Cr_2Nb 合金的脆性问题仍然严重, 无论是传统的熔铸工艺还是定向凝固方法, 单一的细晶增韧或软第二相增韧都难以显著改善 Laves 相 Cr_2Nb 的室温脆性, 达不到实用化的要求。而某些合金元素的增韧效果较好, 使得合金具有一定的室温变形能力和较高的断裂韧性, 但这些合金中的 Laves 相 Cr_2Nb 的含量较低, 难以发挥 Cr_2Nb 优异的高温力学性能。因此, 在不显著影响 Laves 相 Cr_2Nb 高温力学性能的前提下如何提高室温韧性仍然是今后研究的一个重点。为此, 对 Laves 相 Cr_2Nb 合金的先进制备技术、成分优化、组织调控、微观结构与性能、变形行为和机理等基础性问题开展进一步系统而深入的研究是非常必要的。由于单一的增韧方法难以获得具有工程实用价值的高强高韧性的 Laves 相 Cr_2Nb 合金, 因此, 需要综合运用细晶韧化、软第二相韧化和合金化韧化方法。

参考文献

- 1 Chan K S, Davidson D L. The fracture resistance and crack-tip micromechanics of in-situ intermetallic composites. *JOM*, 1996; (9): 62 ~ 67
- 2 Takeyama M, Liu C T. Microstructure and mechanical properties of Laves-phase alloys based on Cr_2Nb . *Mater. Sci. Eng.*, 1991; A132: 61 ~ 66
- 3 Thoma D J, Nibur K A, Chen K C et al. The effect of alloying on the properties of (Nb, Ti) Cr_2C_{15} Laves phases. *Mater. Sci. Eng.*, 2002; A329 - 331: 408 ~ 415
- 4 Takasugi T, Yoshida M, Hanada S. Deformability improvement in $\text{C}_{15}\text{NbCr}_2$ intermetallics by addition of ternary elements. *Acta. Mater.*, 1996; 44(2): 669 ~ 674
- 5 Kumar K S, Hazzledine P M. Polytypic transformations in Laves phases. *Intermetallics*, 2004; (12): 763 ~ 770
- 6 鲁世强, 黄伯云, 贺跃辉等. Laves 相合金的物理冶金特性. *材料导报*, 2003; 17(1): 11 ~ 13
- 7 Ohta T, Nakagawa Y, Kaneno Y. Microstructures and mechanical properties of NbCr_2 and ZrCr_2 Laves phase alloys prepared by powder metallurgy. *Journal of Materials Science*, 2003; 38: 657 ~ 665
- 8 Yoshida M, Takasugi T. TEM observation for deformation microstructures of two $\text{C}_{15}\text{NbCr}_2$ intermetallic compounds. *Intermetallics*, 2002; (10): 85 ~ 93
- 9 Chen Katherine C, Chu Fuming, Kotula Paul G. HfCo_2 laves phase intermetallics-part II: elastic and mechanical properties as a function of composition. *Intermetallics*, 2001; (9): 785 ~ 798
- 10 Takasugi T, Kumar K S, Liu C T et al. Microstructure and mechanical properties of two-phase Cr - Cr_2Nb , Cr - Cr_2Zr and Cr - $\text{Cr}_2(\text{Nb}, \text{Zr})$ alloys. *Materials Science and Engineering*, 1999; A260: 108 ~ 123
- 11 Zhu J H, Pike L M, Liu C T et al. Point defects in binary NbCr_2 Laves-phase alloys. *Scripta Materialia*, 1998; 39(7): 833 ~ 838
- 12 Kanazawa S, Kaneno Y, Takasugi T. Microstructures and defect structures in ZrCr_2 Laves phase based intermetallic compounds. *Intermetallics*, 2002; (10): 783 ~ 792
- 13 Liu C T, Zhu J H, Brady M P. Physical metallurgy and mechanical properties of transition-metal Laves phase alloys. *Intermetallics*, 2000; (8): 119 ~ 129
- 14 Keitz Armin Von, Sauthoff Gerhard. Laves phases for high temperatures-Part II: stability and mechanical properties. *Intermetallics*, 2002; (10): 497 ~ 510
- 15 Davidson D L, Chan K S. The effect of microstructure on the fracture resistance of Nb - Cr - Ti in situ composites. *Scripta Materialia*, 1997; 38(7): 1155 ~ 1161
- 16 鲁世强, 黄伯云, 贺跃辉. 机械合金化对 Laves 相 Cr_2Nb 固相热反应合成的影响. *航空学报*, 2003; 24(6): 568 ~ 571
- 17 Brady M P, Zhu J H, Liu C T. Oxidation resistance and mechanical properties of Laves phase reinforced Cr in-situ composites. *Intermetallics*, 2000; (8): 1111 ~ 1118
- 18 Lee Sanboh, Liaw P K, Liu C T et al. Cracking in Cr - Cr_2Nb eutectic alloys due to thermal stresses. *Materials Science and Engineering*, 1999; A268: 184 ~ 192
- 19 Kumar K S, Pang L, Horton J A et al. Structure and composition of Laves phases in binary Cr - Nb, Cr - Zr and ternary Cr - (Nb, Zr) alloys. *Intermetallics*, 2003; (11): 677 ~ 685
- 20 Hong Suklyun, Fu C L. Theoretical study on cracking behavior in two-phase alloys Cr - Cr_2X (X = Hf, Nb, Ta, Zr). *Intermetallics*, 2001; (9): 799 ~ 805
- 21 Liu C T, Tortorelli P F, Horton J A et al. Effects of alloy additions on the microstructure and properties of Cr - Cr_2Nb alloys. *Materials Science and Engineering*, 1996; A214: 23 ~ 32
- 22 Chan Kwai S. The fracture toughness of Niobium-based in situ composites. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 1996; 27A: 2518 ~ 2531
- 23 Davidson D L, Chan K S, Anton D L. The effects on fracture toughness of ductile-phase composition and morphology in Nb - Cr - Ti and Nb - Si in-situ composites. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 1996; 27A: 3007 ~ 3018
- 24 Bewlay B P, Lipsitt H A, Jackson M R. Solidification processing of high temperature intermetallic eutectic-based alloys. *Materials Science and Engineering*, 1995; A192/193: 534 ~ 543
- 25 Thoma D J, Chu F, Peralta P et al. Elastic and mechanical properties of $\text{Nb}(\text{Cr}, \text{V})_2\text{C}_{15}$ Laves phases. *Materials Science and Engineering*, 1997; A239 - 240: 251 ~ 259

(编辑 吴坚)