

ОПИСАНИЕ ИЗОБРЕТЕНИЯ К ПАТЕНТУ

(12)

РЕСПУБЛИКА БЕЛАРУСЬ



НАЦИОНАЛЬНЫЙ ЦЕНТР
ИНТЕЛЛЕКТУАЛЬНОЙ
СОБСТВЕННОСТИ

(19) ВУ (11) 10718

(13) С1

(46) 2008.06.30

(51) МПК (2006)

С 22С 21/00

(54) БЫСТРОЗАТВЕРДЕВШИЙ СПЛАВ НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИЯ, ПРЕИМУЩЕСТВЕННО ДЛЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ТЕРМОСТОЙКИХ ИЗДЕЛИЙ

(21) Номер заявки: а 20060941

(22) 2006.09.26

(43) 2007.04.30

(71) Заявитель: Белорусский государственный университет (ВУ)

(72) Авторы: Сивцова Полина Александровна; Шепелевич Василий Григорьевич (ВУ)

(73) Патентообладатель: Белорусский государственный университет (ВУ)

(56) Неумержицкая Е.Ю. и др. Перспективные материалы. - 2005. - № 4. - С. 69-73.

Сивцова П.А. и др. Вестник Полоцкого государственного университета. Прикладные науки. - 2005. - № 12. - С. 9-12.

EP 0319295 A1, 1989.

SU 1688599 A1, 1993.

SU 1389325 A1, 1989.

Бунтушкин В.П. и др. МиТОМ. - 1999. - № 1. - С. 32-34.

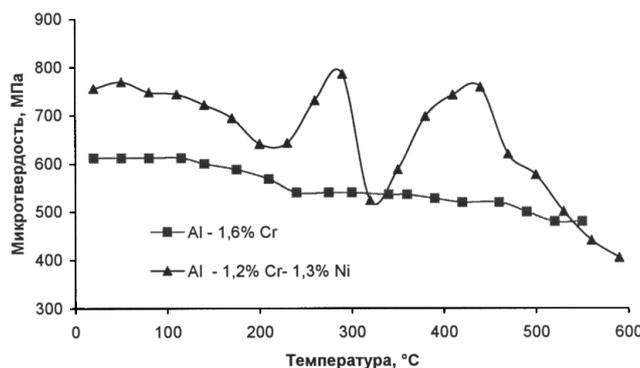
(57)

Быстрозатвердевший сплав на основе алюминия, преимущественно для изготовления термостойких изделий, содержащий хром, отличающийся тем, что дополнительно содержит никель при следующем соотношении компонентов, мас. %:

алюминий 95,40-99,45

хром 0,05-1,20

никель 0,5-3,7.



Фиг. 1

Изобретение относится к области металлургии сплавов, а более конкретно к алюминиевым сплавам и способам получения термостойких изделий из них, и может быть использовано в машиностроении при получении деталей машин и механизмов посредством порошковой металлургии.

BY 10718 C1 2008.06.30

Известны сплавы $Al_aCr_bX_c$ ($87 < a < 99$, $1 < b < 7$, $0 < c < 6$ мас. %), где X - один или более элементов из группы Nb, Mo, Hf, Ta и W [1], которые предлагается получать методами сверхбыстрой закалки из расплава.

Недостатком этих сплавов является низкая эффективность упрочнения выделениями интерметаллических фаз при таком содержании легирующих компонентов, что является следствием относительно крупных размеров формирующихся выделений. Также недостатком является необходимость использования большого количества легирующих элементов, что влечет за собой высокую стоимость получающейся продукции.

Наиболее близким по технической сущности к заявляемому техническому решению является быстрозатвердевший сплав Al_cCr_d ($97,0 < c < 99,6$, $0,4 < d < 3,0$ мас. %) [2]. Однако микротвердость, полученная при сверхбыстрой закалке из расплава данных сплавов, не сохраняется при термической обработке, что препятствует получению из них деталей механизмов и машин путем компактификации при повышенных температурах.

Задачей изобретения является получение термически упрочняемого и термостойкого алюминиевого сплава, а также снижение себестоимости производства деталей механизмов и машин.

Решение поставленной задачи достигается тем, что быстрозатвердевший сплав на основе алюминия, преимущественно для изготовления термостойких изделий, содержащий хром, дополнительно содержит никель при следующем соотношении компонентов, мас. %: алюминий - 95,4-99,45, хром - 0,05-1,2, никель - 0,5-3,7.

Положительное влияние введения добавок никеля в быстрозатвердевшие алюминиевые сплавы, содержащие хром, выражается в появлении при термической обработке области повышенной микротвердости, что связано с взаимным влиянием легирующих элементов на кристаллическую структуру исходной матрицы сплава.

В фольге сплава алюминия с хромом и никелем, получаемой сверхбыстрой закалкой из расплава, благодаря невысокому содержанию легирующих элементов формируется пересыщенный твердый раствор и подавляется выделение вторичных интерметаллидных фаз.

При содержании хрома в сплаве менее 0,05 % при термической обработке не будет выделяться достаточного количества выделений, необходимого для эффективного упрочнения. При содержании хрома в сплаве более 1,2 % формирующиеся в процессе термической обработки выделения являются более грубыми и коалесцируют интенсивнее, что снижает их эффективность в упрочнении сплава.

При содержании никеля в сплаве менее 0,5 % при термической обработке не будет выделяться достаточного количества выделений, необходимого для эффективного упрочнения. При содержании никеля в сплаве более 3,7 % формирующиеся в процессе термической обработки выделения являются более грубыми и коалесцируют интенсивнее, что снижает их эффективность в упрочнении сплава.

Концентрации максимального 99,45 % и минимального 95,4 % содержания алюминия определяются требованием, чтобы суммарное содержание легирующих элементов и алюминия было равно 100 %.

Сущность изобретения поясняется фиг. 1-3.

На фиг. 1 представлены зависимости микротвердости сплава-прототипа и заявляемого сплава от температуры отжига при термической обработке. Добавка никеля вызывает появление двукратного упрочнения тройного сплава при термической обработке, что увеличивает микротвердость сплавов.

Фиг. 2 отображает зависимость микротвердости заявляемых сплавов системы Al-Cr-Ni от температуры изохронного отжига и демонстрирует существование положительного эффекта упрочнения во всем заявляемом диапазоне концентраций легирующих элементов. Все представленные сплавы термически упрочняемые, что позволяет эффективно использовать их в порошковой металлургии.

ВУ 10718 С1 2008.06.30

Фиг. 3 демонстрирует термическую стабильность представителя заявляемых сплавов - сплава 95,4 % Al - 0,9 % Cr - 3,7 % Ni. Стабильность упрочнения при длительной выдержке сплава при 100 и 200 °С выгодно отличает его от сплава-прототипа, микротвердость которого при отжиге постоянно уменьшается.

Изобретение поясняется описанием его конкретного осуществления.

Был получен ряд тройных сплавов системы Al-Cr-Ni. Для изготовления сплавов на основе алюминия использовались компоненты, чистота которых не хуже 99,99 % (табл. 1). Массы компонентов взвешивались на аналитических весах ВЛА-200-М. Компоненты сплавлялись в вакууме в индукционной печи ИСВ-0.004-ПИ-М при температуре 1400 °С в течение 1 ч. Затем сплавы плавилась на воздухе и заливались в графитовую форму для получения стержней толщиной 6 мм, шириной 1,3 мм и длиной 120 мм. Из средней части стержней вырезались небольшие куски (0,1...0,2 г) для изготовления фольги.

Таблица 1

Компоненты, использовавшиеся для получения сплавов

Сплав	Сплавляемые компоненты		
	А	Б	В
95,4 % Al - 0,9 % Cr - 3,7 % Ni	нихром	-	Al
97,8 % Al - 0,2 % Cr - 2,0 % Ni	хромель	-	Al
97,5 % Al - 1,2 % Cr - 1,3 % Ni	95,0 % Al - 5,0 % Ni	97,0 % Al - 3,0 % Cr	Al

Сплавы 97,8 % Al - 0,4 % Cr - 1,8 % Ni, 98,9 % Al - 0,2 % Cr - 0,9 % Ni, 98,9 % Al - 0,1 % Cr - 1,0 % Ni и 99,45 % Al - 0,05 % Cr - 0,5 % Ni были получены путем переплавки сплавов из табл. 1. с чистым алюминием в муфельной печи при температуре 900 °С в течение 5-10 мин. Сплав 97,5 % Al - 1,2 % Cr - 1,3 % Ni получен путем перемешивания бинарных сплавов в муфельной печи при тех же условиях.

Образцы в виде фольги производились методом центробежной закалки расплава: капля расплава массой порядка 0,2 г инжигировалась на полированную внутреннюю поверхность быстровращающегося медного цилиндра. Диаметр цилиндра - 20 см, частота вращения - 1500 об/мин. Скорость охлаждения расплава составляла ~ 10⁶ К/с. Толщина исследуемой фольги находилась в пределах 30...80 мкм. Сторона, прилегающая к кристаллизатору, имела зеркальную, а противоположная сторона - бугристую структуру.

Химический состав образцов и их поверхность исследовались с помощью электронного микроскопа LEO 1455 VP. Изучалась термическая стабильность механических свойств сплавов. Рентгеноструктурный анализ проводился на дифрактометре ДРОН-3М в геометрии Брегга-Брентано в монохроматизированном медном излучении. Микротвердость фольги измерялась с помощью ПМТ-3 с приложением нагрузки 20 г на 10 с. Изохронный отжиг быстрозатвердевшей фольги проводился от комнатной температуры до 590 °С через 30 °С с выдержкой по 20 мин при каждой температуре отжига. Изотермический отжиг проводился в течение нескольких суток при различных температурах.

Рентгенографические данные показывают, что основной фазой всех сплавов является пересыщенный твердый раствор на основе алюминия α -Al. В тройных сплавах с 95,4 % Al - 0,9 % Cr - 3,7 % Ni и 97,5 % Al - 1,2 % Cr - 1,3 % Ni выявлены рефлексы фаз Al₇Cr и Al₃Ni. Рентгенофазовый анализ всех остальных сплавов показывает существование только твердого раствора α -Al.

Данные электронной микроскопии свидетельствуют об отсутствии включений в исходном состоянии полученных сплавов.

При термической обработке сплавы-прототипы демонстрируют снижение микротвердости с увеличением температуры отжига в среднем на 100 МПа (фиг. 1).

Заявляемые сплавы в указанном диапазоне составов являются термически упрочняемыми (фиг. 2). Величина упрочнения иллюстрируется табл. 2.

Микротвердость заявляемых сплавов и прототипа в исходном состоянии и после оптимальной термической обработки

Сплав	Микротвердость фольг, МПа		Величина упрочнения в % к начальному значению
	в исходном состоянии	в оптимально состаренном состоянии	
99,45 % Al - 0,05 % Cr - 0,5 % Ni	330	430	30
97,5 % Al - 1,2 % Cr - 1,3 % Ni	770	790	3
95,4 % Al - 0,9 % Cr - 3,7 % Ni	790	910	15
97,5 % Al - 1,2 % Cr - 1,3 % Ni	770	790	3
97,7 % Al - 0,4 % Cr - 1,9 % Ni	610	690	13
99,45 % Al - 0,05 % Cr - 0,5 % Ni	330	430	30
95,4 % Al - 0,9 % Cr - 3,7 % Ni	790	910	15
97,8 % Al - 0,2 % Cr - 2,0 % Ni	630	690	10
99,45 % Al - 0,05 % Cr - 0,5 % Ni	330	430	30
прототип	620	550	-11

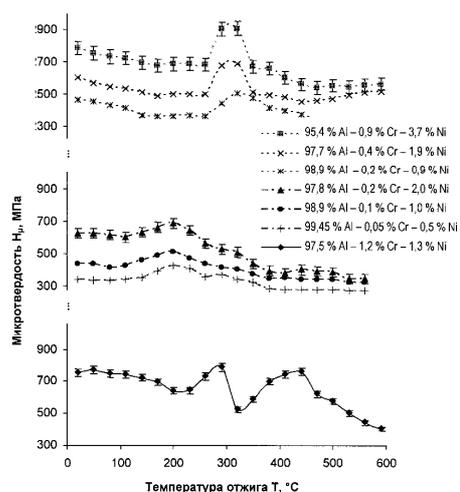
Как следует из данных, приведенных в табл. 2, прототип не сохраняет высокую микротвердость при термической обработке, в то время как заявляемые сплавы демонстрируют увеличение микротвердости от 3 до 30 %.

Упрочнение заявляемых сплавов термической обработкой стабильно при невысоких температурах выдержки (фиг. 3). Такая стабильность позволяет использовать заявляемые сплавы в деталях машин и механизмов, подвергающихся длительному воздействию температур 100-150 °С и кратковременному воздействию температур до 300 °С.

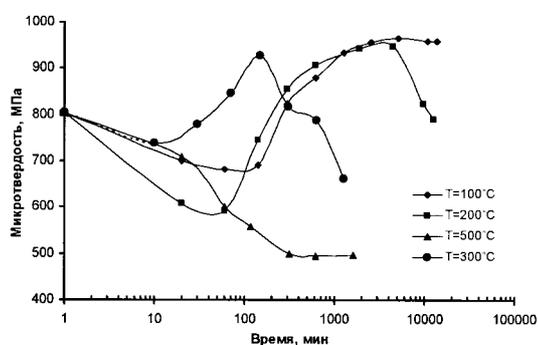
Применение заявленных сплавов в сравнении с прототипом позволит получать термически стойкие детали машин и механизмов при снижении затрат материалов.

Источники информации:

1. Патент WO 88/03179, МПК С 22С 21/00, 1988.
2. Неумержицкая Е.Ю., Шепелевич В.Г. Структура, свойства и термическая стабильность быстрозатвердевших фольг сплавов алюминия с хромом, никелем и марганцем // Перспективные материалы. - 2005. - № 4. - С. 69-73.



Фиг. 2



Фиг. 3