

ТЕЗИСЫ ДОКЛАДОВ

МЕЖДУНАРОДНАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ

**«Физическая мезомеханика.
Материалы с многоуровневой иерархически
организованной структурой и интеллектуальные
производственные технологии»,**

посвященная 90-летию со дня рождения
основателя и первого директора ИФПМ СО РАН
академика Виктора Евгеньевича Панина

в рамках
**Международного междисциплинарного симпозиума
«Иерархические материалы: разработка и приложения
для новых технологий и надежных конструкций»**

**5–9 октября 2020 года
Томск, Россия**

Томск
Издательство ТГУ
2020

ВЛИЯНИЕ СОСТАВА ПОРОШКОВОЙ СМЕСИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ИНВАРНОГО СПЛАВА

Абдульменова Е.В., Кульков С.Н.

НИ Томский политехнический университет, Томск

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Известно, что для обеспечения контролируемых свойств спечённых изделий можно использовать химически однородные ультрадисперсные частицы Fe-Ni разного состава, полученные методом испарения и криоконденсации [1], газофазным методом [2], при этом механические свойства и структура полученных сплавов аналогичная справам полученным методом литья. Однако информации о возможности получения железоникелевых инваров при спекании порошков Fe и Ni в литературе не достаточно. Это позволит синтезировать образцы с формой максимально приближенной к конечному изделию с сохранением заданных свойств, например инъекционным формованием [3, 4].

Смеси промышленных порошков железа (марка ВМ) и никеля (марка ПНК-УТ), в необходимых весовых концентрациях смешивались в механическом смесителе типа «пьяная бочка» в течение 1 ч. Весовая концентрация никеля варьировалась от 30 до 40 % масс. Образцы прессовались на гидравлическом прессе при нагрузке 1,5 т. Спекание образцов проводили в вакуумной печи СНВЭ 1.3.1/16 при температуре 1325 °С с выдержкой 1 час и с последующим охлаждением с печью. Рентгенограммы получены с помощью рентгеновского дифрактометра с фильтрованным кобальтовым излучением. Металлографический анализ проводился на микроскопе марки Лабомет-И. В качестве травителя для сплавов Fe-Ni использовался раствор азотной кислоты в этаноле (1:20) [5]. Микротвердость спеченных образцов измерялась на приборе ПМТ-3 при нагрузке 1 Н. Исследования изменения расстояния кристаллических плоскостей и фазовые изменения при нагревании проводились с помощью высокотемпературного рентгеновского анализа.

На рис. 1 представлены рентгенограммы (а) и относительное содержание α -фазы спеченных образцов из смеси порошков. Во всех сплавах после спекания (рис 1, а) формируется γ -фаза с гранцентрированной кубической структурой (ГЦК). В сплавах, содержащих Ni 30-35 % масс формируется двухфазное состояние, вследствие концентрационной неоднородности вызванной крупным размером исходных порошков, с образованием второй α -фазы с объёмно-центрированной кубической структурой (ОЦК), относительное содержание которой уменьшается от 37 % до 2 % с увеличением содержания Ni, при этом предел существования α -фазы составляет 35 % масс.

Рассчитанные параметры решётки γ -фазы сплавов возрастают с увеличением содержания никеля от $3,58895 \pm 0,002 \text{ \AA}$ до $3,59857 \pm 0,002 \text{ \AA}$, что хорошо совпадает с литературными данными [6].

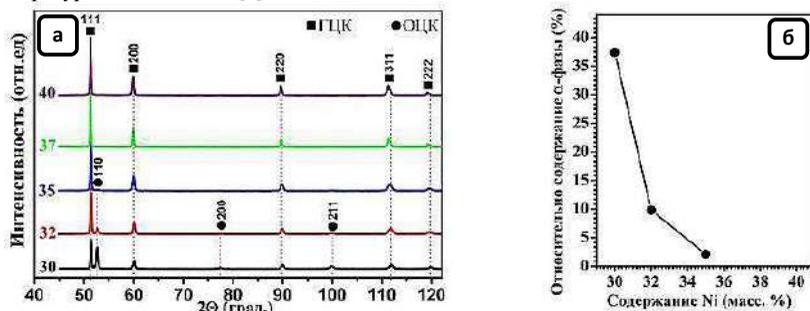


Рис. 1. Типичная структура (а) и рентгенограмма (б) спеченных образцов из смеси порошков с содержанием никеля от 30 до 40 % масс. при температуре спекания 1350 °С.

Секция 10. Аддитивные технологии формирования материалов, изделий и элементов конструкций с иерархически организованной структурой

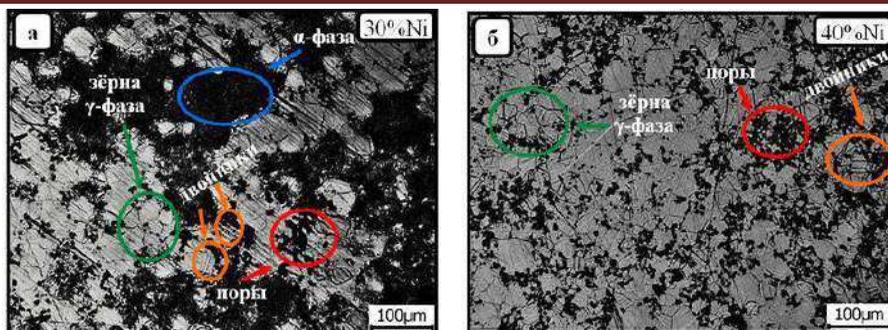


Рис. 2. Микроструктура после травления поверхности сплавов с содержанием Ni 30 (а) и 40 % масс. (б)

На рис. 2 приведена микроструктура после травления сплавов при содержании Ni 30 и 40 % масс. Видно, что в структурах видны поры, в зёрнах видны двойники. Тёмная область на рис. 2 а, по-видимому соответствует α -фазе. С увеличением содержания Ni пористость в сплавах увеличивается с 13 ± 1 % до 18 ± 1 %, размер зерна уменьшается с 26,5 мкм (St.dev составляет 12,3 мкм) до 18,3 мкм (St.dev составляет 9,1 мкм), доля зёрен с двойниками увеличивается с 8 до 54 %.

Твёрдость образцов с увеличением содержания никеля изменяется с минимумом при 35 % масс Ni, значение которого составляет $0,78 \pm 0,05$ ГПа, при этом наибольшее значение твёрдости составляет $1,03 \pm 0,09$ ГПа при содержании Ni 30 и 40 % масс. По-видимому, не монотонность изменение величины твёрдости связано со взаимным влиянием пористости, размера зерна и содержания α -фазы.

Анализ смещения дифракционной линии γ -фазы (111) после высокотемпературного рентгеновского анализа позволил из зависимостей изменения межплоскостных расстояний от температуры определить коэффициент термического расширения (КТР). КТР в интервалах от 0 °C до ~ 200 °C и от ~ 200 °C до 450 °C составляет $1,6 \cdot 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$ и $19,9 \cdot 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$, соответственно, что соответствует минимальному значению КТР полученного для инварного сплава с содержанием никеля 35 % масс. Наибольшее значение КТР в интервалах от 0 °C до 450 °C (поскольку кривая изменяется прямолинейно и можно выделить один наклон) составляет $18,4 \cdot 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$, что соответствует значению сплава с содержанием Ni 30 % масс. По-видимому, это связано с обнаруженной в этом составе α -фазы.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ № 18-48-700039 р. а.

1. Duhamel C., Champion Y. et al. Synthesis of controlled-chemistry ultrafine $\text{Fe}_x\text{Ni}_{1-x}$ ferromagnetic powders // J. Alloys Compd.. – 2005. – № 393. – P. 204–210.
2. Hidalgo J., Jiménez-Morales A., Barriere T. et al. Mechanical and functional properties of Invar alloy for μ -MIM // Powder Metall.. 2014. № 2. P. 127-136.
3. German R. Metal powder injection molding (MIM): key trends and markets. Handbook of metal injection molding. Woodhead Publishing Limited. 2012. P. 1 – 12.
4. Petzoldt F. Current status and future perspectives of the MIM technology // Ceram. Forum Int. 2012. № 89. P. 11–15.
5. Luong D. D., Shunmugasamy V. S., Gupta N. et al. Quasi-static and high strain rates compressive response of iron and Invar matrix syntactic foams // Mater. Des.. № 66. – 2015. – p. 516–531.
6. Chamberod A., Laugier J., Penisson J. M. Electron irradiation effects on iron-nickel invar alloys // J. Magn. Magn. Mater. 1979. № 10. P. 139-144.