Литература:

1. Мазюк В.В. Расчет и оптимизация по пределу теплопереноса порошковых капиллярных структур низкотемпературных тепловых труб: [Текст] Дисс. канд. техн. наук. – Минск, 1990. – 139 с.

2. Изделия порошковые. Методы определения плотности содержания масла и пористости. ГОСТ 18898-89. – Введ. 01.01.91. – Москва: Государственный комитет СССР по стандартам, 1991. – 10 стр.

3. Материалы порошковые. Метод определения величины пор: ГОСТ 26849-86. – Введ. 27.04.89. – Москва: Государственный комитет СССР по стандартам, 1989. – 8 стр.

4. Материалы спеченные проницаемые. Определение проницаемости жидкости: ГОСТ25283-93. – Введ. 1.10.97. – Минск: Госстандарт Беларуси, 1997. – 19 стр.

5. Семена М.Г. Тепловые трубы с металловолокнистыми капиллярными структурами [Текст] / М.Г. Семена, А.Н. Гершуни, В.К. Зарипов – Киев: Вища школа, 1984. – 215 с.

6. Воронин В.Г. Низкотемпературные тепловые трубы для летательных аппаратов [Текст] / В.Г. Воронин, А.В. Ревякин, В.Я. Сасин и др. – М.: Машиностроение, 1976. – 200 с.

7. Ландау Л.Д., Лифшиц Е.М. Теоретическая физика: Учебное пособие. В. 10 т. Т IV. Гидродинамика. – 3-е изд., перераб. / Л.Д. Ландау, Е.М. Лифшиц – М.: Наука. Гл. ред. физ-мат. лит., 1986. – 736 с.

8. Maziuk, V.V. Miniature loop heat pipes with noninverted meniscus concept and treatment / V.V. Doktarau, V.V. Maziuk, A.L. Rak // Int. Journal of Low Carbon Technologies. – Manchester, 2006. – № 1/3. – P. 228–235.

ТЕРМИЧЕСКАЯ И ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА МИКРОЛЕГИРОВАННЫХ АЛЮМИНИЕМ УГЛЕРОДИСТЫХ ГОРЯЧЕДЕФОРМИРОВАННЫХ ПОРОШКОВЫХ СТАЛЕЙ

ДОРОФЕЕВ В.Ю., КОЧКАРОВА Х.С.

Южно-Российский государственный технический университет, г.Новочеркасск, Россия, тел.: (+7 86352) 55438; e-mail: dvyu56.56@mail.ru

Микролегирование алюминием позволяет улучшить качество межчастичного сращивания и повысить уровень структурно чувствительных свойств горячедеформированных порошковых материалов на основе железа [1, 2]. В работе [3] были установлены зависимости механических свойств углеродистых порошковых сталей от содержания углерода, микролегирующей добавки и температурного режима проведения горячей штамповки (ГШ). Указанные характеристики определялись на образцах в состоянии после ГШ с неоднородной структурой, формирование которой протекало в условиях неравномерного подстуживания пористой заготовки при ее технологической транспортировке из печи в матрицу, а также в процессе допрессовки при контакте с поверхностями пресс-инструмента. Гетерогенность структуры обусловливает увеличение внутренних напряжений и соответствующее уменьшение запаса вязкости и воспроизводимости механических свойств [4]. В связи с этим целесообразным представляется изучение возможности применения термической (TO) и высокотемпературной термомеханической обработки (BTMO) горячедеформированных порошковых сталей (ГДПС), микролегированных алюминием.

получения Для призматических образцов размером 10×10×55 мм использовались шихты на основе восстановленно-10×10×55 мм использовались шихты на основе восстановленно-го железного порошка ПЖВ 2.160.26. Алюминий вводили в виде порошка измельченного ферроалюминия ФА-50 ТУ У 27.3 – 13533123 – 001 – 20 фракции – 0,063 мм. С учетом результатов [3] содержание алюминия в образцах C_{AI} не варьировали, оно было постоянным и составляло 0,27 масс. %. С целью обеспечения возможности проведения сравнительного анализа в идентичных условиях изготавливались образцы без добавок алюминия. Углерод вводили в виде порошка карандашного графита ГК-1 в количестве, обеспечивавшем возможность варьирования его содержанием в получаемых материалах C_{CM} (с учетом потерь при шихтоприготовлении и выгорании) в интервале 0 ÷ 1,0 масс. %. Компоненты шихты подвергали механической активации в те-%. Компоненты шихты подвергали механической активации в те-чение 72-х ч. Условия ее проведения соответствовали описан-ным в [2]. Температура нагрева механоактивированных шихт в оболочках из фольги сплава Х20Н80-Н ГОСТ 12766.2 – 77 перед ГШ (*T*_{ГШ}) составляла 1200 °C [3]. Возможность применения пред-варительной ТО микролегированных ГДПС для снятия внутренних напряжений, приближения структурного состояния к равно-весному, увеличения однородности структуры [4] была ограни-чена вероятностью объемной и граничной диффузии атомов микродобавки от межчастичных поверхностей в глубь частиц и зерен и соответствующего ухудшения качества сращивания [2]. Поэтому предварительный отжиг образцов не проводился, а стабилизация структуры была обеспечена повышением темпе-ратуры аустенитизации при нагреве перед ТО и ВТМО (950 °C). Последеформационное термическое упрочнение осуществляли по двум схемам: закалка с 950 °С в 10%-ном водном растворе

NaCl с последующим низким отпуском при 200 °C, 1 ч; ВТМО непосредственно после ГШ (степень пластической деформации 35 – 40 %), Т_{Гш} = 1200 °C. Подогрев подстуженных деформированных образцов перед закалкой проводили при 950 °C, 3 мин, а последующий низкий отпуск – при 200 °C, 1 ч.

Качество межчастичного сращивания оценивали по величине вязкости разрушения K_{1c} , которую определяли в процессе испытаний на изгиб при – 196 °С в соответствии с методикой [5, 6]. Механические свойства при растяжении (предел прочности σ_e , относительное удлинение δ , относительное сужение ψ) и ударную вязкость *КС* определяли по стандартным методикам.

Зависимости K_{1c} (C_{CM}) термообработанных ГДПС с микродобавками алюминия имеют экстремальный характер, аналогичный описанному ранее для образцов в состоянии после ГШ (рис. 1, кривая 1) [3].

Улучшение качества межчастичного сращивания и соответствующий рост значений К_{1с} при увеличении С_{СМ} в интервале 0 ÷ 0,2 масс. % связаны с восстановлением поверхностных оксидов углеродом в процессе нагрева перед ГШ. Дальнейшее повышение С_{СМ} до 1,0 масс. % обусловило снижение показателей К_{1с}, вызванное охрупчивающим воздействием продуктов распада аустенита. Значения К_{1с} микролегированных ГДПС существенно соответствующие превышают характеристики образцовсвидетелей (кривая 2). Помимо улучшения качества межчастичного сращивания немаловажным оказалось тормозящее влияние алюминия на растворимость углерода в железе. Известно, что вокруг атомов AI и Si, растворенных в жидком или твердом железе по типу растворов замещения, образуется «углеродный вакуум» [7]. Это обусловливает формирование прослойки бейнита, прилежащей к межчастичной поверхности сращивания (МЧПС). В зависимости от С_{СМ} микротвердость бейнита изменяется в интервале 360 – 450 Н. В структуре образцов-свидетелей бейнитная прослойка отсутствует. Следует отметить, что ранее формирование ферритной или бейнитной прослойки вблизи МЧПС наблюдалось на образцах углеродистых ГДПС, полученных на основе измельченной стружки стали У8, а также на модельных образцах «сталь Ст. 3 – порошок А/ ПА-4», в состоянии после ГШ [8, 9]. Отсутствие такой прослойки в структуре исследованных в настоящей работе образцов-свидетелей после ТО связано, по всей видимости, с выравниванием состава зерен и частиц по углероду в процессе аустенитизации.

Зависимости характеристик прочности и пластичности микролегированных ГДПС и образцов-свидетелей имеют монотонный характер. Можно отметить некоторое увеличение значений σ_e в результате микролегирования (Рис. 1, ср. кривые 3 и 4). Повышение показателей КС. б и ψ оказалось существеннее, так как последние в большей степени зависят от качества межчастичного сращивания (кривые 5 - 10) [10]. Влияние углерода на значения σ_e, δ, ψ, КС связано, как и в компактных сталях, с упрочнением твердого раствора и образованием продуктов распада аустенита. В низкоуглеродистых сталях основной фон структуры бейнит с микротвердостью 360 – 390 HV. При повышении Ссм возрастает количество мартенситной составляющей. Структура среднеуглеродистых сталей – бейнито-мартенсит (600 – 700 HV) и остаточный аустенит. Мартенсит крупноигольчатый, соответствует 9-му баллу (шкала № 3 ГОСТ 8233 – 56). В высокоуглеродистых сталях наблюдается мелкоигольчатый мартенсит (балл 3 -5, 750 – 780 HV) с остаточным аустенитом.

Описанные выше результаты свидетельствуют о том, что микролегирование алюминием обеспечивает повышение структурно чувствительных характеристик ГДПС после ТО. На устойчивость переохлажденного аустенита и прокаливаемость качество межчастичного сращивания существенного влияния не оказывает. В работе [11] отмечалось, что фазовое превращение в первую очередь инициируется в термодинамически неустойчивых зонах – на старых межчастичных границах (после миграции МЧПС в глубь зерен частицы – Д.В.Ю., К.Х.С.). Следовательно, скорость распада аустенита при охлаждении определяется, в основном, количеством примесей и дефектов структуры, которое в малой степени зависит от качества сращивания, улучшаемого за счет микролегирования.

Зависимости K_{1c} (C_{CM}) микролегированных ГДПС после ВТМО имеют экстремальный характер (Рис. 2, кривая 1). Как и в случае термообработанных образцов максимум K_{1c} наблюдается при $C_{CM} = 0,2$ масс. %. Однако его абсолютное значение оказалось на ~ 16 % выше. Проведение ВТМО вызвало также некоторое увеличение показателей K_{1c} образцов-свидетелей по сравнению с состоянием после ТО (рис. 2, кривая 2). Тем не менее, они не достигли уровня микролегированных ГДПС.



Рис. 1. Зависимости механических свойств ГДПС после ТО от содержания углерода: 1, 3, 5, 7, 9 – образцы с микродобавкой 0,27мас.% *AI*; 2, 4, 6, 8, 10 – образцы-свидетели углеродистых ГДПС. 1, 2 – K_{1C} ; 3, 4 – $\sigma_{\rm B}$; 5, 6 – *KC*; 7, 8 – ψ ; 9; 10 – δ



Рис. 2. Зависимости механических свойств ГДПС после ВТМО от содержания углерода. Обозначения кривых соответствуют указанным на Рис. 1.

Характер зависимостей σ_{e} , *КС*, δ , ψ (*C*_{*CM*}) не отличается существенным образом от описанного выше для термообработанных ГДПС. Анализ результатов, представленных на Рис.2, свидетельствует о том, что проведение ВТМО не оказало заметного влияния на прочность всех исследованных ГДПС (кривые 3, 4). В противоположность этому можно отметить ощутимый положительный эффект ВТМО по отношению к показателям пластичности. В частности, для среднеуглеродистой микролегированной стали ПК40 (*C*_{*CM*} = 0,4 масс. %) значения *КС* увеличились в среднем на 20 %, ψ – на 129 %, δ – в 3,3 раза. Проведение ВТМО позволило также существенно повысить пластические свойства образцов-свидетелей, хотя их абсолютные показатели оказались ниже соответствующих показателей микролегированных ГДПС.

Структура ГДПС после ВТМО в целом имеет вид, аналогичный описанному выше для состояния после ТО. Отличие заключается в некотором повышении дисперсности продуктов распада аустенита. Значения микротвердости бейнита низкоуглеродистой микролегированной ГДПС составили 380 – 410 *HV*. Мартенсит, образовавшийся при ВТМО средне- и высокоуглеродистых микролегированных ГДПС – мелкоигольчатый, с микротвердостью 750 – 850 *HV* (балл 3 - 5). В структуре сталей наблюдаются прослойки феррита (низкоуглеродистая сталь) или бейнита (средне- и высокоуглеродистые стали), прилежащие к МЧПС, обогащенным алюминием.

Улучшение показателей механических свойств образцов после ВТМО связано с влиянием нескольких факторов. При ВТМО, как и при ТО, обеспечиваются условия для сохранения дефектной субструктуры материала частиц, сформировавшейся в процессе механоактивации и ГШ. Кроме того, за счет совмещения процессов протекания фазовых превращений и деформации уменьшаются напряжения II-го рода. В результате рентгеновского анализа установлено, что у термообработанных образцов микролегированной ГДПС ($C_{CM} = 0,4$ масс. %) величина микродеформации $\Delta a/a - 0,32$ %; размер областей когерентного рассеяния (OKP) D - 20 нм; плотность дислокаций $\rho_{\partial} - 7,5 \cdot 10^{11}$ см⁻². Для аналогичных по составу образцов после ВТМО эти значения составили, соответственно, 0,12 %; 19 нм и 8,3 $\cdot 10^{11}$ см⁻². Снижение напряжений II-го рода обусловливает уменьшение охрупчивающего влияния продуктов распада аустенита как в объеме материала, так и в зонах, прилежащих к МЧПС. Это обеспечивает возможность более полной реализации эффекта улучшения качества межчастичного сращивания за счет микролегирования алюминием. В образцах-свидетелях последний фактор не действовал, поэтому, несмотря на улучшение показателей пластичности, значения K_{1c} существенно не повысились.

Выводы:

1. Наличие алюминия в зонах межчастичных контактов способствует формированию в структуре ГДПС после ТО и ВТМО прослоек феррита (низкоуглеродистая сталь) или бейнита (средне- и высокоуглеродистые стали), что снижает охрупчивание МЧПС.

2. Оптимальное сочетание показателей механических свойств и качества межчастичного сращивания микролегированных алюминием углеродистых ГДПС обеспечивает ВТМО.

3. Снижение напряжений II-го рода при ВТМО за счет совмещения процессов протекания фазовых превращений и деформации обусловливает уменьшение охрупчивающего влияния продуктов распада аустенита и создает условия для более полной реализации эффекта улучшения качества межчастичного сращивания при микролегировании алюминием.

Литература:

1. Дорофеев В.Ю. Некоторые особенности формирования структуры и свойств горячедеформированных порошковых материалов на основе железа, микролегированных алюминием / В.Ю. Дорофеев, Х.С. Кочкарова // Новые материалы и технологии: порошковая металлургия, композиционные материалы, защитные покрытия, сварка: Матер. докл. 8-й международ. науч.-техн. конф., Минск, Беларусь 27 – 28 мая 2008 г. – Минск: Институт порошковой металлургии ГНПО ПМ, 2008. – С. 22 – 24.

2. Дорофеев В.Ю. Влияние механической активации исходных компонентов шихты на качество межчастичного сращивания микролегированных алюминием горячедеформированных порошковых материалов на основе железа / В.Ю. Дорофеев, Х.С. Кочкарова // Инженерия поверхности. Новые порошковые композиционные материалы. Сварка. В 2-х ч. Ч. 2. Матер. междунар. симп., провод. в рамках 12-й междунар. выставки «Порошковая металлургия - 2009», 8-й междунар. выставки «Сварка и резка - 2009», междунар. спец. салона «Защита от коррозии. Покрытия - 2009», Минск. 25 – 27 марта 2009 г., Институт порошковой металлургии ГНПО ПМ НАН Беларуси, 2009 г. – Минск: Институт порошковой металлургии, 2009. – С. 56 – 65.

3. Дорофеев В.Ю. Влияние микродобавок алюминия на структуру и механические свойства углеродистых горячедеформированных порошковых сталей / В.Ю. Дорофеев, Х.С. Кочкарова // Новые материалы и технологии: порошковая металлургия, композиционные материалы, защитные покрытия, сварка: Матер. докл. 9-й международ. науч.-техн. конф., Минск, Беларусь 29 – 30 сентября 2010 г. – Минск: Институт порошковой металлургии ГНПО ПМ, 2010. – С. 49 – 51.

4. Дорофеев Ю.Г. Конструкционные порошковые материалы и изделия / Ю.Г. Дорофеев, Л.Г. Мариненко, В.И. Устименко. – М.: Металлургия, 1986. – 144 с.

5. Драчинский А.С. Влияние пористости на трещиностойкость порошкового железа / А.С. Драчинский, А.Е. Кущевский, А.В. Перепелкин и др. // Порошковая металлургия. – 1982. - № 12. – С. 80 – 84.

6. Драчинский А.С. Влияние масштабного фактора на результаты определения механических свойств порошковых материалов на основе железа / А.С. Драчинский, А.Е. Кущевский, Т.Ф. Мозоль, Ю.Н. Подрезов // Порошковая металлургия. – 1983. - № 3. – С. 88 – 94.

7. Чугун: справ. изд. / Под ред. А.Д. Шермана и А.А. Жукова. – М.: Металлургия, 1991. – 576 с.

8. Дорофеев Ю.Г. Структура межчастичных зон сращивания в порошковых углеродистых сталях / Ю.Г. Дорофеев, В.Ю. Дорофеев, Ю.В. Дыбов, С.Н. Егоров // Порошковая металлургия. – 1991. - № 4. – С. 29 – 34.

9. Емельянов В.В. Структура зоны сращивания композиции сталь – алюминий – сталь / В.В. Емельянов, С. Н. Егоров, М.Б. Дамаскина // Концепция современного развития автомобилестроения и эксплуатации транспортных средств: Матер. Всерос. науч.-техн. конф. / Юж.-Рос. гос. техн. ун-т. – Новочеркасск: ЮРГТУ, 2002. – С. 123 – 126.

10. Дорофеев Ю.Г. Динамическое горячее прессование в металлокерамике. - М.: Металлургия, 1972. – 176 с.

11. Анциферов В.Н. Структурная наследственность порошковых сталей / В.Н. Анциферов, Н.Н. Масленников, С.Н. Пещеренко, С.Н. Боброва, А.П. Тимохова. – Пермь: РИТЦ ПМ, 1996. – 122 с.

ПОРОШКОВЫЕ ТЕРМОПЛАСТИЧНЫЕ КОМПОЗИЦИИ, ВЫСОКОНАПОЛНЕННЫЕ МОЛИБДЕНСОДЕРЖАЩИМИ УГЛЕРОДНЫМИ ВОЛОКНАМИ

ДУБКОВА В. И.¹, КРУТЬКО Н. П.¹, МИНКЕВИЧ Т. С.¹, КОМАРЕВИЧ В. Г.¹, КУКАРЕКО В. А.²

¹Институт общей и неорганической химии НАН Беларуси, г. Минск, Беларусь, тел.:(+375 17) 284-27-08; e-mail: dubkova@igic.bas-net.by ²Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси, г. Минск, Беларусь, тел.: (+375 17) 284-24-05

Введение. В общем объёме потребления конструкционных материалов в настоящее время наблюдается тенденция опережающего роста доли термопластов, армированных углеродными, полимерными и другими непрерывными волокнами с объёмным содержанием до 70 %. Стимулом для этого является постоянно растущая потребность в таких материалах авиационной и судостроительной промышленности, автомобилестроении, производства медицинской, спортивной и другой техники, нуждающейся в лёгких материалах, комплексно удовлетворяющих ши-