

$$v_0 = \frac{N_{III} G_{PЭ} U_{III}}{3} \left(\sqrt[3]{\frac{4\pi R_{Pcp} h_0 l}{N_{III}}} - 2R_0 \right). \quad (6)$$

Приняв рабочую гипотезу о независимости скорости шаров U_{III} от их количества N_{III} в рабочем объеме ЭММА, исследуем v_0 как функцию N_{III} на экстремум:

$$\begin{aligned} \frac{d}{dN_{III}} = 0; \quad \frac{d}{dN_{III}} \left[N_{III} \left(\sqrt[3]{\frac{\alpha_{III}}{N_{III}}} - 2R_0 \right) \right] &= 0; \\ \alpha_{III} &= 2\pi R_{Pcp} h_0 l; \\ \sqrt[3]{\frac{\alpha_{III}}{N_{III}}} - 2R_0 - \frac{1}{3} \sqrt[3]{\frac{\alpha_{III}}{N_{III}}} &= 0; \\ \sqrt[3]{\frac{\alpha_{III}}{N_{III}}} N_{III}^{-\frac{1}{3}} = R_0; \quad N_{III}^{\frac{1}{3}} = 3R_0 \alpha_{III}^{-\frac{1}{3}}; & \\ N_{III}^* = \left(3R_0 \alpha_{III}^{-\frac{1}{3}} \right)^3 = \frac{\alpha_{III}}{27R_0^3}. & \end{aligned} \quad (7)$$

При равенстве $N_{III} = N_{III}^*$ значение v_0 достигает максимума, т.е. процесс помола идет с максимальной интенсивностью:

$$v_{0max} = v_0^* = \frac{4\pi R_{Pcp} h_0 l G_{PЭ} U_{III}}{81R_0^2}. \quad (8)$$

При этом для оптимального объемного коэффициента заполнения рабочей камеры размольными элементами в зоне их переориентации в структурных группах получим:

$$K_{PЭ}^{max} = \frac{\frac{4}{3} \pi R_0^3 N_{III}^*}{4\pi R_{Pcp} h_0 l} = \frac{4\pi}{81}. \quad (9)$$

В зонах оснований структурных построений из ферромагнитных размольных элементов [1, 2, 4] объемные коэффициенты заполнения равны отношению объема феррошара к объему описанного около него куба:

$$K_{PЭ}^{max} = \frac{\frac{4}{3} \pi R_0^3}{(2R)^3} = \frac{\pi}{6}. \quad (10)$$

Оптимальный коэффициент объемного заполнения $K_{PЭ}^{CP}$ для трех зон рабочего объема ЭММА определяется выражением:

$$K_{PЭ}^{CP} = \frac{K_{PЭ}^{OPT} + 2K_{PЭ}^{max}}{3} = \frac{\frac{4\pi}{81} + \frac{\pi}{6}}{3} \approx 0,4. \quad (11)$$

Результаты теоретических исследований подтверждены экспериментальными данными, полученными в результате анализа процесса измельчения продуктов различного целевого назначения [2, 5, 6] в ЭММА различных конструктивных модификаций [7].

Список литературы

1. Беззубцева М.М. Теоретические основы электромагнитного измельчения. – СПб.: Изд-во СПбГАУ, 2005. – 160 с.
2. Беззубцева М.М., Волков В.С. Теоретические основы электромагнитной механоактивации. – СПб.: СПбГАУ, 2011. – 250 с.
3. Кудрявцев Л.С. Максвелл. – М.: Просвещение, 1976. – 145 с.
4. Беззубцева М.М., Мазин Д.А., Зубков В.В. Исследование коэффициента объемного заполнения ферромагнитной составляющей в аппаратах с магнитооживленным слоем // Известия Санкт-Петербургского аграрного университета. – СПб.: Изд-во СПбГАУ, 2011. – С. 371–377.
5. Беззубцева М.М., Ковалев М.Э. Активизация сухих строительных смесей в электромагнитном механоактиваторе с применением эксергетического критерия для оценки эффективности измельчения // Материалы Международной научно-практической конференции / под. ред. А.В. Павлова. – Саратов: Изд-во «КУБиК», 2010.
6. Беззубцева М.М., Волков В.С. Повышение энергоэффективности безотходной технологии производства корма // Материалы Международной научно-практической конференции / под. ред. А.В. Павлова. – Саратов: Изд-во «КУБиК», 2010.
7. Беззубцева М.М. Энергоэффективный способ электромагнитной активации // Международный журнал экспериментального образования. – 2012. – № 5. – С. 92–93.

ВЛИЯНИЕ РАЗМЕРА ЗЕРНА СТАЛИ НА ПОРОГОВЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ЗАМЕДЛЕННОГО РАЗРУШЕНИЯ ПРИ НАВОДОРОЖИВАНИИ

Волоконский М.В., Мишин В.М.

Северо-Кавказский федеральный университет, Пятигорск, e-mail: mishinvm@yandex.ru

Практический интерес вызывает изучение влияния размера аустенитного зерна на пороговые характеристики локального разрушения мартенситной стали с различным уровнем остаточных внутренних микронапряжений при замедленном разрушении (ЗР), вызванном водородом [1]. Испытания на ЗР проводили по методике [2]. Установлено, что как для случая высокого уровня остаточных внутренних микронапряжений, так и для случая пренебрежимо низких остаточных внутренних микронапряжений имеет место зависимость между пороговым локальным напряжением σ_{11th}^H и размером исходного аустенитного зерна d_a в виде:

$$\sigma_{11th}^H = \sigma_0 + k d_a^{-1/2}, \quad (1)$$

где s_0 и k – коэффициенты, определяемые для соответствующих структурных состояний стали. Напряжение зарождения микротрещины может быть представлено в виде:

$$\sigma_F = \sigma_{11th}^H + \Delta\sigma_H + \Delta\sigma_{вн}, \quad (2)$$

где показано снижение когезивной прочности: $\Delta\sigma_H$ – водородом; $\Delta\sigma_{вн}$ – остаточными внутренними микронапряжениями. Тогда, уравнение (2) относительно σ_{11th}^H :

$$\sigma_{11th}^H(d_a) = \sigma_F(d_a) - \Delta\sigma_H(d_a) - \Delta\sigma_{вн}(d_a). \quad (3)$$

Таким образом, сопротивление замедленному разрушению определяется факторами $s_{f, \Delta s_{\text{вн}}}$ и $\Delta s_{\text{нр}}$, зависящими в свою очередь от размера исходного аустенитного зерна.

Список литературы

1. Мишин В.М., Филиппов Г.А. Критерий и физико-механическая характеристика сопротивления стали замедленному разрушению. Деформация и разрушение материалов. – 2007. – № 3. – С. 37–42.
2. Филиппов Г.А., Саррак В.И. Локальное распределение водорода и внутренние микронапряжения в структуре закаленной стали // ФММ. – 1980. – Т. 49. – в.1. – С. 121–125.

ВЛИЯНИЕ ПОРИСТОСТИ ПОРОШКОВОЙ СТАЛИ НА ХАРАКТЕРИСТИКИ ХЛАДНОЛОМКОСТИ

Сибилёв А.В., Мишин В.М.

Северо-Кавказский федеральный университет,
Пятигорск, e-mail: sibilevalexander@yandex.ru

Детали, изготовленные из порошковых сталей, как правило, не испытывают высоких нагрузок при эксплуатации. В то же время известно, что понижение температуры в значительной степени приводит к охрупчиванию сталей и сплавов с ОЦК-решеткой и снижает разрушающую нагрузку ниже критической температуры хрупкости [1,2]. Полагали, что хладноломкость порошковых сталей в значительной мере зависит от пористости.

Целью работы являлось установление влияния пористости порошковой стали на механические характеристики при понижении температуры от нормальных до азотных температур.

Опыт последних десятилетий свидетельствует о высокой эффективности применения порошковых материалов для производства изделий конструкционного назначения в различных областях техники [1]. Коэффициент использования материала при изготовлении изделий из порошковых материалов достигает 0,95–1,00, что в свою очередь кроме значительной экономии материала обеспечивает высокий уровень экологичности производства. Однако механические свойства изделий из порошковых легированных сталей ниже, чем из стального проката аналогичного химического состава, что связано с пониженной плотностью, гетерогенностью структуры и большей загрязненностью неметаллическими включениями. Поэтому до последнего времени спеченные изделия применялись в основном в случае малых рабочих нагрузок. Дальнейшее расширение области применения конструктивных деталей, изготовленных методами порошковой металлургии, обеспечивается использованием современных технологий получения порошковых материалов, их легированием, термообработкой, снижением уровня пористости.

Исследования проводили в ЦНИИчермет на среднелегированной стали, полученной в результате спекания частично-легированного порошка марки ПЖН4Д2М.

Исследование свойств материалов полученных на основе частично-легированного порошка ПЖН4Д2М проводилось на стандартных призматических образцах с острым надрезом и цилиндрических образцах диаметром 5 мм.

Одним из основных факторов, резко отличающих спеченные материалы от компактных, который оказывает существенное влияние на закономерности формирования механических свойств при понижении температуры испытаний является пористость.

С целью изучения поведения спеченного материала различной пористости от 10 до 30% при изменении температуры был проведен комплекс испытаний на растяжение и статический изгиб цилиндрических образцов диаметром 5 мм и призматических образцов 10×10×55 мм с острым надрезом. Во всем диапазоне исследуемых температур происходит монотонное снижение предела текучести и предела прочности с ростом температуры испытания, что аналогично поведению компактных материалов.

Было установлено, что разрушающее номинальное напряжение при изгибе образца с надрезом при понижении температуры испытаний возрастает, причем характер зависимости одинаков для всех степеней пористости. Кроме того, скопления закрытых пор являются заметными микроскопическими концентраторами напряжений, способными к взаимодействию с матрицей и между собой. Микронегомогенность структуры приводит к избирательной локализации деформации в пределах мостиков. Видимым результатом этих процессов является разрушение образцов при более низких внешних напряжениях и макродеформациях, чем это было бы в случае компактного материала. Наибольшую опасность представляют открытые поры с малым радиусом вершины. Кроме того, на основании полученных результатов можно утверждать, что изменение механических свойств в зависимости от пористости при других неизменных параметрах обусловлено не только уменьшением эффективного сечения нагруженного образца, но и статистическим распределением и типом пор, которые приводят к возникновению локальной концентрации напряжений.

Список литературы

1. Мишин В.М. Структурно-механические основы локального разрушения конструктивных сталей: монография. – Пятигорск: Спецпечать, 2006. – 226 с.
2. Мишин В.М., Филиппов Г.А. Разделение влияния прочностных и деформационных факторов на критическую температуру хрупкости стали // Деформация и разрушение материалов. – 2007. – № 6. – С. 21–26.