

Влияние остаточных напряжений на неупругие свойства металлических композитов

© В.М. Аржавитин

Национальный научный центр „Харьковский физико-технический институт“,
61108 Харьков, Украина
e-mail: finkel@kipt.kharkov.ua (ТО: AR)

(Поступило в Редакцию 22 ноября 2002 г.)

Выполнен анализ напряженного состояния в металлических композиционных системах. Расчетным путем показана возможность существования экстремумов на температурных зависимостях внутреннего трения в композитах, вызванных наличием в них внутренних напряжений. Приведены экспериментальные температурные зависимости внутреннего трения в композиционных материалах состава (Cu–13% Sn)–30% Nb и Cu–1.3% Cr, подтверждающие аналитические выводы.

После снятия механических и термических нагрузок на композиционные материалы в них остаются значительные внутренние напряжения. Они оказывают влияние на различные механические свойства композитов. Анализ этого влияния на неупругие свойства (внутреннее трение) металлических композитов посвящено настоящему исследованию. Внутреннее трение в термообработанных сталях, имеющих высокий уровень остаточных микронапряжений, изучалось в работах [1,2]. Так было показано, что вблизи 200°C располагается максимум внутреннего трения, вызванный наличием микронапряжений в мартенситной фазе.

В качестве объектов для исследования выбирались композиционные материалы состава (Cu–13% Sn)–30% Nb и Cu–1.3% Cr. Композиты (Cu–13% Sn)–30% Nb представляют собой проволоки диаметром 1.5 mm, а образцы Cu–1.3% Cr были получены обжатием закристаллизованных слитков до диаметра 3 mm. Зависящее от температуры T внутреннее трение $Q^{-1}(T)$ проволок (Cu–13% Sn)–30% Nb регистрировалось в режиме свободно затухающих крутильных колебаний на частоте ~ 1 Hz. Внутреннее трение образцов Cu–1.3% Cr измерялось методом резонансных изгибных колебаний на частотах ~ 50 Hz. В обоих случаях измерения проводились в вакууме 10^{-1} Pa с относительной амплитудой деформации $\varepsilon_0 \sim 10^{-4}$. Подробнее способ изготовления образцов и их микроструктура описаны в [3].

Обычно температурная зависимость внутреннего трения (при $\varepsilon_0 \leq 10^{-4}$) представляет собою экспоненциальный фон $Q_b^{-1} \sim \exp(-U_b/kT)$, где U_b — активационная энергия фона, на который накладываются пики, соответствующие тому или иному физическому процессу. Как видно из рис. 1, температурные кривые внутреннего трения в композитах (Cu–13% Sn)–30% Nb, наоборот, при температурах 50–100°C имеют минимум и лишь затем переходят в стандартный экспоненциальный фон. Насколько можно судить, температурные зависимости $Q^{-1}(T)$ подобного типа ранее не изучались, по крайней мере в композиционных материалах.

Известно, что микропластическое внутреннее трение поликристаллических материалов возрастает как степенная функция действующего напряжения [4]. Применительно к композитам с пластичной матрицей и упругими волокнами получено [5] выражение

$$Q^{-1} \sim \frac{\sigma_{av}^{n-2}}{\sigma_{0.2}^{n-1}} \exp(-U/kT), \quad (1)$$

где $\sigma_{0.2}$ — статический предел текучести пластичной матрицы; σ_{av} — усредненные напряжения, действующие в матрице; n — постоянная, зависящая от дисперсии кривой распределения напряжений σ по зернам; U — энергия, необходимая для преодоления дислокациями барьеров, препятствующих пластическому течению матрицы.

При выводе формулы (1) были приняты два упрощающих предположения: 1) все зерна матрицы имеют одинаковый предел текучести $\sigma_{0.2}$ в направлении приложенной силы, но разны напряжены, 2) зерна в процессе

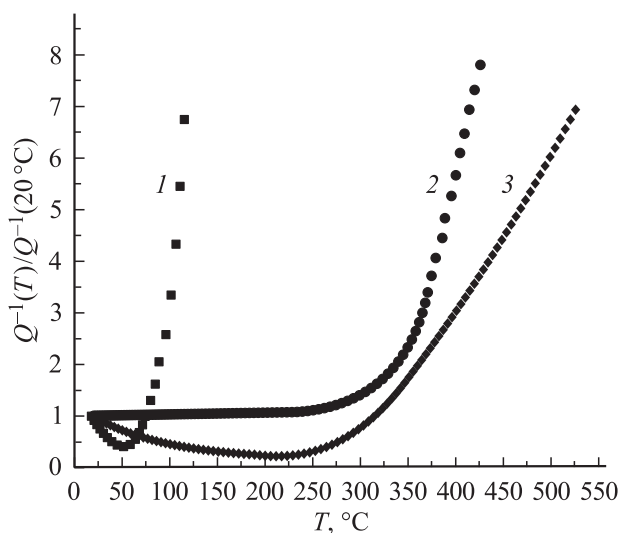


Рис. 1. Внутреннее трение проволоки (Cu–13% Sn)–30% Nb при последовательных нагревах (1–3 — номера испытаний).

деформации не упрочняются. Последнее упрощение требует низких значений энергии активации ($U \sim 0.1 \text{ eV}$) пластического течения, чтобы барьеры для скольжения дислокаций преодолевались лишь с помощью теплового возбуждения. К таким процессам относится, например, термоактивированный отрыв дислокаций от закрепляющих их точечных дефектов [6]. В преодолении дислокациями высокоэнергетических барьеров ($U \sim 1 \text{ eV}$) для течения тепловой энергии недостаточно, здесь заметная роль принадлежит прикладываемому напряжению, что сопряжено с возможностью деформационного упрочнения материала.

Расчет усредненных напряжений в нагреваемых (охлаждаемых) композиционных материалах можно произвести с помощью уравнения Гармонга [7]. При выводе расчетной формулы Гармонг использовал правило аддитивности („смесей“) и условие непрерывности на границе раздела матрица–волокно. В отсутствие внешней нагрузки уравнение Гармонга имеет вид

$$\int_{T_0}^T (\alpha_m - \alpha_f) dT = (\varepsilon_m)_p - \sigma \cdot \left(\frac{V_f E_f + V_m E_m}{V_f E_f E_m} \right),$$

где α , E , V , σ — коэффициент термического расширения, модуль упругости, объемная доля компонента соответственно для матрицы и волокна и усредненное термическое напряжение в матрице; T и T_0 — текущая и начальная температура термоцикла; $(\varepsilon_m)_p$ — пластическая деформация матрицы.

Последняя представляет собою сумму деформаций, обусловленных мгновенной и диффузионной ползучестью. При относительно низких температурах $\sim 200^\circ\text{C}$ диффузионным слагаемым можно пренебречь. Тогда мгновенная пластическая деформация матрицы без учета ее деформационного упрочнения равна $(\varepsilon_m)_p \approx \sigma_{0.2}/E_m$.

Кроме напряжений σ , вызванных изменением температуры, в матрице могут существовать остаточные напряжения σ^* технологического происхождения, например, вследствие волочения исходных слитков в проволоку. В этом случае суммарное напряжение в матрице будет $\sigma_m = \sigma + \sigma^*$, а уравнение Гармонга переписывается как

$$\sigma_m = \left(\frac{\sigma_{0.2}}{E_m} - \int_{T_0}^T (\alpha_m - \alpha_f) dT \right) \frac{V_f E_f E_m}{V_f E_f + V_m E_m} + \sigma^*. \quad (2)$$

Для расчета температурных зависимостей внутреннего трения в композитах воспользуемся формулами (1) и (2). В первом приближении примем средние σ_{av} и внутренние σ_m напряжения в матрице равными по порядку величины $\sigma_{av} \approx \sigma_m$. Это означает, что рассматривается та часть внеутреннего трения, которая обусловлена исключительно наличием внутренних напряжений в материале, а не напряжениями от внешней нагрузки и не комбинациями названных напряжений.

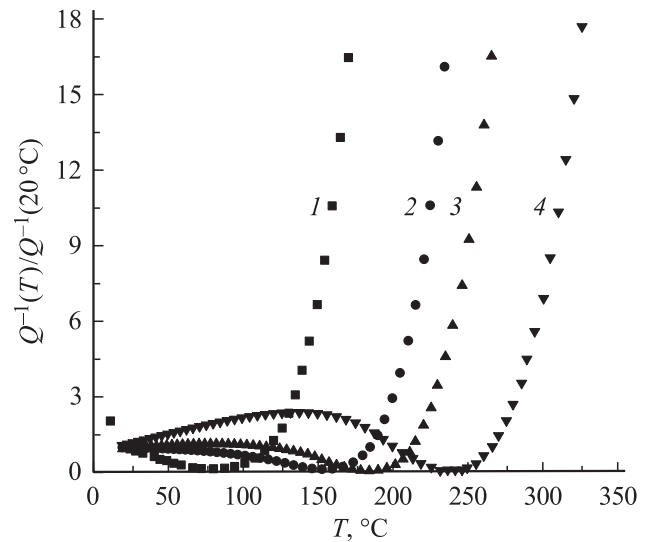


Рис. 2. Расчетные зависимости внутреннего трения композита Cu–1.3%Cr при различных значениях σ^* технологических остаточных напряжений: 1 — 0, 2 — 0.2, 3 — 0.3, 4 — 0.5 kg/mm^2 .

На рис. 2 приведены расчетные кривые (1–3) внутреннего трения в модельном композите Cu–1.3%Cr, полученные при выбранных значениях параметров $n = 4$; $U = 0.15 \text{ eV}$; $\sigma^* = 0, 0.2, 0.3, 0.5 \text{ kg/mm}^2$. Данные по α , E , $\sigma_{0.2}$ компонент композита брались из справочников [8,9]. Из результатов вычислений следует, что наиболее отчетливый минимум внутреннего трения существует при $T \sim 100^\circ\text{C}$ в отсутствие ($\sigma^* = 0$) технологических остаточных напряжений. При наличии таких напряжений ($\sigma^* \neq 0$) на кривых $Q^{-1}(T)$ вместо минимумов вблизи 150°C появляются максимумы.

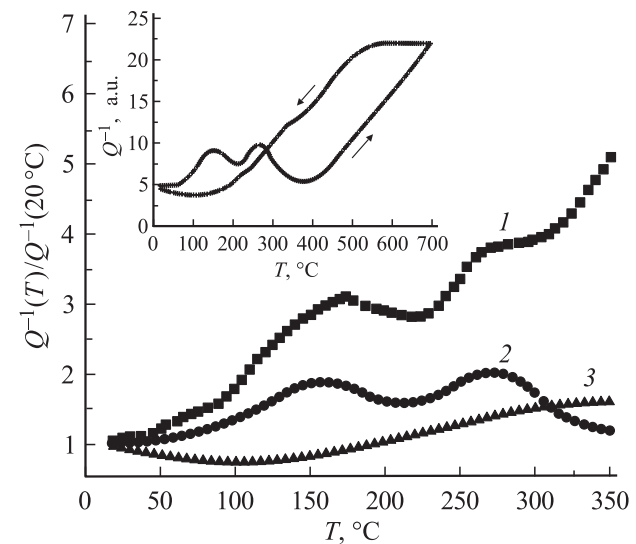


Рис. 3. Внутреннее трение композита Cu–1.3%Cr при последовательных нагревах: 1–3 — до 525, 600, 500°C соответственно. На вставке — кривая внутреннего трения Cu–1.3%Cr для термоцикла нагрев до 600°C –охлаждение.

Для сравнения на рис. 3 приведены экспериментальные температурные зависимости внутреннего трения в композите Cu–1.3%Сг, полученные в трех последовательных нагревах (со скоростью 2 grad/min) одного и того же образца до различных температур (525, 600, 550°С). Качественно экспериментальные и расчетные зависимости $Q^{-1}(T)$ совпадают. Исчезновение максимумов и появление минимума внутреннего трения в третьем термоцикле можно объяснить релаксацией остаточных напряжений σ^* путем микропластической деформации матрицы в двух предыдущих термоциклах. На вставке к рис. 3 полностью воспроизведена кривая $Q^{-1}(T)$ для медно-хромового композита во втором термоцикле. Здесь минимум $Q^{-1}(T)$ появляется в ходе охлаждения композита. Температурный гистерезис внутреннего трения (рис. 3, вставка) указывает на протекание в медной матрице материала микропластической деформации [3,5] при температурах охлаждения, предшествующих минимуму $Q^{-1}(T)$.

В заключение следует отметить, что температурное положение обсуждаемых экстремумов внутреннего трения совпадает с температурами так называемых провалов пластичности в меди и сплавах на ее основе [10,11]. Вероятно, это не вполне случайное обстоятельство. В монографии [10] отмечается, что провалы пластичности наблюдаются в термодинамически метастабильных материалах. Материалы же, в которых действуют напряжения, независимо от рода их возникновения будут находиться в термодинамически неравновесных состояниях.

Список литературы

- [1] Саррак В.И., Суворова С.О. Внутреннее трение в металлах, полупроводниках, диэлектриках и ферромагнетиках. М.: Наука, 1978. С. 75–80.
- [2] Михайлов И.С., Гаврилов Н.В., Михайлов С.Б. // ФММ. 2002. Т. 93. № 4. С. 107–112.
- [3] Аржавитин В.М., Свердлов В.Я. // ЖТФ. 1998. Т. 68. Вып. 11. С. 114–117.
- [4] Троценко В.Т. // ФТТ. 1960. Т. 2. Вып. 6. С. 1060–1063.
- [5] Аржавитин В.М. // ЖТФ. 2002. Т. 72. Вып. 10. С. 128–130.
- [6] Ван-Бюрен. Дефекты в кристаллах. М.: ИЛ, 1962. 594 с.
- [7] Garmong G. // Metallurgical transactions. 1974. Vol. 8. P. 2183–2205.
- [8] Бобылев А.В. Механические и технологические свойства металлов: Справочник. М.: Металлургия, 1980. 296 с.
- [9] Тихонов Л.В., Кононенко В.А., Прокопенко Г.И., Рафаловский В.А. Структура и свойства металлов и сплавов (Механические свойства металлов и сплавов). Киев: Наукова думка, 1986. 568 с.
- [10] Пресняков А.А., Червякова В.В. Природа провалов пластичности у металлических сплавов. Алма-Ата: Наука, 1970. 195 с.
- [11] Миндюк А.К. // Металлы. 1990. № 3. С. 144–149.