

ПРОГНОЗИРОВАНИЕ ИЗМЕНЕНИЯ ПРЕДЕЛА ТЕКУЧЕСТИ, ОБУСЛОВЛЕННОГО ДИФФУЗИОННЫМИ ПРЕВРАЩЕНИЯМИ, В СПЛАВЕ МА21 В ХОДЕ МНОГОЛЕТНЕЙ ВЫДЕРЖКИ

Д.А. Мирзаев, Ю.Д. Корягин, К.Ю. Окишев,
В.М. Елгин, А.А. Звонков

Двухфазный сплав на магний-литиевой основе МА21 широко используется в изделиях авиакосмической техники, но за время эксплуатации происходит изменение его механических свойств и, в частности, предела текучести, которое было экспериментально исследовано за период 19 лет выдержки. Поскольку сплав не был нагартован, то основными процессами, приводящими к снижению предела текучести, являлась коалесценция частиц MgLi_2Al в β -фазе и прерывистый распад в α -фазе. На основе дислокационной теории упрочнения и кинетической теории фазовых превращений были получены общие формулы для изменения предела текучести. Неизвестные параметры были подобраны на основе принципа наилучшего согласия экспериментальных и теоретических кривых. Было показано, что через 14-16 лет выдержки прочность сплава достигает максимума, после чего начинается её снижение. Интересно, что после 16 лет выдержки изменяется соотношение $\sigma_{0,2}/\sigma_{0,2}$: предел текучести при растяжении становится большим, чем при сжатии.

В работе [1] развита методика количественного прогнозирования изменения предела текучести нагартованного сплава АМг6 в процессе многолетней выдержки при комнатной температуре. Предполагалось, что существует единственный процесс разупрочнения - возврат, обусловленный переползанием и аннигиляцией дислокаций. Результаты прогнозирования в целом неплохо согласовывались с результатами измерения.

Однако лёгкие сплавы часто упрочняются за счёт дисперсионного твердения или прерывистого распада, причём в зависимости от характера легирования сплав может быть одно-, двух- или многофазным. Настоящая работа представляет первую попытку прогнозирования характера изменения предела текучести в двухфазном магний-литиевом сплаве МА21, содержащем около 8%Li; 4,7%Al; 4,5%Cd; 1,55%Zn; 0,2%Mn и некоторые другие элементы в качестве примесей. После охлаждения до комнатной температуры сплав состоит из двух фаз: α и β . Бета-фаза имеет ОЦК-решётку и представляет собой твёрдый раствор легирующих элементов в литии. Состав β -фазы, по данным работ М.Е. Дрица [2, 3], близок к составу сплава МА18. Альфа-фаза имеет ГПУ-решётку и представляет собой твёрдый раствор на основе магния. Она имеет примерный состав Mg-5%Li-5%Al-4%Cd-1%Zn [3]. Обе фазы являются нестабильными. Изделия из сплава получают штамповкой заготовок при 280 °С с последующим охлаждением на воздухе до комнатной температуры. Возможны и последующие технологические нагревы до температур не выше 90 °С. Температура штамповки (280 °С) превышает температуру рекристаллизации и β - и α -фазы, поэтому эффекты, обусловленные дислокационным возвратом, при комнатной температуре проявляться не должны. Несомненно, что ведущим процессом при длительной выдержке является выделение избыточных фаз. Согласно работам [2,4], распад β -фазы происходит по схеме



где β' и β'' - твёрдый β -раствор с изменённой концентрацией. Мак Дональд [5, 6] показал, что при низких температурах старения 20...65 °С из β -фазы выделяется только метастабильная фаза MgLi_2Al , кристаллы которой находятся в ориентационной связи с решёткой β -фазы, хотя сопряжение решёток сопровождается довольно большим несоответствием (9... 11%).

С позиции дислокационной теории упрочнения, выделение дисперсных частиц может оказывать воздействие надвигающиеся дислокации по нескольким механизмам. Наиболее значимыми являются механизмы перерезания и огибания. Пересечение кривых критического напряжения для этих двух процессов в зависимости от времени старения определяет максимум прочности. Наши

оценки показывают, что максимум упрочнения достигается ещё на стадии охлаждения после прессования. Поэтому основным механизмом прохождения дислокаций через частицы является огибание. А поскольку в ходе длительной выдержки развивается коагуляция частиц, приводящая к возрастанию межчастичного расстояния l , то предел текучести β -фазы должен снижаться со временем в соответствии с уравнением [7]

$$\tau_{ог} \approx \frac{G \cdot b}{l - 2R}, \quad (0)$$

в котором G - модуль сдвига, а b - вектор Бюргерса дислокаций. Если выразить это расстояние через объёмную долю выделений f и их размер (радиус) R , то формулу можно преобразовать к виду

$$\tau_{ог} \approx \lambda_1 \frac{G \cdot b \sqrt{f}}{R}, \quad (2)$$

где объёмную долю выделений можно считать постоянной величиной. Поскольку для размера частиц в условиях диффузионного роста справедливо выражение

$$R \approx \sqrt{Dt} \quad (3)$$

то зависимость $\tau_{ог}$ от времени будет определена формулой

$$\Delta\sigma_T = \lambda_2 \exp\left(\frac{U}{2RT}\right) \cdot \frac{1}{\sqrt{t}}, \quad (4)$$

в которой время t должно отсчитываться от момента зарождения частиц. Но так как началу эксплуатации соответствует большая степень выделения, то заменим t на $t + t_0$, где t_0 есть некоторое эквивалентное время предварительного распада, который происходил до начала эксплуатации. Отсюда для изменения предела текучести β -фазы во времени получаем уравнение

$$\sigma_{0,2}^\beta \approx \sigma_T^\beta = \sigma_T^\beta(0) + \Delta\sigma_{T(\max)}^\beta - \frac{\lambda_2}{\sqrt{t+t_0}} \cdot \exp\left(\frac{U}{2RT}\right) = \sigma_T^\beta(0) + \Delta\sigma_{T(\max)}^\beta \left(1 - \frac{\sqrt{t_0}}{\sqrt{t+t_0}}\right). \quad (5)$$

В представленных выше формулах U - энергия активации диффузии, λ_1 и λ_2 - константы, $\sigma_T^\beta(0)$ - предел текучести β -фазы в начальный момент эксплуатации ($t = 0$), а $\sigma_{T(\max)}^\beta$ - максимальный эффект разупрочнения при $t \rightarrow \infty$.

Имеются данные [8] о том, что после охлаждения α -фазы от температур 250...470 °С она представляет пересыщенный твёрдый раствор. При последующем нагреве до относительно невысоких температур менее 250 °С и выдержки в ней происходит процесс выделения фаз по реакции прерывистого распада $\alpha \rightarrow \Phi + \alpha'$, для которого характерно формирование перлитоподобной структуры $\Phi + \alpha'$, где Φ - выделяющаяся фаза, α' - твёрдый раствор, обеднённый компонентами (Al, Li, Zn, Mg), перешедшими в фазу старения Φ . До сих пор достоверно не установлен тип фазы, выделяющейся при прерывистом распаде α -раствора. Предполагают [2, 8], что фазой Φ могут быть $Mg_{17}Al_{12}$, $MgLi_2Al$, $AlLi$, в которых растворены Zn и Cd, либо сочетание этих фаз. Заметим, что во всех случаях кинетика выделения этих фаз лимитируется диффузией алюминия или магния. По данным [9], энергия активации самодиффузии магния составляет 140 кДж/моль. В работе [10] показано, что энергия активации диффузии алюминия в магний составляет 143 кДж/моль. Фактически энергии активации диффузии и магния, и алюминия равны. Это даёт основание считать, что скорости выделения отмеченных фаз должны быть весьма близкими.

Кинетику распада обычно описывают уравнением Авраами

$$f = 1 - \exp(-pt^n), \quad (6)$$

где f - доля превращения, t - длительность старения. Для определения величин p и n выражение (6) удобно преобразовать к виду $\ln(-\ln(1-f)) = \ln p + n \ln t$. Математическая обработка экспериментальных данных [11] о прерывистом распаде в магниевом сплаве Mg-9%Al-2%Zn, состав которого близок к составу α -фазы рассматриваемого сплава, дала следующие значения коэффициентов: $n = 2 \pm 0,2$; $\ln p = 56,32 - 17980/T$. Тогда при 20 °С $p = 0,00644 \text{ лет}^{-2}$. В ходе прерывистого распада упрочнение сплава пропорционально объёмной доле превращения, определяемой по

(6). Но поскольку распад мог проходить в период, предшествующий эксплуатации, мы примем аналогично (5), что

$$\sigma_{0,2}^{\alpha}(t) = \sigma_{T}^{\alpha}(0) + \Delta\sigma_{T(\max)}^{\alpha} \left[\exp(-pt_0^2) - \exp(-p(t_0+t)^2) \right]. \quad (7)$$

С увеличением длительности выдержки предел текучести возрастает. Для рассматриваемого сплава будем предполагать [7], что предел текучести сплава равен среднему из пределов текучести фаз с весовыми множителями, равными их объёмным долям, то есть

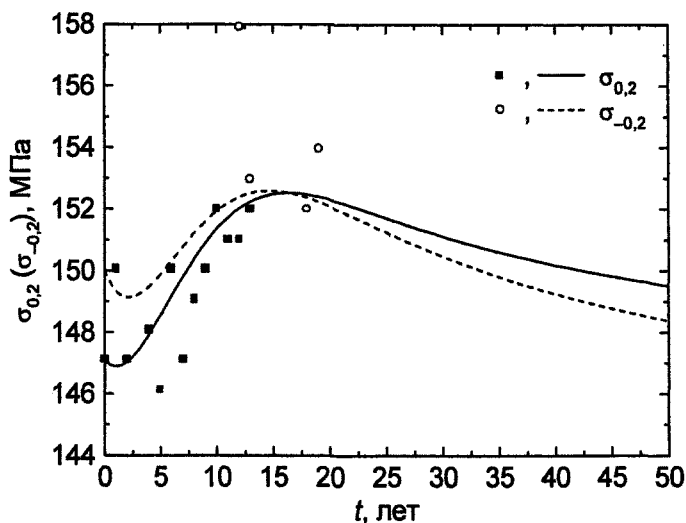
$$\begin{aligned} \bar{\sigma}_{0,2} &= \sigma_{0,2}^{\alpha} f_{\alpha} + \sigma_{0,2}^{\beta} f_{\beta}, \\ \bar{\sigma}_{-0,2} &= \sigma_{0,2}^{\alpha} f_{\alpha} + m \sigma_{0,2}^{\beta} f_{\beta}. \end{aligned} \quad (8)$$

Коэффициент $m \approx 1,3$ учитывает, что для β -фазы, как и для многих других ГПУ-фаз, пределы текучести на сжатие и растяжение не равны, но пропорциональны [12]. С учётом выражений (5) и (7) получаем окончательные формулы для пределов текучести на растяжение и сжатие:

$$\begin{aligned} \sigma_{0,2} &= \sigma_{0,2}(0) + K_{\alpha} \left[\exp(-pt_0^2) - \exp(-p(t_0+t)^2) \right] - K_{\beta} \left[1 - \sqrt{\frac{t_0}{t+t_0}} \right]; \\ \sigma_{-0,2} &= \sigma_{-0,2}(0) + K_{\alpha} \left[\exp(-pt_0^2) - \exp(-p(t_0+t)^2) \right] - m K_{\beta} \left[1 - \sqrt{\frac{t_0}{t+t_0}} \right], \end{aligned} \quad (9)$$

где обозначено $K_{\alpha} = f_{\alpha} \cdot \Delta\sigma_{T(\max)}^{\alpha}$ и $K_{\beta} = f_{\beta} \cdot \Delta\sigma_{T(\max)}^{\beta}$. Для исходного состояния $f_{\alpha} = 0,333$ и $f_{\beta} = 0,667$. Величины t_0 , K_{α} и K_{β} неизвестны, однако имеется массив данных об изменении $\sigma_{0,2}$ и $\sigma_{-0,2}$ сплава в течение довольно большого периода наблюдений. Поэтому эти параметры были подобраны на основе принципа наилучшего согласия экспериментальных и теоретических кривых: $t_0 = 5$ лет; $K_{\alpha} = 20$ МПа; $K_{\beta} = 20$ МПа.

Результаты расчёта в сравнении с экспериментальными данными приведены на рисунке.



Результаты расчёта изменения пределов текучести при растяжении и сжатии в зависимости от времени выдержки при 20 °С.
Точки – экспериментальные данные

Пределы текучести при сжатии и растяжении достигают максимума при выдержке 14-16 лет, а затем начинается их снижение. Интересно, что после 16 лет выдержки изменяется соотношение $\sigma_{0,2}/\sigma_{-0,2}$: предел текучести при растяжении становится большим, чем при сжатии.

Работа поддержана РФФИ и Администрацией Челябинской области (грант 04-02-96006-р2004урал_a), а также грантом поддержки ведущих научных школ НШ-5965., 2006.3.

Литература

1. Изучение и моделирование возврата в сплаве АМгб с целью прогнозирования ресурса эксплуатации деталей авиакосмической техники / Д.А. Мирзаев, Ю.Д. Корягин, Я.С. Добрынина, А.А. Звонков // Физика металлов и металловедение. - 2004. - Т. 98. - № 2. - С. 11-18.
2. Магниево-литиевые сплавы / Под ред, М.Е. Дрица. - МЛ: Metallurgia, 1980. - 140 с.
3. Лёгкие сплавы, содержащие литий / М.Е. Дриц, Е.М. Падежнова, Н.Л. Рохлин и др. - М.: Наука, 1982. - 144 с.
4. Дриц М.Е., Свидерская З.А., Трохова В.Ф. О стабильности свойств магниево-литиевых сплавов со структурой ая-Д подвергнутых термической и термомеханической обработке // Физика и химия обработки материалов. - 1974. - № 1. - С. 161-164.
5. McDonald J.C. // Trans. ASM. - 1968. - V. 61. - P. 505.
6. McDonald J.C. // J. Inst. Metals. - 1969. - V. 97. - P. 353.
7. Штремель М.А. Прочность сплавов. Ч. 2: Деформация. - М.: МИСиС, 1997. - 527 с.
8. Сверхлёгкие конструкционные сплавы / М.Е. Дриц, З.А. Свидерская, Ф.М. Елкин, В.Ф. Трохова - М.: Наука, 1972. - 144 с.
9. Федоров Г.Б., Смирнов Е.А. Диффузия в металлах и сплавах // Итоги науки и техники. Металловедение и термическая обработка. - М.: ВИНТИ, 1974. - Т. 8. - С. 5-63.
10. Spigarell S. Creep of the Deformed and Heat Treated AZ91 MgAlZn Alloy // Scripta Materialia. - 2000. - V. 42. - № 4. - P. 397-402.
11. Баск Р.С. Магниевые сплавы // Старение сплавов. - М.: Metallurgizdat, 1962. - С. 383-Ш.
12. Мирзаев Д.А., Окишев К.Ю. Физические основы прочности. - Челябинск: ЮУрГУ, 2004. - 4.2. - 132 с.

Поступила в редакцию 27 ноября 2006 г.