

УСТАЛОСТЬ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА 2219 ПРИ ЦИКЛИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ

Л. Е. Матохнюк, А. В. Бялонович, Е. Е. Гопкало

Институт проблем прочности им. Г.С.Писаренко НАН Украины

Abstract. The paper provides the results of investigations on the fatigue of the aluminum alloy 2219 under symmetric and pulse loading cycles. It is shown that there are multiple fractures in the specimens starting with their surface under the stresses that exceed the endurance limit significantly. At stresses close to the endurance limit, the fatigue crack in the specimens, which underwent fracture under the smaller number of loading cycles, initiates from the material surface, while at large durations it occurs under the material surface.

Введение. В связи с необходимостью замены на предприятиях Украины алюминиевых сплавов производства России на другие зарубежные аналоги возникла необходимость проведения усталостных испытаний алюминиевого сплава 2219, относящегося к системе Al-Cu-Mn с дополнительным легированием рядом тугоплавких элементов.

К настоящему времени экспериментально установлено проявление нестабильности процесса усталости, что объясняют неодинаковым развитием циклической пластической деформации в зависимости от уровня циклической нагрузки. Нестабильность выражается в виде существенного разброса долговечности образцов, либо наличия перегибов или ступенек на кривой усталости при напряжениях, близких к общепринятому пределу выносливости. Такую нестабильность связывают с изменением механизма зарождения или распространения усталостных трещин. Для алюминиевых сплавов в области напряжений, соответствующих долговечности $5 \cdot 10^5 \dots 2 \cdot 10^6$ цикл, наблюдается начало существенного разброса числа циклов до разрушения образцов [1, 2], которое продолжается и при более низких напряжениях. Аналогичное начало значительного разброса долговечности наблюдали и при испытаниях высокопрочных сталей [3-8 и др.]. Разрыв кривой усталости наблюдается в основном при наличии очага разрушения под поверхностью образца. Однако нет универсальной границы, когда преобладают одни, либо другие механизмы зарождения трещины, и возможно зарождение трещины под поверхностью при напряжениях, характерных не только для гигацикловой, но и для многоцикловой области усталости.

Целью работы было получение данных о сопротивлении усталости сплава 2219 и установлении особенностей зарождения усталостных трещин в зависимости от величины действующих напряжений.

Материал и методика исследования. Образцы с диаметром рабочей части 7 мм были изготовлены из заготовок, вырезанных из плиты вдоль и поперек направления прокатки по отношению к оси образца. Микроструктурный анализ показал, что вдоль направления прокатки зерна сильно деформированы, ориентированы параллельно направлению прокатки и состоят из многочисленных деформационных групп. Поперек направления прокатки также наблюдается вытянутость зерен, но в меньшей степени. Это объясняется тем, что при прокатке листов деформирование происходит в основном в направлении прокатки, в меньшей степени – в направлении, перпендикулярном к нему, т.е. по ширине листа. Указанные различия в структуре приводят к анизотропии свойств и влияют на механические характеристики сплава в зависимости от направления вырезки образцов относительно направления прокатки при различных видах испытаний.

Механические характеристики сплава при комнатной температуре: поперек прокатки $E = 73,7$ ГПа; $\sigma_b = 474$ МПа; $\sigma_{0.2} = 360$ МПа; $\delta = 8,5\%$; вдоль прокатки $E = 73,7$ ГПа; $\sigma_b = 461$ МПа; $\sigma_{0.2} = 369$ МПа; $\delta = 7,1\%$. Изменение пределов прочности и

текучести в зависимости от направления прокатки разнонаправленное и не превышает 3 %. Для модулей упругости такая зависимость отсутствует.

С целью определения характеристик сопротивления усталости испытания проводили в резонансном режиме нагружения на машине с электромагнитным силовозбудителем при синусоидальном циклическом нагружении в «мягком» режиме при симметричных и отнулевых циклах напряжений (коэффициенты асимметрии циклов $R=-1$ и $R=0$). Частота нагружения составляла 87 Гц. Для назначения и поддержания задаваемого уровня нагрузки применялась система управления испытательной машиной с использованием разработанного комплекса анализа и управления сигналом, задающим частоту и амплитуду колебаний с помощью персонального компьютера. Точность поддержания уровня нагрузки составляет ± 1 МПа.

Результаты испытаний и их обсуждение. Кривые усталости образцов при симметричных циклах нагружения в координатах амплитуда напряжения цикла σ_a – число циклов до разрушения N приведены на рис. 1. Кривые построены по уравнению, предложенному в [9],

$$\sigma_a = \sigma_0 + \frac{C_f}{\sqrt{N}},$$

где σ_a – амплитуда переменных напряжений, σ_0 – предел выносливости на неограниченной базе, N – число циклов до разрушения, C_f – параметр кривой усталости.

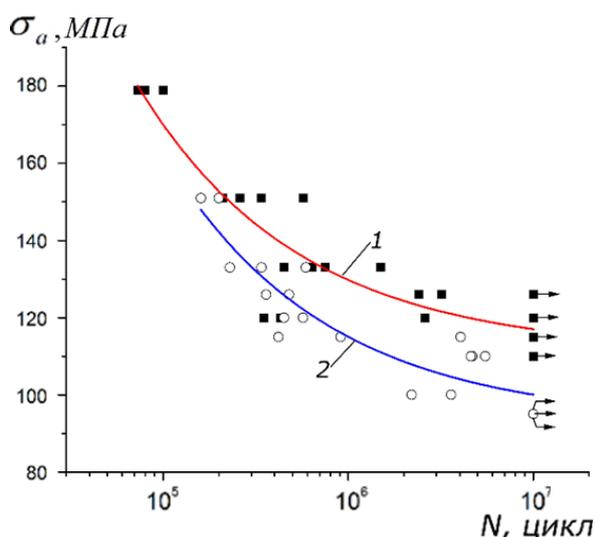


Рис. 1. Кривые усталости образцов при $R = -1$: 1 – вдоль, 2 – поперек направления прокатки.

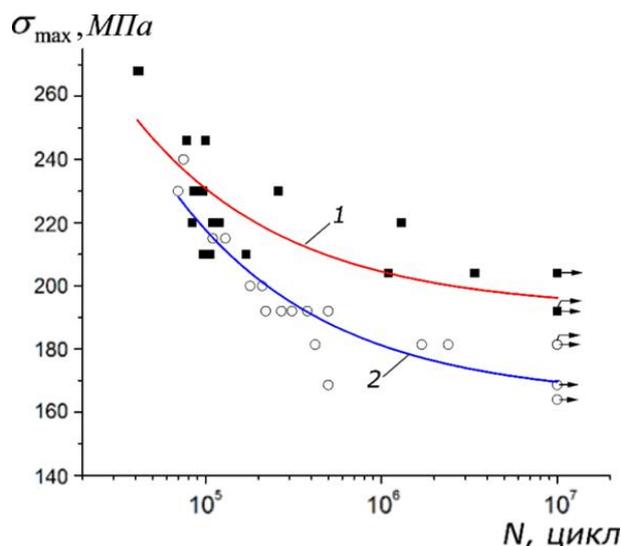


Рис. 2. Кривые усталости образцов при $R = 0$: 1 – вдоль, 2 – поперек направления прокатки.

Из результатов испытаний следует, что предел выносливости на базе $1 \cdot 10^7$ циклов образцов с направлением оси образца вдоль прокатки составляет $\sigma_{-1} = 115$ МПа, а для образцов с направлением оси поперек прокатки $\sigma_{-1} = 95$ МПа. Кривые усталости при отнулевых циклах нагружения в координатах максимальное напряжение цикла σ_{\max} – число циклов до разрушения N приведены на рис. 2. При этом виде испытаний предел выносливости на базе $1 \cdot 10^7$ циклов для образцов с направлением оси образца вдоль прокатки составляет $\sigma_{\max} = 192$ МПа, а для образцов с направлением оси поперек прокатки – $\sigma_{\max} = 164$ МПа.

Необходимо отметить, что для обоих видов нагружения при относительно высоких уровнях напряжений (соответствующих числу циклов до разрушения $5 \cdot 10^4 \dots 5 \cdot 10^5$) характерен небольшой разброс по долговечности. Долговечность

образцов с направлением оси как вдоль, так и поперек прокатки практически одинакова и кривые усталости сближаются.

В связи с большим разбросом по долговечности на уровнях напряжений, близких к пределу выносливости, был проведен фрактографический анализ изломов соответствующих образцов. Особое внимание уделяли очагам разрушения.

При повышенной нагрузке ($\sigma_a = 150$ МПа), соответствующей области с малым разбросом долговечности образцов, наблюдалось многоочаговое зарождение усталостных трещин (рис.3).

На рис. 4 представлены фрактографии изломов при симметричных циклах нагружения образцов с направлением оси поперек прокатки и одинаковой амплитуде напряжений 115 Мпа. Как видно, при меньшей долговечности ($N = 4,2 \cdot 10^5$ цикл) очаг зарождения усталостной трещины расположен на поверхности металла, магистральная усталостная трещина развивалась от очага, отмеченного на рисунке, хотя в изломе наблюдались несколько других очагов, трещины от которых почти сразу сливались с магистральной. В случае большей долговечности ($N = 4 \cdot 10^6$ цикл) очаг расположен под поверхностью, магистральная усталостная трещина развивалась от очага 1, несмотря на небольшие второстепенные очаги.

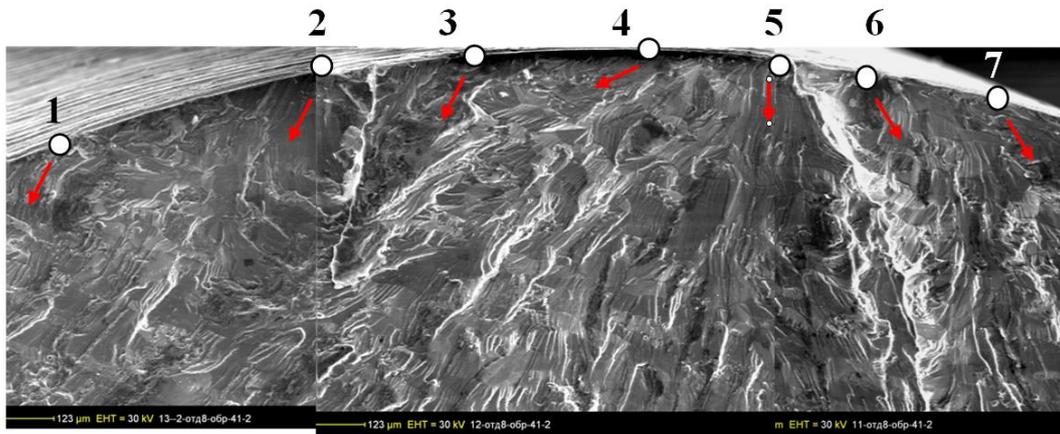


Рис. 3. Фрактография усталостного излома, $R = -1$; $\sigma_a = 150$ МПа, $N = 2,6 \cdot 10^5$ цикл. Цифрами обозначены очаги разрушения.

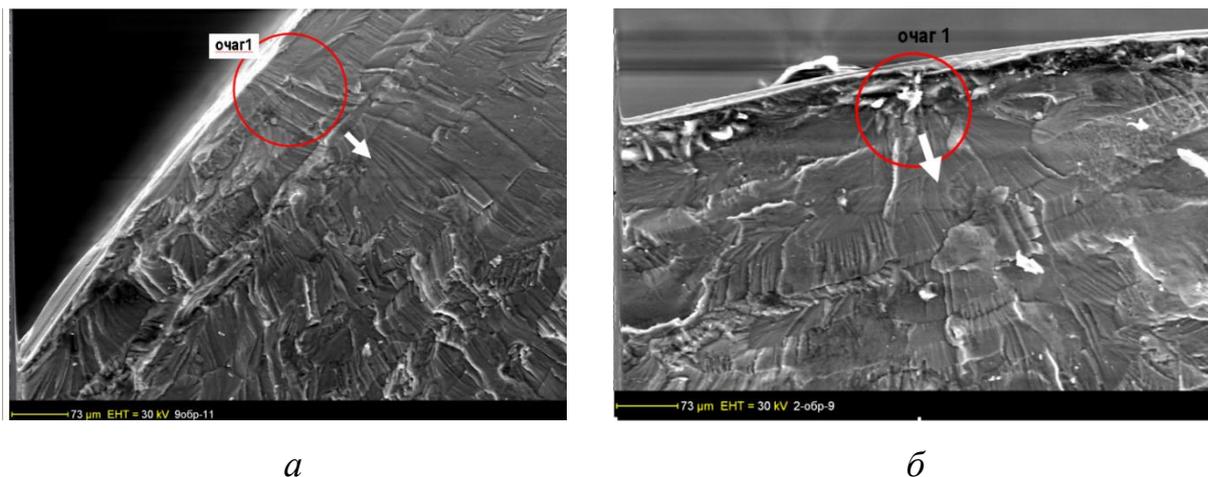


Рис. 4. Фрактографии усталостных изломов. образцы поперек направления прокатки, $R = -1$, $\sigma_a = 115$ МПа: *а* - $N = 4,2 \cdot 10^5$ цикл, *б* - $N = 4 \cdot 10^6$ цикл.

Аналогичные результаты были получены в результате фрактографического анализа образцов с направлением оси вдоль прокатки и отнулевых циклах нагружения.

На основании результатов испытаний на усталость и фрактографических исследований можно сделать следующие выводы:

1. При повышенной нагрузке наблюдается многоочаговое зарождение усталостной трещины. Механизм зарождения схожий как для образцов, вырезанных вдоль, так и поперек направления прокатки. Вероятно, этим обусловлено то, что образцы разрушались с небольшим разбросом по долговечности.

2. При нагрузке, близкой к пределу выносливости, характерной для возможного разрыва кривой усталости, в зависимости от долговечности наблюдались различные механизмы разрушения. При меньших долговечностях зарождение трещины происходило от поверхности материала образцов, для больших долговечностей – под поверхностью.

Литература

1. Шабалин В.И. О разрыве кривых усталости дуралюмина // Докл. АН СССР. 1958.- Т.22, №4.- С.600-604.
2. Finney J.M. Notched and unnotched fatigue characteristics of aluminum-zinc-magnesium alloy of unusual strength // J. Inst. Metals. - 1963. -**92**. - P. 30-31.
3. Ochi Y., Matsumura T., Masaki K. and Yoshida S. High cycle rotating bending fatigue property in very long life regime of high strength steels // Proc. Intern. Conf. on Fatigue in Very High Cycle Regime. Eds. S. Stanzl-Tschegg. H. Mayer. 2-4 July, 2001. - Vienna, Austria, Inst. of Meteorology and Physics. - P. 81-88.
4. Proc. Third International Conference on Very High Cycle Fatigue // Ritsumeikan University. Kusatsu, Japan. September 16-19, 2004. - 689 p.
5. Mayer H., Haydn W., Schuller R., Issler R., Furtner B. and Bacher-Höchst M. Very high cycle fatigue properties of bainitic high carbon–chromium steel // Int. J. Fatigue.- 2009. - **31**, No **2**. - P. 242-249.
6. Makino T. The effect of inclusion geometry according to forging ratio and metal flow direction on very high-cycle fatigue properties of steel bars // Int. J. Fatigue. – 2008.- **30**, No 8.- P. 1409-1418.
7. Sohar C.R., Betzwar-Kotas A., Gierl C., Weiss B., and Danninger H. Gigacycle fatigue behavior of a high chromium alloyed cold work tool steel // Int. J. Fatigue.- 2008. - **30**, No 7. P. 1137-1149.
8. Huang Z.Y., Wagner D., Bathias C. et al. Cumulative fatigue damage in low cycle fatigue and gigacycle fatigue for low carbon–manganese steel // Int. J. Fatigue.- 2011.- **33**, No 2.- P. 115–121.
9. Яковлева Т.Ю. Локальная пластическая деформация и усталость металлов. – Киев: Наукова думка, 2003. – 236 с.